

Untersuchungen zum wasserstoff- induzierten Sprödbruch vergüteter Spannstähle

T 2819

T 2819

Dieser Forschungsbericht wurde mit modernsten Hochleistungskopierern auf Einzelanfrage hergestellt.

Die Originalmanuskripte wurden reprototechnisch, jedoch nicht inhaltlich überarbeitet. Die Druckqualität hängt von der reprototechnischen Eignung des Originalmanuskriptes ab, das uns vom Autor bzw. von der Forschungsstelle zur Verfügung gestellt wurde.

Im Originalmanuskript enthaltene Farbvorlagen, wie z.B. Farbfotos, können nur in Grautönen wiedergegeben werden. Liegen dem Fraunhofer IRB Verlag die Originalabbildungen vor, können gegen Berechnung Farbkopien angefertigt werden. Richten Sie Ihre Anfrage bitte an die untenstehende Adresse.

© by Fraunhofer IRB Verlag

1998, ISBN 3-8167-5507-0

Vervielfältigung, auch auszugsweise,
nur mit ausdrücklicher Zustimmung des Verlages.

Fraunhofer IRB Verlag

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau

Postfach 80 04 69

70504 Stuttgart

Nobelstraße 12

70569 Stuttgart

Telefon (07 11) 9 70 - 25 00

Telefax (07 11) 9 70 - 25 08

e-mail irb@irb.fhg.de

URL <http://www.irb.fhg.de>

Schlußbericht

Untersuchungen zum wasserstoffinduzierten Sprödbruch vergüteter Spannstähle

(BAM-Az.: Vh 7413)

Auftraggeber:

Deutsches Institut für Bautechnik

Az.: IV 1-5-651/92

von

**Dr.-Ing. J. Mietz, Dipl.-Ing. K. Pasewald, Dr.-Ing. B. Isecke
(BAM VII.4 - Korrosion und Korrosionsschutz)**

**Berlin
Januar 1998**

Untersuchungen zum wasserstoffinduzierten Sprödbruch vergüteter Spannstähle

		Seite
1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Stand des Wissens	3
2.1	<u>Allgemeines</u>	3
2.2	<u>Anodische Spannungsrißkorrosion</u>	4
2.3	<u>Wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion</u>	5
2.3.1	Elektrochemische Vorgänge.....	5
2.3.2	Theorien der H-induzierten Spannungsrißkorrosion.....	7
2.3.3	Medium- und werkstoffseitige Einflußgrößen	10
2.3.4	Fraktographische und mechanische Auswirkungen der Wasserstoffversprödung.....	12
2.4	<u>Untersuchungen an Spannstählen</u>	13
3	Experimentelle Untersuchungen	18
3.1	<u>Werkstoffe</u>	18
3.1.1	Übersicht	18
3.1.2	Chemische Zusammensetzung	19
3.1.3	Mechanische Kennwerte	19
3.1.4	Gefüge	19
3.1.5	Eigenspannungsmessungen.....	20
3.1.6	Rißdetektion	21
3.1.7	Erzeugung künstlicher Anrisse.....	22
3.2	<u>Dauerstandversuche</u>	22
3.2.1	Versuchsdurchführung	22
3.2.1.1	<i>Versuchsbedingungen</i>	22
3.2.1.2	<i>Versuchsaufbau</i>	24
3.2.2	Ergebnisse und Diskussion.....	26
3.2.2.1	<i>70 % Konstantfeuchte</i>	26
3.2.2.2	<i>DIBt-Prüflösung</i>	26
3.2.2.3	<i>Kondenswasserbelastung</i>	31
3.2.2.4	<i>Ca(OH)₂-Lösungen</i>	34
3.3	<u>CER-Versuche</u>	35
4	Zusammenfassung und Schlußfolgerungen	37
5	Literatur	42
6	Tabellen und Abbildungen	Anlage

Untersuchungen zum wasserstoffinduzierten Sprödbruch vergüteter Spannstähle

1 Einleitung und Zielsetzung

In den letzten Jahren sind Schäden an mehr als 30 Jahre alten Spannbetonbauteilen mit Spanngliedern in nachträglichem Verbund beobachtet worden. Die Schäden äußerten sich durch bruchbedingtes Versagen der Spannstähle, wobei der Bruchtyp einem wasserstoffinduziertem Sprödbruch entspricht. Die Schadensanalyse ergab keine Mängel hinsichtlich schlecht verpreßter Hüllrohre oder korrosionsfördernder Bestandteile im Einpreßmörtel [1, 2, 3, 4]. Die Spanndrähte bestanden aus vergütetem Spannstahl der Festigkeitsklasse St 1420/1570, wobei es sich fast ausnahmslos um Stähle handelte, die in der vorliegenden chemischen Zusammensetzung nur bis Mitte der Sechziger Jahre zugelassen waren (sog. 'alter Typ').

Auch an Viehstaldecken mit vorgespannten Deckenträgern mit direktem Verbund sind in den letzten Jahren eine Vielzahl von Korrosionsschäden mit diesem hochfesten, vergüteten Spannstahl 'alten Typs' entdeckt worden. Nachdem in den zunächst durchgeführten Schadensanalysen als Ursache der vorgefundenen Brüche die korrosive Belastung der Spannstähle durch die Viehstallatmosphäre in Verbindung mit mangelhafter Ausführungsqualität der Deckenträger (Fehlstellen und mangelhafte Verdichtung des Überdeckungsbetons im Bereich der Bruchstellen) angesehen wurde, liegt, durch neuere Ergebnisse an zerstörungsfrei geprüften Deckenträgern dieser Bauart belegt, der Verdacht nahe, daß die Brüche bereits dann eintreten können, wenn in der Umgebung des Spannstahles depassivierende Bedingungen (keine hinreichende Alkalität, bedingt durch Fehlstellen bzw. Carbonatisierung) vorliegen und ein ausreichendes Feuchtigkeits- und Sauerstoffangebot an dieser Stelle gegeben ist. Die korrosive Belastung wäre dann bereits unter Bedingungen, die einer Kondenswasserbelastung entsprechen, hinreichend, um wasserstoffinduzierte Rißeinleitung und -ausbreitung an diesen Stählen hervorrufen. Dies würde bedeuten, daß sich der Kreis gefährdeter Bauteile über den Einsatzbereich in Viehställen auf alle Deckenträger dieser Art, bei denen depassivierende Bedingungen und Korrosionsbelastung durch Kondenswasser vorliegen, erweitern würde.

Aus diesem Grunde ist es dringend erforderlich, durch Untersuchungen an vergüteten Spannstählen 'alten Typs' nachzuweisen, inwieweit die vorliegenden Verdachtsmomente bestätigt bzw. ausgeräumt werden können. Da in Langzeitauslagerungsversuchen unter praxisgerechten Bedingungen aber auch an dem zur besseren Korrosionsbeständigkeit mit Chrom legierten 'neuen Typ' der vergüteten Spannstahlqualität St 1420/1570 einzelne Brüche im Verlauf der Auslagerung vorgefunden wurden [5] und bei einem neueren Schadensfall eines Deckenträgers mit Spanngliedern mit nachträglichem Verbund Stahl des 'neuen Typs' ebenfalls beteiligt war, sollte dieser Stahl in die Untersuchungen miteinbezogen werden. Zusätzlich sollte auch der in der ehemaligen DDR hergestellte und dort vielfach verwendete Spannstahl St 1370/1570, der mit dem Spannstahl 'älteren Typs' vergleichbar ist, als Versuchsmaterial eingesetzt werden.

In Ergänzung zu den gemeinsam von der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin und der Forschungs- und Materialprüfungsanstalt des Landes Baden-Württemberg (FMFA) in Stuttgart zu diesem Themenkomplex durchgeführten Forschungsvorhaben [6, 7] sollen die vorliegenden Untersuchungen an Hand von Dauerstandversuchen darüber Aufschluß geben, ob unter depassivierenden Bedingungen bei den hochfesten, vergüteten Stahlqualitäten Rißeinleitung und -ausbreitung unter praxisnahen Einsatzbedingungen (Kondenswasserbelastung) zu erwarten ist. Die Ergebnisse sollen damit eine wesentlich erweiterte Basis zur Bewertung des Korrosionsrisikos von Spannstählen des Typs St 1420/1570 in Deckenträgern mit sofortigem Verbund liefern und sind von ihrer grundsätzlichen Aussage auch übertragbar im Hinblick auf die Abschätzung der Korrosionsgefährdung dieser Spannstähle in Spanngliedern mit nachträglichem Verbund bei fehlender bzw. mangelbehafteter Verpressung der Spannglieder.

Des weiteren sollte geklärt werden, ob eine spröde Rißausbreitung an die Gegenwart eines Elektrolyten gebunden ist, oder ob bei sprödebruchempfindlichen Stählen bereits ohne meßbare Korrosionsbelastung Rißeinleitung bzw. bei Vorhandensein von Anrissen Rißwachstum möglich ist.

2 Stand des Wissens

2.1 Allgemeines

Unter Spannungsrißkorrosion versteht man die Rißbildung und Rißausbreitung unter Einwirkung bestimmter Korrosionsmedien bei statischer Zugbeanspruchung. Kennzeichnend ist eine verformungsarme Trennung oft ohne Bildung sichtbarer Korrosionsprodukte. Zum Teil reichen bereits die im Werkstück vorhandenen Eigenspannungen als Zugbeanspruchung aus. Im Gegensatz zu vielen anderen Korrosionserscheinungen ist das Versagen des Bauteils durch plötzlichen, spröden Bruch nicht unbedingt an eine vorherige, erkennbare Vorschädigung gebunden.

Insbesondere im Hinblick auf die Verhältnisse beim Spannbeton muß jedoch berücksichtigt werden, daß Vorschädigungen durch Korrosion während des Zeitraumes, in dem der Spannstahl mechanisch nicht belastet wird (Transport, Lagerung, Verweilzeit in der Verschalung und ungespannt im Bauwerk), nach dem Aufbringen der mechanischen Spannung Keime für Spannungsrißkorrosion bilden können, falls im vorgespannten Zustand zusätzlich korrosionsbegünstigende Umstände wirksam werden, bzw. der Korrosionsangriff vor dem Vorspannen bereits soweit fortgeschritten ist, daß die vorgegebene mechanische Spannung ausreicht, um zum Versagen des Spannstahles zu führen [8].

Zur Beurteilung von Rißkorrosionsangriffen sind allgemein sowohl die medium- als auch die werkstoffseitigen Bedingungen von Bedeutung. Da man es in der Praxis häufig mit sehr komplexen Korrosionsverhältnissen zu tun hat, sind für die Beurteilung von Schäden ausreichende Kenntnisse des Rißkorrosionsprozesses notwendig. Der gesamte Rißkorrosionsangriff wird dabei in einen Rißbildungs- und einen Rißwachstumsprozeß unterteilt. Eine solche Aufteilung ist theoretisch wohl in vielen Fällen möglich, experimentell jedoch häufig schwierig zu erfassen, da sich bei einem stufenweisen Fortschreiten des Rißprozesses die beiden Teilschritte zeitlich überlappen [9]. Ferner enthalten Metalloberflächen bereits im Ausgangszustand vielfach Defekte wie Anrisse und Spalten, welche als Rißkeime dienen, so daß eine Rißbildung gar nicht erst erforderlich ist.

Vergleicht man die experimentell bestimmten Rißwachstumsgeschwindigkeiten verschiedener Metall/Angriffsmittel-Systeme, so stellt man außerordentlich große Unterschiede fest. Dies deutet bereits darauf hin, daß die verschiedenen Rißkorrosionsangriffe sich kaum durch eine einzige Modellvorstellung befriedigend erklären lassen. Das Spektrum der verschiedenen

vorgeschlagenen Mechanismen wird auf der einen Seite durch Modellvorstellungen begrenzt, welche den Rißvorgang grundsätzlich als eine extrem schnelle örtliche Metallauflösung am Rißgrund betrachtet. Der örtliche Metallabtrag ist dabei in einem größeren Ausmaß nur durch das gleichzeitige Einwirken von Angriffsmittel und mechanischer Spannungen bzw. Verformungen möglich. Beim anderen Grenzfall des Spektrums wird angenommen, daß die Adsorption bestimmter Komponenten des Angriffsmittels auf der Metalloberfläche die Bindungskräfte zwischen den Metallatomen lockert und den Sprödbbruch entlang von Spaltbruchebenen begünstigt. Ein Vergleich der beiden Grenzfälle zeigt, daß beim ersten die Korrosion und beim zweiten der mechanische Sprödbbruch als dominanter Faktor zu betrachten ist. Zwischen diesen beiden Extremen sind naturgemäß auch Übergänge möglich, wobei sich der Einfluß der Korrosion in unterschiedlichem Maße bemerkbar machen kann [9].

Bei der Behandlung von Rißkorrosionserscheinungen an Spannstählen wird häufig zwischen anodischer und kathodischer Spannungsrißkorrosion unterschieden. Als anodisch wird üblicherweise die Spannungsrißkorrosionsausbreitung bezeichnet, die der Geschwindigkeit der anodischen Metallauflösung an der Rißspitze äquivalent ist. Demgegenüber steht die kathodische Spannungsrißkorrosionsausbreitung, die auf die Versprödung des Materials durch Wasserstoff zurückgeht, der durch kathodische Wasserstoffabscheidung an der Metalloberfläche entsteht. Obwohl das äußere Erscheinungsbild der Schäden in beiden Fällen vielfach Ähnlichkeiten aufweist, sind die Mechanismen, die zum Versagen führen, unterschiedlich.

2.2 Anodische Spannungsrißkorrosion

Das Auftreten von anodischer Spannungsrißkorrosion ist an verschiedene Voraussetzungen gebunden. Zunächst muß durch den Elektrolyten eine spezifische Wirkung auf den Werkstoff gegeben sein, der Werkstoff selbst muß eine Anfälligkeit zur Spannungsrißkorrosion besitzen, und die einwirkenden Zugspannungen müssen ausreichend hoch sein. Die Anfälligkeit eines Werkstoffes gegenüber Spannungsrißkorrosion ist also keine Materialeigenschaft vergleichbar der Zugfestigkeit, sondern eine Erscheinung, die der Werkstoff unter bestimmten, definierten Bedingungen zeigt. Es handelt sich um ein Dreikomponentensystem, bestehend aus dem Werkstoff (Festigkeit, Gefüge, Oberflächenzustand), mechanischen Zugspannungen (äußere Spannung, Eigenspannungszustand) und spezifischem Elektrolyten. Eine weitere notwendige, jedoch nicht hinreichende Bedingung für den Eintritt von Spannungsrißkorrosion ist das

Vorhandensein von schützenden Deckschichten auf der Metalloberfläche. Ausgangspunkte der Rißbildung sind örtliche Zerstörungen dieser Deckschicht, die sowohl durch chemische als auch mechanische Beanspruchung entstehen können. Die Mechanismen der Rißausbreitung lassen sich in zwei Gruppen einteilen. Die eine Gruppe beschreibt Spannungsrißkorrosion als selektive elektrochemische Metallauflösung am Rißgrund, die andere Gruppe sieht die Ursache der Spannungsrißkorrosion in einer Herabsetzung der Bindungskraft der Atome am Rißgrund in Anwesenheit spezifischer Ionen oder Moleküle [10].

2.3 Wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion

2.3.1 Elektrochemische Vorgänge

Bei der wasserstoffinduzierten Spannungsrißkorrosion oder Wasserstoffversprödung ist der an der Stahloberfläche angebotene Wasserstoff für die Versprödung verantwortlich. Da der Wasserstoff häufig die Folge kathodischer Teilprozesse der Korrosion ist, wird diese Korrosionsart auch als kathodische Spannungsrißkorrosion bezeichnet. Voraussetzung für das Eindringen des Wasserstoffs in einen Werkstoff ist, daß er in dissoziierter Form vorliegt. Die hochgradige Praxisrelevanz der wasserstoffinduzierten Spannungsrißkorrosion liegt darin, daß in wäßrigen Elektrolytlösungen, z.B. unter scheinbar harmlosen Feuchtigkeitsniederschlägen auf der Stahloberfläche, durch geringfügige Korrosionsreaktionen die für die Rißausbreitung ausreichende Wasserstoffaktivität unter Umständen erreicht werden kann. Das experimentell nachgewiesene Wachstum von Rissen im mechanisch belasteten hochfesten Stahl in so wenig aggressiven Medien wie feuchter Luft oder destilliertem Wasser zeigt, daß bereits geringfügige Mengen Wasserstoff genügen können, um Stahl wirksam zu verspröden [11].

Eine Eigenart der wasserstoffinduzierten Spannungsrißkorrosion hochfester Stähle ist die Unspezifität des Mediums. Notwendig ist lediglich ein Angebot an absorptionsfähigem Wasserstoff, der in sauren und neutralen Medien als Korrosionswasserstoff nach der Vollmer-Reaktion, in stark alkalischen Medien durch Wasserzersetzung entstehen kann. In beiden Fällen ist die Wasserstoffentwicklung quantitativ an den Umsatz der anodischen Teilreaktion (Eisenauflösung) der Korrosion gekoppelt; dabei findet jedoch nicht unbedingt ein merklicher Metallabtrag statt. Häufig ist durch Chlorid ausgelöste Lochkorrosion und die damit verbundene Ansäuerung des Elektrolyten im Inneren von Korrosionnarben die Ursache der Wasserstoffentwicklung (lochfraßinduzierte Spannungsrißkorrosion). Dabei kommt es zu

einer Überlagerung von lokaler Säurekorrosion mit lokaler kathodischer Wasserstoffentwicklung und anodischer Metallauflösung. Hieraus entstand die Vorstellung der anodischen Wasserstoffversprödung. Diese kommt zustande, wenn im Verlaufe eines insgesamt durchaus anodisch funktionierenden Rißwachstums im Rißspitzenelektrolyten lokale Wasserstoffentwicklung eintritt und wenn ein Teil des zunächst atomar vorliegenden Wasserstoffs dann in das Metallgitter eindringt und dort gerade an der Rißspitze versprödend wirkt [12, 13]. Auch bei bruchmechanischen Untersuchungen zur Rißausbreitung wurde festgestellt, daß nicht nur bei kathodischer Polarisation sondern auch bei anodischer Polarisation ein wasserstoffinduzierter Bruchmechanismus vorliegt [14]. Selbst an passivem, also im technischen Sinne korrosionsfreiem Stahl kann jedoch in wäßrigen, alkalischen Lösungen Wasserstoffentwicklung als kathodische Teilreaktion der Auflösung passiven Eisens experimentell nachgewiesen werden [15]. Andererseits ist das Freie Korrosionspotential auch stark vom Belüftungszustand abhängig. Messungen des Freien Korrosionspotentials von Spannstahl in ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung ergaben in direkter Abhängigkeit vom Sauerstoffgehalt der Elektrolytlösung Werte zwischen $-0,79 \text{ V}_H$ bei Stickstoffsättigung und $-0,03 \text{ V}_H$ bei Belüftung. Da sich in sauerstofffreier Lösung der Bereich des Freien Korrosionspotentials und der Bereich der kathodischen Wasserstoffentwicklung überschneiden, bedeutet dies, daß auch in alkalischer Lösung am Spannstahl Wasserstoff entwickelt werden kann. Bereits bei geringen Mengen an kathodisch entwickeltem Wasserstoff zeigten sich massive Änderungen der im CER-Versuch ermittelten Brucheigenschaften [16].

Der Gesamtvorgang der kathodischen Teilreaktion der Wasserstoffreduktion läßt sich in mehrere Schritte aufspalten. Zunächst werden die Wasserstoffprotonen an der Phasengrenze nach der Gleichung



entladen. Die an der Metalloberfläche adsorbierten H-Atome rekombinieren in einem zweiten Schritt entweder nach der Tafel-Reaktion



oder nach der Heyrovsky-Reaktion



Die so gebildeten H_2 -Moleküle können dann in die Atmosphäre entweichen. Bei kinetischer Hemmung der Rekombination kann es durch Aufstauung der adsorbierten Wasserstoffatome vor der Oberfläche zu hohen H-Aktivitäten kommen, die ein Eindringen des Wasserstoffs in das Metall nach



bewirken, da ein Gleichgewicht zwischen der Konzentration der an der Oberfläche adsorbierten und der im Metall gelösten H-Atome besteht. Je höher der Bedeckungsgrad an atomarem, adsorbiertem Wasserstoff ist, um so größer ist die Wahrscheinlichkeit einer H-Absorption.

Für die wasserstoffinduzierte Korrosion ist nicht die Entwicklungsgeschwindigkeit des Wasserstoffs maßgebend sondern die Aktivität des adsorbierten Wasserstoffs. Das Angebot von Wasserstoff führt nur dann zu einer chemischen Reaktion mit dem Werkstoff bzw. zu einer metallphysikalischen Wasserstoffabsorption, wenn zusätzlich kritische Bedingungen hinsichtlich des Werkstoffzustandes, der Werkstoffart, des Mediums, sowie der elektrochemischen Bedingungen und der mechanischen Belastung vorliegen.

2.3.2 Theorien der H-induzierten Spannungsrißkorrosion

Metallphysikalisch gibt es im wesentlichen vier Theorien der H-induzierten Korrosion [17]. Die Grundgedanken der einzelnen Mechanismen werden im folgenden kurz umrissen.

Drucktheorie

Die Drucktheorie ist der älteste Mechanismus zur H-induzierten Korrosion [18]. Sie basiert darauf, daß atomar gelöster Wasserstoff an inneren Oberflächen des Metalls, vorzugsweise an scharfkantigen Einschlüssen, rekombiniert, wobei hohe Drücke aufgebaut werden, die Porenbildung bzw. Mikrorisse auslösen können. Die Drucktheorie erklärt die Blasenbildung sowie die H-induzierte Rißkorrosion.

Adsorptionssprödebruchhypothese

Der Grundgedanke des Adsorptionsmodelles [19] ist, daß durch die Adsorption spezifischer Spezies, so z.B. auch von atomarem Wasserstoff, an der Rißspitze die Oberflächenenergie

herabgesetzt wird. Da bei einem Rißfortschritt zur Bildung neuer Oberfläche Energie aufgewendet werden muß, wird durch die Abnahme der Oberflächenenergie die kritische, für den Rißfortschritt erforderliche Spannung erniedrigt. Eine Verbesserung dieses, aufgrund rein thermodynamischer Überlegungen aufgestellten Modells, wurde durch atomistische Betrachtungsweise erzielt. Hiernach wird die Bindungsenergie der Atome, die die Rißspitze bilden, durch Adsorption spezifischer Species herabgesetzt. Nach diesem Modell wird Sprödbbruchbildung begünstigt, wenn die Trennfestigkeit des Gitters unter die kritische Schubspannung an der Rißspitze absinkt. Die Anwendbarkeit der Adsorptionssprödbbruchhypothese für die Erklärung H-induzierter Werkstofftrennungen ist jedoch eingeschränkt, da H-induzierte Rißkeime nicht an der Oberfläche der Rißspitze selbst, sondern im rißspitzennahen Bereich im Werkstoffinneren wegen des dort überhöhten Normalspannungszustandes entstehen.

Versetzungstheorie

Nach dem derzeitigen Kenntnisstand besteht kein Zweifel darüber, daß sich atomar gelöster Wasserstoff in Bereichen hoher Versetzungskonzentrationen anreichert und bei Zugbeanspruchung metallischer Werkstoffe mit Versetzungen durch das Metallgitter transportiert wird [20]. Bei der Wechselwirkung von Wasserstoff mit Versetzungen des Metalls als mögliche Ursache für eine H-induzierte Werkstoffschädigung wird angenommen, daß der Wasserstoff in die Dilatationszone einer Versetzung diffundiert und durch Ausbildung von 'Cottrell-Wolken' die Versetzungsbewegung behindert, ggf. die Gleitvorgänge verändert und das Verformungsverhalten, insbesondere das Verformungsvermögen vor der Rißspitze, durch Verfestigung erschwert und damit einen Sprödbbruch begünstigt.

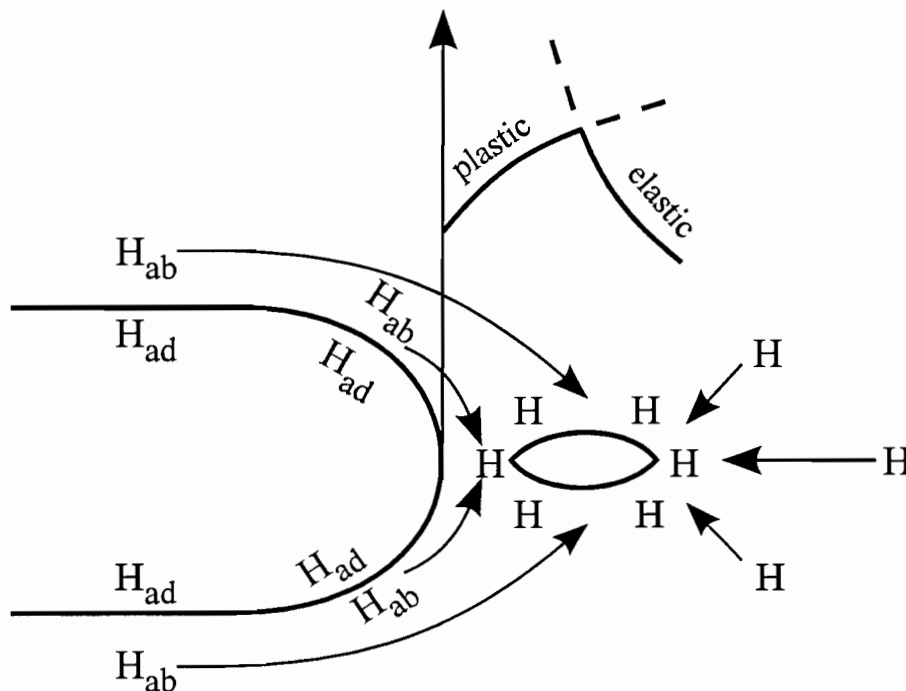
Die Wechselwirkung von gelöstem Wasserstoff mit Versetzungen wird häufig als alleinige Ursache oder im Zusammenwirken mit anderen Mechanismen der H-induzierten Korrosion zur Erklärung von H-induzierten Werkstofftrennungen herangezogen. Der erhöhten Wasserstoffbeweglichkeit durch Transport mit Versetzungen ist bei kfz-Metallen wegen der hier vorherrschenden geringen Diffusionsgeschwindigkeit interstitiell gelöster H-Atome eine besondere Bedeutung beizumessen.

Aufgrund experimenteller Befunde an hochfesten martensitischen Stählen, die nach Wasserstoffaufnahme auf eine erhöhte Versetzungsbeweglichkeit hinweisen, wurde das 'slip softening model' entwickelt. Nach diesem Modell wird die Begünstigung des Rißwachstums

hochfester Stähle mit der durch Wasserstoffaufnahme erhöhten Versetzungsbeweglichkeit und des damit verbundenen erleichterten Verformungsvermögens erklärt.

Dekohäsionstheorie

Im Unterschied zum Adsorptionsmodell wird bei der von Troiano [21] vorgeschlagenen und von Oriani [22] weiterentwickelten Dekohäsionstheorie die Bruchkeimbildung im rißspitzennahen Bereich im Metallinneren berücksichtigt. Der Grundgedanke auch dieses Modells ist, daß die Bindungskraft der Metallatome im Metallgitter durch Wechselwirkung mit atomarem Wasserstoff herabgesetzt wird und im Zusammenhang mit hohen mechanischen Spannungen eine rein elastische Trennung des Materials bewirkt wird. Der vom metallischen Werkstoff absorbierte Wasserstoff diffundiert zu Bereichen hoher Spannungen, die aufgrund des mehrachsigen Spannungszustandes vor Kerben und somit auch vor der Rißspitze gegeben sind (siehe Skizze).



Mechanismus der Rißausbreitung nach der Dekohäsionstheorie

Der Bereich höchster Spannungen ist die Grenze zwischen der plastisch verformten Randschicht (plastische Zone), die durch das Fließen im Kerbgrund beim Belasten entsteht,

und dem elastisch verformten Kern. Wasserstoff hinreichender Konzentration ist dann in der Lage, die Kohäsionskräfte zwischen einzelner Atomebenen im Gitter soweit herabzusetzen, daß Anrißbildung und Rißwachstum möglich wird. Anrißbildung erfolgt somit zwar nahe der Oberfläche, im Gegensatz zur anodischen Spannungsrißkorrosion jedoch nicht an der mediuoberührten Fläche. Kritische Wasserstoffgehalte stellen sich am ehesten in Bereichen hoher Gitterfehlerdichte ein; diese sind Versetzungsaufstauungen an Phasen- und vor allem Korngrenzen senkrecht zur angreifenden Spannung. Das Rißwachstum erfolgt stufenweise. Für jeden Wachstumsschritt muß sich erst wieder eine genügende Menge Wasserstoff durch Diffusion am Punkt des größten dreiachsigen Spannungszustandes im Übergang von der plastischen Verformungszone an der Rißspitze zum elastisch beanspruchten Kern anreichern, damit sich ein innerer Anriß ausbilden kann, der mit dem eigentlichen Riß dann zusammenwächst. Mit Hilfe der Dekohäsionstheorie lassen sich Werkstofftrennungen auch bei geringer Wasserstoffabsorption erklären. Unter den verschiedenen Hypothesen zur Erklärung der Versprödung durch Wasserstoff ist für hochfeste Spannstähle die Dekohäsionstheorie am ehesten zutreffend.

2.3.3 Medium- und werkstoffseitige Einflußgrößen

Wesentlich gefördert wird die Aufnahme von Wasserstoff durch die Anwesenheit von Promotoren, welche die Rekombination zum Wasserstoffmolekül behindern. Als Promotor wirksam sind bestimmte Verbindungen der 5. und 6. Hauptgruppe des Periodensystems, z.B. As-, S-, Se- und Te-Verbindungen. Als technisch bedeutsam im Zusammenhang mit Spannstählen sind bisher vor allem Sulfide und Thiocyanate erkannt worden. Als Promotoren für die Wasserstoffaufnahme wirkende Verunreinigungen oder Wirksubstanzen in Baustoffen können bereits in kleinsten Konzentrationen die Rißkorrosion anfälliger Stähle erheblich beschleunigen [23].

Wasserstoff bildet auf Grund seines geringen Atomdurchmessers mit Eisen Einlagerungsmischkristalle, wobei das Wasserstoffatom sein Elektron an das Elektronengas des Metalls abgibt und als Proton vorliegt. Der geringe Durchmesser und die interstitielle Lage der Wasserstoffatome, sowie die hohe Beweglichkeit von Protonen bewirken eine hohe Diffusionsfähigkeit des Wasserstoffs im Eisengitter. Der gelöste Wasserstoff kann mit sich selbst, mit Versetzungen und anderen Gitterfehlern in Wechselwirkung treten und so die Beweglichkeit der Versetzungen im Metall beeinflussen, was zu einer Änderung des

Verformungsvermögens des Werkstoffes führen kann. Für den Schädigungsmechanismus der wasserstoffinduzierten Spannungsrißkorrosion ist es von untergeordneter Bedeutung, aus welcher Quelle der Wasserstoff stammt. Gegebenenfalls läuft eine Schädigung über einen Zweistufenprozeß ab, wobei in einem ersten Teilschritt Wasserstoff auch ohne mechanische Belastung vom Werkstoff aufgenommen wird, der dann bei Anlegen einer Spannung zum Versagen des Bauteiles führt. Die Wasserstoffquelle ist hierbei über die H-Aktivität für das Ausmaß der korrosiven Schädigung entscheidend, jedoch nicht für die Art der Wechselwirkung des absorbierten Wasserstoffs mit dem Metall und der dadurch hervorgerufenen Rißbildung und -ausbreitung.

Die Wasserstofflöslichkeit ist von der Gitterstruktur, dem Gehalt innerer Oberflächen und von der Temperatur abhängig. Unter inneren Oberflächen werden Begrenzungsflächen von Rissen, Poren und anderen Hohlräumen sowie Phasengrenzflächen verstanden [24]. Kubischflächenzentrierte Gitter lösen im Vergleich zu kubischraumzentrierten Gittern um den Faktor drei mehr Wasserstoff, woraus eine geringere Wasserstoffgefährdung für die austenitischen Stähle resultiert. Der Diffusionskoeffizient für Wasserstoff ist ebenfalls von der Gitterstruktur abhängig und bei gleicher Temperatur im kubischraumzentrierten Gitter um drei bis sechs Zehnerpotenzen größer als im kubischflächenzentrierten. Deshalb besteht bei ferritischen und martensitischen Stählen unter Voraussetzung kritischer Bedingungen eher die Gefahr wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion. Alle strukturellen Abweichungen von einem perfektem Eisengitter, mit denen gelöster Wasserstoff reagiert, werden häufig auch als 'traps' bezeichnet. 'Traps' sind also Gitterstörungen, die Wasserstoff einfangen und für eine gewisse Zeit festhalten können.

Die wasserstoffinduzierte Rißbildung und -ausbreitung hängt neben den oben genannten Einflußgrößen hauptsächlich von der Wasserstoffkonzentration und der Zugspannung ab. Unter hoher Zugbelastung genügt bei wasserstoffempfindlichen Stählen eine sehr niedrige Wasserstoffaktivität ($a_H \leq 0,1$), um Rißwachstum auszulösen [24].

Charakteristisch für die wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion hochfester vergüteter Spannähle ist, daß die Risse interkristallin entlang der ehemaligen Austenitkorn Grenzen verlaufen.

2.3.4 Fraktographische und mechanische Auswirkungen der Wasserstoffversprödung

Der Ablauf des wasserstoffinduzierten Sprödbruchs bei vergüteten Spannstählen kann wie folgt beschrieben werden: Im unmittelbaren Rißentstehungsbereich ist die Zugspannungsänderung zunächst noch so langsam, daß der Wasserstoff zur Rißspitze diffundieren und somit dekohäsiv wirken kann. Es ergibt sich ein stabiler, den als Gefügeschwachstelle wirkenden Korngrenzen folgender, also interkristalliner Bruch. Hierbei sind häufig noch duktile Restanteile und Mikrolöcher auf den Kornflächen zu beobachten. Mit zunehmender Rißfortpflanzungsgeschwindigkeit kann der Wasserstoff nicht mehr in ausreichendem Maße zur Rißspitze diffundieren, und es bildet sich meist eine Zone mit wabenförmigen Bruchbild aus. Im weiteren Bruchverlauf erfolgt dann wiederum bei instabiler Rißausbreitung die Bildung der radialen Struktur (Quasispaltbruchbereich) und schließlich am Bruchauslauf mit Eintritt in den einachsigen Spannungszustand die Entstehung der Schubspannungslippe, die durch feinwabiges Bruchbild gekennzeichnet ist.

Die Auswirkung des Wasserstoffes besteht also im wesentlichen darin, daß es infolge Bindungslockerung leichter zur Rißentstehung und dessen Wachstum kommt. Hat das Rißwachstum jedoch eine Größe erreicht, bei der die Andiffusion des Wasserstoffes zur Rißspitze nicht mehr möglich ist, so erfolgt der weitere Rißverlauf im wesentlichen wie im Falle einer unversprödeten Probe. In manchen Fällen kann der Wasserstoff auch im Bereich der Radialstruktur einen wenn auch geringen Einfluß auf die Struktur der Bruchfläche ausüben. So zeigt manchmal der Quasispaltbruch deutlich interkristalline Anteile.

Bei der Beurteilung der Wasserstoffversprödung von Spannstählen muß neben dem Wasserstoffgehalt auch die Art der mechanischen Belastung berücksichtigt werden. Im Zugversuch läßt sich die auf Diffusionsvorgängen beruhende Versprödungswirkung des Wasserstoffes nicht immer nachweisen. Bei hohen Ziehgeschwindigkeiten zeigten wasserstoffbeladene Proben eine nahezu ebenso große Einschnürung wie die wasserstofffreien. Erst bei geringeren Geschwindigkeiten machte sich der Wasserstoff in Form spröden Verhaltens bemerkbar. Ursache hierfür ist, daß bei zu hoher Verformungsgeschwindigkeit nicht genügend Wasserstoff für einen Sprödbruch nachgeliefert wird; es kommt zu einem duktilen Verhalten, d.h. zur Rißbildung und zum Rißwachstum bis zur kritischen Länge ist eine Mindestdauer erforderlich [13, 25]. Die Fraktographie erlaubt dagegen den Nachweis einer Werkstoffversprödung durch Wasserstoff auch in den Fällen, in denen die mechanischen Werkstoffdaten kaum beeinträchtigt sind. Die sichersten Hinweise

sind im Oberflächenbereich des Bruchausgangs zu finden, wo die durch Wasserstoff geschädigten vergüteten Stähle in allen Fällen einen interkristallinen Anrißbereich aufweisen. Dies unterscheidet sich deutlich vom Verhalten kerbbedingter Sprödbrüche oder duktiler Gewaltbrüche. Abgesehen vom Anrißbereich können die übrigen Anteile der Bruchflächen jedoch kerbbedingten Sprödbrüchen sehr ähnlich sehen.

2.4 Untersuchungen an Spannstählen

Bevor auf die verschiedenen Untersuchungen näher eingegangen wird, sollen zunächst die grundsätzlichen Bedingungen, die zur Spannungsrißkorrosion an Spannstählen führen können, aufgezeigt werden. Entscheidend ist hierbei vor allem, ob die Stähle in einem Bauteil mit nachträglichem Verbund oder mit sofortigem Verbund eingesetzt sind. Im ersten Fall sind die Spannstähle im Hüllrohr über eine gewisse Zeit im ungespannten bzw. gespannten Zustand den Umgebungsbedingungen ausgesetzt, bevor die Hüllrohre mit alkalischem Einpreßmörtel verfüllt werden. Währenddessen besteht die Gefahr, daß durch Regenwasser, Kondenswasser oder neutralsalzhaltige Betonabsetzwässer Korrosionsvorgänge an der Stahloberfläche ablaufen. Je nach Randbedingungen und Empfindlichkeit der jeweiligen Stahlsorte können in dieser Zeit bereits folgenschwere Schädigungen bzw. Vorschädigungen erfolgen. Deshalb ist es wichtig, daß durch entsprechende Maßnahmen vor dem Verpressen jegliche Korrosion vermieden wird. Nicht oder unvollständig verpreßte Hüllrohre beinhalten natürlich noch wesentliche größere Risiken, da in diesen Bereichen während der gesamten Nutzungsdauer kein Korrosionsschutz gegeben ist.

Nach dem Verpressen der Hüllrohre mit Zementmörtel ist eine fortschreitende Schädigung durch Korrosion mit Wasserstoffentwicklung dann nicht zu erwarten, wenn eine Passivierung der Korrosionsstellen einschließlich der evtl. vorhandenen Rißflächen erfolgt. Dies ist der Fall, wenn der Einpreßmörtel nicht solche Fehlstellen aufweist, daß z.B. über Kondenswasserbildung neue Korrosion des Spannstahls möglich ist [26]. Eine Sonderstellung nehmen solche Fälle ein, in denen die Vorschädigung bis zum Zeitpunkt des Verpressens ein kritisches Maß (z.B. die gerade noch tolerierbare Rißlänge) erreicht hat. In solchen Fällen ist auch ohne weitere Korrosionseinwirkung mit verzögerten Brüchen zu rechnen, und zwar ohne Spannungserhöhung dann, wenn die Anrißflächen nicht passiviert wurden, nach Spannungserhöhung (z.B. bei Überlastung des Bauwerkes) selbst bei passivierten Rißflächen, wenn die zum Fortschreiten erforderliche Energie erreicht wird.

Korrosionsschäden durch Carbonatisierung bzw. durch von der Betonoberfläche eingedrungene Chloridionen sind bei nachträglicher Verbundbauweise selten, da die Überdeckung der Hüllrohre meist vergleichsweise hoch ist. Bei Spannstählen, die in Bauteilen mit sofortigem Verbund eingesetzt sind, spielen dagegen Carbonatisierung und Chloridkontamination des Überdeckungsbetons eine weitaus größere Rolle. Des Weiteren besteht hier auch im Bereich von Fehl- bzw. Hohlstellen im Beton die Gefahr von Korrosionsreaktionen.

Zeitstandversuche unter Schwitzwasserbeanspruchung und in verdünnten, wäßrigen Lösungen ergaben, daß die Spannstähle am ehesten in jenen Bereichen hinsichtlich Rißkorrosion gefährdet sind, wo Spalte vorliegen [27, 28]. In Spalten (z.B. zwischen sich berührenden Drähten und im Berührungsbereich Spannstahl/Hüllrohr) sind örtlich Bedingungen einer Sauerstoffverarmung und von Belüftungselementen gegeben, welche die Wasserstoffbildung und -eindiffusion in den Spannstahl beschleunigen [29]. Bei Prüfung in wäßrigen, annähernd neutralen chlorid- und sulfathaltigen Lösungen traten Rißkorrosionsbrüche um so frühzeitiger auf, je stärker die Lösungen an Sauerstoff verarmt waren [27].

Neben den Umgebungsbedingungen ist der werkstoffseitige Einfluß von erheblicher Bedeutung. Die Wirkung des Wasserstoffes ist um so intensiver je mehr Fehlstellen im Stahl vorliegen, und je näher diese beieinanderliegen. Diese Kriterien sind nicht nur von der chemischen Zusammensetzung des Stahles sondern auch vom Herstellungsprozeß und der Nachbehandlung abhängig.

Verschiedene Untersuchungen haben gezeigt, daß der Einfluß von Wasserstoff auf die Rißauslösung innerhalb einer Stahlsorte (warmgewalzt, vergütet oder gezogen) und damit für einen bestimmten Gefügestand mit steigendem Festigkeitsniveau zunimmt [23, 30]. Auch die Kinetik des Rißwachstums wird entscheidend durch die Festigkeit des Stahles beeinflusst [11]. Mit zunehmender Streckgrenze steigt der Anteil der mechanischen Gitterverzerrung zur Brucharbeit an. Trotzdem ist der am Rißkeim zur Verfügung stehende Wasserstoff für die Bruchauslösung entscheidend. Die bruchauslösende Wasserstoffaktivität nimmt aber mit steigender Materialfestigkeit ab, wird also in zunehmend kürzeren Zeiten erreicht, die Rißstillstandsphase sinkt, und die mittlere Rißgeschwindigkeit steigt an. Entsprechend stellt man bei höheren Materialfestigkeiten generell höhere Rißgeschwindigkeiten fest als bei niedrigeren Festigkeiten. Mit steigender Festigkeit wird der Anteil der Schwächung des Gitters durch den im stark verspannten Bereich vor der Rißspitze eingelagerten Wasserstoff bzw. durch den mechanischen Verzerrungseffekt gesteigert.

Es ist aber auch nachgewiesen worden, daß Unterschiede zwischen einzelnen Stählen bestehen, die auf unterschiedliche Gefügestände zurückgeführt werden können [23, 25]. Dabei schneidet das kaltverformte Material am besten ab. Die geringere Empfindlichkeit des kaltverformten Material wird darauf zurückgeführt, daß hierbei eine Vergrößerung der inneren Oberflächen vorliegt, die als Wasserstofffallen ('traps') eine große Wasserstoffmenge binden können. Da die inneren Oberflächen hauptsächlich in Richtung der Drahtachse liegen, bei der Zugbelastung also in Richtung der äußeren Zugspannung, wird der hier adsorbierte Wasserstoff hinsichtlich eines Bruches quer zur Achse unwirksam. Beim vergüteten Stahl ist der Anteil an fester gebundenem Wasserstoff vermutlich gering, so daß bei gleichem Gesamtwasserstoffgehalt eine größere Menge an leicht beweglichem Wasserstoff zur Verfügung steht. Durch Wechselwirkung des gelösten Wasserstoffes mit den Spannungsfeldern im Bereich von Versetzungsaufstauungen, an Ausscheidungen und vor allem an Rißspitzen kann dort die Trennfestigkeit des Stahles herabgesetzt werden [25].

Auch in [31] wird über Untersuchungsergebnisse berichtet, bei denen die vergüteten Drähte den kaltgezogenen Drähten hinsichtlich der Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit unterlegen waren. Als mögliche Erklärung wird hierbei auch erwähnt, daß bei den vergüteten Stählen die Oberflächenrauigkeit durch die Oberflächenverzunderung größer als bei den kaltgezogenen Drähten ist, die vor der Kaltverformung entzundert werden. Die Wahrscheinlichkeit der Bildung von feinsten Lokalelementen mit anodischen und kathodischen Bezirken wird somit im Vergleich zu den vergüteten Stählen herabgesetzt.

Aus experimentellen Untersuchungen zum Zusammenhang zwischen Festigkeit, Vorspannung und Standzeit bei wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion ergibt sich, daß die höhere Festigkeitsausnutzung eines niedrigerfesten Stahles eine höhere Sicherheit gegenüber H-induzierter Spannungsrißkorrosion bietet als die niedrigere Ausnutzung eines höherfesten Stahles [23].

In bruchmechanischen Untersuchungen wurden drei hochfeste Stähle nach Vergütung auf die entsprechenden Festigkeiten auf ihren Widerstand gegen Spannungsrißkorrosion in reinem, neutralen, belüfteten Wasser untersucht [32]. Hierzu wurden die Proben mit Ermüdungsanrissen versehen und mit konstanter Auslenkung (Keilbelastung) auf die gewünschte Spannung vorgespannt und dem Medium ausgesetzt. Alle Proben zeigten interkristalline Spannungsrißkorrosion. Der Grenzwert des Spannungsintensitätsfaktors (K_{ISCC}), oberhalb dessen die Wachstumsgeschwindigkeit der Spannungsrisse erst

praktisch meßbar wird, hängt deutlich von der Streckgrenze der Stähle ab. Je geringer die Streckgrenze, desto höher ist der Grenzwert K_{ISCC} . Überschlägige Rechnungen für Bedingungen, die bei Spannstählen vorliegen, zeigen, daß bereits kleinste Korrosionsnarben ausreichen, um den Grenzwert K_{ISCC} zu überschreiten und damit Spannungsrißkorrosion auszulösen. Daraus ist zu folgern, daß jede Art von Korrosion, die zu Narben, zu Lochfraß oder ähnlichen kleinen Oberflächenangriffen führt, sicher ausgeschlossen werden muß, wenn Schadensfälle mit Spannstählen vermieden werden sollen. Bei den ermittelten Rißwachstumsgeschwindigkeiten ist mit Brüchen bereits nach Stunden zu rechnen. Dies steht in Übereinstimmung mit verschiedenen Schadensfällen, bei denen Brüche bereits beim Transport, bei der Lagerung oder im Hüllrohr vor dem Verpressen beobachtet wurden [33]. Für die verzögerten Brüche der neuen Schadensfälle, die erst nach mehreren Jahren eingetreten sind, müssen andere Mechanismen verantwortlich sein, da selbst bei den kleinsten festgestellten Rißwachstumsgeschwindigkeiten sich wesentlich kürzere Standzeiten ergeben, und die Anrißbildung selbst auf jeden Fall vor dem Verpressen erfolgt ist, und somit also auch anrißbehaftete Bedingungen von Anfang an vorlagen. Vermutlich koppelt sich ein wäßriges Medium im Rißinneren von der alkalischen Umgebung ab, indem es sich durch Hydrolyse ansäuert. Dadurch kann weiterhin Wasserstoff an der Rißspitze gebildet werden, und durch Haltephasen unterbrochene Rißfortpflanzung findet statt. Die durch Spannungsrißkorrosion entstandenen Bruchflächen weisen häufig Bruchfortschrittslinien auf den Körner auf, die auf ein intermittierendes Fortschreiten von Rißfronten hinweisen [23]. Dies wird bestätigt durch die im Rahmen von bruchmechanischen Untersuchungen zur Kinetik des Rißwachstums an hochfesten, vergüteten Stählen durchgeführte Analyse der von der Probe emittierten Schallwellen, die zeigte, daß das Rißwachstum Stillstandsphasen und Wachstumsphasen umfaßt [11].

Verschiedentlich wird auch auf den möglichen Einfluß seigernder Elemente, insbesondere deren Ausscheidung auf oder in der Nähe der Korngrenzen hingewiesen. In [34] wird angenommen, daß durch Wechselwirkung zwischen Wasserstoff und seigernden Elementen (Korngrenzenseigerung) die Empfindlichkeit gegenüber Schäden durch Spannungsrißkorrosion erhöht werden kann (z.B. P, Sb, Sn, S, As). Es wird empfohlen, eine chemische Analyse der seigernden Elemente an den interkristallinen Bruchoberflächen vorzunehmen. In [35] wird daraufhingewiesen, daß geschlossene Korngrenzenbelegungen selber als Kathode wirken können und somit eine elektrochemische Auflösung der Korngrenze beschleunigen. In diesem Fall ist eine Passivierung der Rißflanken nicht notwendige Voraussetzung für eine spannungsinduzierte Auflösung der Korngrenze. In [27] wird angenommen, daß eine

Empfindlichkeit bei vergüteten Spannstählen auch auf Spurenelemente zurückzuführen ist, welche zu einer spezifischen Veränderung der Korngreneigenschaften führen können.

Zur Prüfung der Empfindlichkeit verschiedener Werkstoffe gegenüber einer Schädigung durch wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion werden verschiedene Prüfverfahren eingesetzt. Die bisherigen Erfahrungen haben gezeigt, daß unter Zugspannung keine Spannstahlart völlig beständig gegenüber Rißbildung ist. Bei der Beurteilung der Prüfergebnisse ist außerdem zu berücksichtigen, daß die Standzeiten der unterschiedlichen Stahlsorten in praxisfremden, konzentrierten Lösungen nicht immer miteinander verglichen werden können [23, 36]. In [37] wird ebenfalls kritisch zur Anwendung von konzentrierten Lösungen für die Beurteilung der Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit Stellung genommen. Da solche Bedingungen für die Praxis unrealistisch sind, werden Calciumhydroxidlösungen vorgeschlagen, wobei auch andere Substanzen wie Chloride oder Sulfate als mögliche realistische Bestandteile im Beton oder Einpreßmörtel angesprochen werden.

Aufgrund verschiedener Schadensfälle an Spannbetonbauwerken, bei denen wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion als Ursache in Betracht kam, wurde Anfang der 80er Jahre ausgehend von Baustellen- und Laboruntersuchungen ein praxisnahes Zeitstandprüfverfahren entwickelt [38]. Bei dieser Prüfung werden die Spannstahlproben im Lieferzustand unter konstanter Dehnung im Spannrahmen bei $0,8 R_m$ und 50 °C zugbelastet. Als Elektrolyt wird entsprechend den an Hüllrohrwässern gewonnenen Erkenntnissen eine wässrige Lösung mit $0,014\text{ mol/l}$ Chlorid, $0,052\text{ mol/l}$ Sulfat und $0,017\text{ mol/l}$ Rhodanid ($\text{pH}=7,0$) verwendet. Die SCN-Ionen sollen dabei eine Promotion der Wasserstoffaufnahme bewirken und stellen insofern eine Verschärfung dar. Innerhalb einer maximalen Versuchsdauer von 2000 h nehmen die Proben quantitativ nachweisbare Wasserstoffmengen auf, die zu einer Versprödung führen können. Proben empfindlicher oder fehlerhafter Spannstahlsorten brechen innerhalb der genannten Versuchsdauer. Dieses Prüfverfahren weist gegenüber den Prüfverfahren in konzentrierter Rhodanid- oder Nitratlösung den Vorteil auf, daß nicht eine relativ kurze Standzeit bis zum Bruch zum Entscheidungskriterium wird, sondern das Auftreten oder Nichtauftreten eines Bruches innerhalb einer vorgegebenen Versuchsdauer. Weitere Vorteile sind, daß sich die Prüflösung weitestgehend an den im Baubetrieb vorliegenden Korrosionsbeanspruchungen der Spannstähle im Hüllrohr orientiert, und daß die mit diesem Prüfverfahren an den verschiedenen Spannstählen erhaltenen Ergebnisse reproduzierbar sind und die an diesen Stählen vorliegenden baupraktischen Erfahrungen wiedergeben.

3 Experimentelle Untersuchungen

3.1 Werkstoffe

3.1.1 Übersicht

Insgesamt wurden fünf verschiedene hochfeste, vergütete Spannstähle in die Untersuchungen einbezogen. Die Tabelle 1 enthält Angaben über Bezeichnung, Abmessung sowie Herkunft der eingesetzten Proben. Im folgenden werden ausschließlich die dort aufgeführten internen Probenbezeichnungen verwendet. Bei den ersten drei, aus Bauwerken entnommenen Proben handelt es sich um Spannstahl 'alten Typs', der seit Mitte der 60er Jahre nicht mehr zugelassen ist. Die Proben mit der Bezeichnung SIGNEU sind heute zugelassene Spanndrähte. Der Stahl aus Hennigsdorf ist Material, das in der ehemaligen DDR hergestellt und dort vielfach eingesetzt wurde. Die Zusammensetzung entspricht den vergüteten Stählen 'alten Typs' ohne Chromzusatz. Bei den Proben mit der Bezeichnung NEPWIT handelt es sich um Spanndrähte aus einem Schadensfall, bei dem zahlreiche Anrisse und Brüche gefunden wurden.

Vor der Versuchsdurchführung wurden die chemische Zusammensetzung der fünf Stähle bestimmt, die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch ermittelt, das Gefüge durch metallographische Untersuchungen charakterisiert sowie Eigenspannungsmessungen durchgeführt.

Um den Einfluß der Wärmebehandlung bzw. der sich daraus ergebenden mechanischen Kennwerte auf den wasserstoffinduzierten Sprödbruch zu beurteilen, erfolgten ergänzende Untersuchungen mit nachvergüteten Proben. Hierbei wurden die oben genannten Stähle einer Wärmebehandlung unterzogen, bei der die Proben mit höherer Festigkeit (d.h. NEPWIT und HENNEU) auf eine Festigkeit von ca. $R_m = 1600 \text{ N/mm}^2$ und die anderen Stähle mit geringerer Festigkeit auf etwa $R_m = 1750 \text{ N/mm}^2$ vergütet werden sollten. Zusätzlich wurden auch Vergleichsproben einbezogen, die einer erneuten Vergütung unterzogen wurden, bei der die ursprünglich vorhandene Festigkeit in etwa beibehalten werden sollte. Dies diente dazu, evtl. durch die Wärmebehandlung bewirkte systematische Einflüsse, wie z.B. den Oberflächenzustand, bei der Bewertung berücksichtigen zu können. Für die Nachvergütung wurden die Proben zunächst 20' bei $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ austenitisiert, dann in Öl abgeschreckt und anschließend 20-30' bei $420 \text{ }^\circ\text{C}$ bzw. $475 \text{ }^\circ\text{C}$ angelassen. Durchgeführt wurde die Wärmebehandlung von der Firma Krupp Sigma-Stahl.

3.1.2 Chemische Zusammensetzung

Die Tabelle 2 enthält die Ergebnisse der chemischen Analysen. Zusätzlich sind die Richtwerte gemäß Zulassung bzw. technischer Norm aufgeführt. Der heute zugelassene Stahl (SIGNEU) unterscheidet sich von den vier anderen Stählen durch ein erhöhtes Si/Mn-Verhältnis sowie die Zulegierung mit Chrom. Beide Maßnahmen dienen der Verbesserung der Beständigkeit gegenüber H-induzierter Spannungsrißkorrosion [39, 40].

3.1.3 Mechanische Kennwerte

Die im Zugversuch ermittelten mechanischen Kennwerte sind in der Tabelle 3 wiedergegeben. Die Mindestwerte betragen für die Zugfestigkeit 1570 N/mm², für die 0,2 Dehngrenze 1370 (HENNEU) bzw 1420 N/mm², für die Bruchdehnung 5 % und für die Gleichmaßdehnung 2 %. Die Festigkeitswerte der Proben des Materials NEPWIT liegen erheblich oberhalb der Mindestwerte, die Dehnungen zum Teil unterhalb der geforderten Werte. Die Proben des Materials HENNEU weisen ebenfalls deutlich oberhalb der Mindestwerte liegende Festigkeiten auf, während die Werte für die Dehnung keine Auffälligkeiten zeigen.

Die bei den nachvergüteten Proben erreichten mechanischen Kennwerte sind in der Tabelle 4 wiedergegeben. Da die Proben aus betriebsbedingten Gründen für die beiden angestrebten Festigkeitsstufen jeweils in einem gemeinsamen Wärmebehandlungsprozeß vergütet wurden, konnten nicht speziell auf die einzelnen Proben, d. h. hinsichtlich Abmessung und chemischer Zusammensetzung, angepaßte Bedingungen eingestellt werden; insofern sind die gewählten Anlaßtemperaturen und -zeiten Kompromißwerte. Daraus resultiert dann auch, daß die Istwerte von den angestrebten Festigkeitswerten z. T. deutlich abweichen.

3.1.4 Gefüge

Zur Charakterisierung des Gefüges der verschiedenen Proben wurden metallographische Schliffe angefertigt. Die Abb. 1-5 zeigen für die fünf eingesetzten Spannstähle jeweils Längsschliffe des Randbereiches und der Kernzone von Proben im Anlieferungszustand, während in den Abb. 6-10 entsprechende Gefügaufnahmen von den nachvergüteten Proben wiedergegeben sind. Alle Materialien weisen ein Vergütungsgefüge mit angelassenem Martensit auf, das hinsichtlich der Struktur, Form und Größe der Martensitnadeln ähnlich ist. Zum Teil sind

in der oberflächennahen Zone randentkohlte Schichten festzustellen. Unterschiede zwischen den Proben im Anlieferungszustand und den nachvergüteten Proben sind nicht zu erkennen.

3.1.5 Eigenspannungsmessungen

An beispielhaften Drahtabschnitten der fünf Probenmaterialien wurden Eigenspannungsmessungen durchgeführt, um zu klären, ob eventuell signifikante Unterschiede vorliegen, die dann auch unterschiedliche Sensibilität gegenüber Spannungsrißkorrosion bedeuten könnten.

Eigenspannungen sind innere Spannungen in einem Werkstoff, der sich im Temperaturgleichgewicht befindet und auf den keine äußeren Kräfte oder Momente einwirken. Sie entstehen während der Fertigung. Man unterscheidet zwischen Makroeigenspannungen, sog. Eigenspannungen I. Art, die über größere Werkstoffbereiche nahezu homogen sind, und Mikro eigenspannungen (Eigenspannungen II. und III. Art). Eigenspannungen II. Art sind über mikroskopische Werkstoffbereiche homogen, während die auf die Spannungsfelder inhomogener Versetzungsverteilungen zurückzuführenden Eigenspannungen III. Art schon über wenige Atomabstände veränderlich sind. Meist ist mit einem Überlagern der Eigenspannungen I. bis III. Art zu rechnen, so daß es zweckmäßig erscheint, nur nach Makro- und Mikro eigenspannungen zu unterscheiden [41]. Für die vorliegenden Fragestellungen sind im wesentlichen die sich beim Abkühlen als Folge von Temperaturunterschieden zwischen den äußeren und inneren Werkstoffbereichen bildenden thermischen Eigenspannungen (Eigenspannungen I. Art) von Bedeutung.

Das für die Untersuchungen eingesetzte Meßgerät besitzt einen runden Meßfleck von ca. 5 mm und eine Informationstiefe bei einer Messung von ca. 5 µm. Die Messungen erfolgten nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren mit Cr-K α -Strahlung an der α Fe-Netzebene (211); d.h. es wurden nur Eigenspannungen im Ferrit ermittelt [42]. Die Vermessung erfolgte unter 11 verschiedenen Winkeln ($\sin^2\psi = 0,00; 0,10; 0,20; 0,30; 0,40; 0,50$). Bei dem Material aus dem Schadensfall (NEPWIT) wurden sowohl Proben aus anrißbehafteten als auch aus anrißfreien Abschnitten untersucht. Zusätzlich zu der oberflächennahen Messung wurden hierfür außerdem durch schrittweises Polieren des Meßfleckes nacheinander in verschiedenen Abständen von der Oberfläche Messungen durchgeführt und so die Eigenspannungen in Richtung Stabachse ermittelt.

Die Abb. 11 zeigt die Ergebnisse der Oberflächenmessungen im Vergleich. Die Differenzierung in 'oben' und 'unten' wurde willkürlich vorgenommen, da die ursprüngliche Lage der Drähte im Bauwerk bzw. auf der Drahtrolle bei Material im Anlieferungszustand nicht mehr rekonstruiert werden konnte. In der Tabelle 5 sind für zwei Proben des Materials NEPWIT (mit und ohne Anrisse) die Eigenspannungsverteilungen bis zu einer Werkstofftiefe von 0,1 mm Tiefe wiedergegeben.

Die bei den Messungen ermittelten Werte geben keine Hinweise auf außergewöhnliche Eigenspannungen und somit auch keine Befunde, die Differenzen hinsichtlich der Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrißkorrosion vermuten lassen würden. Unterschiede von ± 50 N/mm² sind durchaus üblich und durch Fertigungsschwankungen bedingt. In der Regel weist die Oberfläche Druckeigenspannungen auf. Insbesondere das Material HENNEU zeigt ausgeprägte Druckeigenspannungen. Für die Spannungsrißkorrosion sind Druckeigenspannungen unkritisch. An den rißbehafteten Proben NEPWITR wurden nur an einer von drei Proben auffällige Zugeigenspannungen festgestellt, so daß dies offensichtlich kein notwendiges Kriterium für ein erhöhtes Risiko bezüglich Rißeinleitung darstellt.

3.1.6 Rißdetektion

Die aus Bauwerken entnommenen Proben wurden vor dem Einsatz mit Hilfe des Magnetpulverprüfverfahrens zerstörungsfrei auf eventuell vorhandene Anrisse geprüft. Das Magnetpulverprüfverfahren ist ein zerstörungsfreies Rißprüfungsverfahren, das nach dem Prinzip der magnetischen Induktion arbeitet. Nachdem der Spannstahl mit Elektromagneten magnetisiert wurde (Polmagnetisierung), befindet er sich in einem magnetischen Feld, dessen Feldlinien beispielsweise durch Risse oder andere Gefügeunterbrechungen aus der Oberfläche herausgedrängt werden. Das so entstandene Streufeld wird durch feines ferromagnetisches Pulver mit einem fluoreszierenden Zusatz, der im UV-Licht gelb-grün aufleuchtet, sichtbar gemacht. Das Verfahren gestattet eine sichere Detektierung von Oberflächenrissen für diesen speziellen Anwendungsfall (gerippte Oberfläche mit Walzzunder, teilweise belegt mit Korrosionsprodukten und mit Resten von Injektionsmörtel) ab einer Rißlänge von >1mm. Eine Messung der Rißlängen ist bedingt durch die Art des Prüfverfahrens eine grobe Schätzung, da die fluoreszierende Pulverraupe, die den Riß markiert, größer erscheint, als der Riß tatsächlich ist. Eine Messung der Rißtiefe ist nicht möglich. Das verwendete Magnetpulver vom Typ P21a (Hahn & Kolb) wurde im Gegensatz zur üblichen Anwendung

trocken aufgestäubt, um das Medium in den Rissen nicht zu verändern. Aufgrund seiner Korngrößencharakteristik (mittlere Korngröße=7,9 µm; untere Korngröße=2,8 µm; obere Korngröße=19-23 µm) kann man davon ausgehen, daß mit hoher Wahrscheinlichkeit Pulverteilchen nicht in die vorhandenen Risse und bis auf den Rißgrund gelangen. Metallographisch ermittelte Rißbreiten liegen in der Größenordnung von 3-8 µm. Die Abb. 12 zeigt beispielhaft den Befund der Prüfung bei Anwesenheit von Anrissen. Die senkrecht zur Drahtachse verlaufenden Anrißmarkierungen durch das Magnetpulver sind gut zu erkennen.

3.1.7 Erzeugung künstlicher Anrisse

Bei Dauerstandversuchen (gem. 3.2.1) mit anrißfreien Proben lassen sich die Zeitspanne bis zur Rißeinleitung sowie das sich anschließende Rißwachstum meßtechnisch nicht getrennt voneinander erfassen. Beim Einsatz anrißbehafteter Proben aus dem Schadensfallmaterial ist zwar die Lage der Anrisse bekannt; die Abschätzung der genauen Größe ist aufgrund der unter 3.1.6 beschriebenen Umstände aber nur sehr bedingt möglich. Außerdem liegen bei dem Schadensfallmaterial meist eine Vielzahl von Anrissen nebeneinander, so daß keine definierten Ausgangsbedingungen gegeben sind. Vor diesem Hintergrund erschien es zweckmäßig, Proben mit einem definierten, künstlichen Anriß zu versehen. Ziel sollte es sein, die Phase der Rißeinleitung zu umgehen und somit direkt Aussagen zur Rißwachstumsgeschwindigkeit zu erhalten. Die ursprüngliche Vorgehensweise sah die Erzeugung eines künstlichen Anrisses mittels definierter Schwingbeanspruchung einer vorher durch Erosion angekerbten Probe vor. Mit dem vorliegenden Drahtmaterial konnten allerdings keine reproduzierbaren Anrisse eingestellt werden. Um den Einfluß einer definierten Kerbwirkung wenigstens näherungsweise zu simulieren, wurden daher von vier Stahlsorten Proben durch Drahterodieren mit einem künstlichen Kerb versehen. Die Proben erhielten auf der freien Länge jeweils zwei gegenüberliegende (um eine Biegebeanspruchung zu vermeiden) Kerben mit einer Tiefe von 2 mm und einer Breite von 0,3 mm.

3.2 Dauerstandversuche

3.2.1 Versuchsdurchführung

3.2.1.1 Versuchsbedingungen

Für jede Versuchsbedingung wurden jeweils mindestens drei Parallelproben in Spannrahmen eingebaut, vorgespannt und den in der Tabelle 6 angegebenen Korrosionsbeanspruchungen

ausgesetzt. Die aus Spanngliedern entnommenen Proben wurden vor dem Einbau in die Spannrahmen für die Dauerstandversuche von Einpreßmörtelresten mechanisch gereinigt, die anderen Proben wurden im Anlieferungszustand eingesetzt. Die ersten beiden Beanspruchungen in Tabelle 6, d.h. Kondenswasserbelastung und sowie Konstantfeuchte von 70 %, entsprechen praxisnahen Bedingungen, wie sie bei fehlendem alkalischen Umgebungsmilieu vorliegen können. Der Hauptanteil der Versuche wurde bei einem Vorspanngrad von 55 % (bezogen auf die Nennzugfestigkeit) durchgeführt, der nach DIN 4227, Teil 1 [43] die maximal zulässige Spannung im Gebrauchszustand darstellt. Ziel der Auslagerungsversuche bei 70 % Konstantfeuchte war es, längere Inkubationszeiten für Rißeinleitung bzw. langsames Rißwachstum mitzuerfassen, d.h. es sollte geklärt werden, ob unter depassivierenden Bedingungen bei einer vergleichsweise geringen Korrosionsbelastung überhaupt eine Gefährdung eintreten kann.

Bei der Versuchsreihe mit der DIBt-Prüflösung handelt es um eine Zulassungsprüfung, bei der das Verhalten des Spannstahls im gespannten Zustand vor dem Verpressen hinsichtlich der Neigung gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion bewertet werden kann. Für die Zulassung gilt die Prüfung als bestanden, wenn mindestens drei Vergleichsproben 2000 h ohne Bruch überstehen. Der Zeitraum von 2000 Stunden wurde gewählt, da nach DIN 4227, Teil 1 [43] zwischen dem Vorspannen der Spannstähle und dem Verpressen der Hüllrohre maximal zwölf Wochen vergehen dürfen, was in etwa 2000 h entspricht. Bei dieser Prüfung liegen Bedingungen vor, die hinsichtlich Temperatur, Medium und mechanischer Belastung eine deutliche Verschärfung im Vergleich zu Baustellenbedingungen bedeuten. Während vergleichbare Chlorid- und Sulfatgehalte bei Baustellenuntersuchungen verschiedentlich vorgefunden wurden, sind Rhodanide in der Praxis in der Regel nicht zugegen. Die Rhodanidzugabe soll hier eine Promotion der Wasserstoffaufnahme bewirken [38]. Aus der bisherigen Erfahrung ist dieser Zeitstandversuch in der Lage, eine praxisgerechte Differenzierung hinsichtlich der Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrißkorrosion zu ermöglichen. Abweichend von der Zulassungsprüfung wurden die Versuche auch nach Überstehen der geforderten 2000 h bis zum Bruch der Proben fortgesetzt.

Zusätzlich zu den vorgenannten Auslagerungen mit anrißfreien Proben, die sowohl die Phase der Rißeinleitung als auch die der Rißausbreitung beinhalteten, erfolgten ergänzende Versuche mit anrißbehaftetem Material (Tabelle 7). Hierbei handelte es sich um bereits vorhandene Anrisse aus Schadensfallmaterial bzw. um künstlich erzeugte Kerben (siehe

Abschnitt 3.1.7). Diese Versuche stellen eine Fortführung bzw. Ergänzung der in [6] beschriebenen Forschungsarbeiten dar. Um zu prüfen, ob vorhandene Anrisse auch nach einem Verpressen der Hüllrohre mit Zementmörtel weiterwachsen können, wurden zusätzlich zu Standversuchen in der DIBt-Lösung bzw. im Kondenswasserwechselklima auch Untersuchungen in alkalischer Lösung durchgeführt.

3.2.1.2 Versuchsaufbau

Für sämtliche Zeitstandversuche wurden in Eigenbau angefertigte Spannrahmen und Spannvorrichtungen eingesetzt, wie sie im folgenden beschrieben werden (Abb. 13 und 14). Als Konstruktionsmaterial dienten 100 mm U-Profile. Die Stirnprofile wurden auf die Längsprofile aufgeschweißt, wobei die Profilstege nach innen angeordnet wurden. Die Festankerauflage wurde mittig mit einem Stirnprofil Flansch an Flansch verschweißt. Die Spannstahlführung erfolgte durch 15 mm Bohrungen axial in Längsrichtung.

Der Festanker besteht aus einer geschlossenen Verankerung der Fa. Paul (Typ F 30) mit aufgezogenen Tellerfedern, die auf der einen Seite am Spannrahmen und auf der anderen Seite an einer im Schraubteil der Verankerung eingespannten Scheibe anliegen. Der Spannstahl wird in dieser Verankerung mit Klemmkeilen gehalten. Eine 32 mm Bohrung gewährleistet die Beweglichkeit des Spannsches. Der Spannanker besteht aus einer Hülse und Feder, sowie einer Kupplung der Fa. Paul (Typ K 30). In die Hülse wird eine Gewindestange eingeschraubt, die später durch den Adapter mit der Zugvorrichtung verbunden wird. Auch im Spannanker wird der Spannstahl mit Klemmkeilen gehalten. Auf der Gewindestange befinden sich Spannmutter und Scheibe, die nach Anlegen der Zugspannung die Kraft über eine Spannhülse, die am Rahmen aufliegt, statisch auf den Rahmen überträgt (siehe auch Abb. 13).

Um die Spannstähle mit der für den jeweiligen Versuchsstand notwendigen Vorspannung zu belasten, werden sie durch den Rahmen in die beiden Anker eingelegt und gegen Verrutschen gesichert. Anschließend wird ein Adapter mit der Gewindestange am Spannanker verbunden, der durch einen Hilfsrahmen geführt und auf der anderen Seite an eine Handhydraulikpumpe angeschlossen ist (Abb. 14). Zwischen Hilfsrahmen und Handhydraulikpumpe befindet sich eine Druckmeßdose, mit der die aufgebrachte Zugspannung festgestellt wird. Nachdem die Vorspannung aufgebracht worden ist, wird mit der Spannmutter die Kraft statisch auf den Spannrahmen übertragen.

Prinzipiell bestehen die Prüfstände aus den Spannrahmen mit den vorgespannten Spannstäben und geeigneten Behältern für die Prüfmedien. Für die Kondenswasserbelastung sind jeweils mehrere Spannrahmen als Türme übereinander angeordnet (Abb. 15). Der Behälter für das Prüfmedium setzt sich aus mehreren Plexiglaskörpern mit rechteckigem Querschnitt zusammen, die übereinander gestapelt und an der Probendurchführung entsprechend abgedichtet sind. Die Prüfatmosphäre wird über einen unter dem Turm angeordneten Behälter eingestellt, in dem sich Wasser befindet, das mittels einer Heizplatte zeitregelt verdampft wird. Dadurch stellt sich im gesamten Prüfgefäß eine Feuchte von 100 % ein. Während des Verdampfens des Wassers wird über einen Thermoregler eine Temperatur von 35 °C im Prüfgefäß gewährleistet. Nach 12 Stunden wird die Temperatur auf Raumtemperatur von 25 °C abgesenkt und es bildet sich Kondenswasser. Nach weiteren 12 Stunden beginnt ein neuer Zyklus mit der Erhitzung des Wassers.

Das Aufbauprinzip der Zeitstandversuche mit einer Konstantfeuchte von 70 % (Abb. 16) gleicht weitgehend dem der Kondenswasserbelastung. Die Einstellung und Konstanthaltung der Feuchte erfolgte entsprechend DIN 50008 [44] über eine gesättigte NaCl-Salzlösung, die sich in einem Behälter unter dem Turm befindet. Die Messung der Feuchte zeigte keine Unterschiede über die Turmhöhe.

Die Versuche in der DIBt-Lösung erfolgten in baugleichen Spannrahmen, wobei die Proben von einem Doppelmantelgefäß umgeben und entsprechend abgedichtet waren (Abb. 17). Das Prüfmedium befand sich im gegenüber Luftzutritt abgeschlossenen inneren Teil des Doppelmantelrohres (\varnothing 5 cm). Der äußere Teil wurde von destilliertem Wasser durchströmt, das mittels eines Badthermostaten temperiert wurde und so eine konstante Temperatur des Prüfmediums von 50 ± 1 °C gewährleistete. An den Enden waren die Proben mit einem Abdecklack versehen, so daß eine definierte Prüflänge von 30 cm der Lösung ausgesetzt war.

Für die Untersuchungen an rißbehaftetem Material in alkalischen Lösungen waren die Proben über eine Länge von 30 cm von einem die Lösung enthaltenen Plexiglasrohr umgeben und abgedichtet. Zunächst wurden jeweils drei anrißbehaftete Proben des Materials NEPWIT mit 40 % der Nennzugfestigkeit vorgespannt und ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösungen mit den pH-Werten 12,6, 13,2 und 13,6 ausgesetzt. Die pH-Werte von 13,2 und 13,6 wurden mittels Zugabe von KOH eingestellt. Da nach ca. 1500 Stunden noch kein Bruch aufgetreten war, wurde bei jeweils einer der vorher drei Parallelproben die Vorspannung auf 50 % und nach weiteren 14250 Stunden auf 60 % der Nennzugfestigkeit erhöht. Um den Einfluß eines niedrigeren pH-

Wertes zu simulieren, wurde bei je einer weiteren Parallelprobe nach 1500 Stunden die Versuchstemperatur von Raumtemperatur erst auf 30 °C und nach weiteren 400 Stunden auf 40 °C erhöht (zur Abhängigkeit des pH-Wertes von der Temperatur siehe Abb. 41). Gerätetechnisch bedingt wurde nach weiteren 17500 Stunden die Auslagerung wieder bei Raumtemperatur fortgesetzt.

3.2.2 Ergebnisse und Diskussion

3.2.2.1 70 % Konstantfeuchte

Von jedem der in der Tabelle 1 aufgeführten Werkstoffe wurden jeweils 3 Proben bei einer 70 %igen Konstantfeuchte ausgelagert. Die Proben wurden vor dem Einbau in die Spannrahmen auf ihre Anrißfreiheit geprüft. Die Vorspannung betrug jeweils 55 % bezogen auf die Nennzugfestigkeit. Alle Proben haben den Standversuch bisher ohne Bruch überstanden. Die Standzeit betrug am 1. November 1997 ca. 42.000 h, d. h. knapp 5 Jahre. Eine Zwischenbeurteilung der Proben ist nicht möglich gewesen, da dadurch der Zustand der Probenoberfläche hinsichtlich möglicherweise bereits vorhandener Rißkeime verändert worden wäre. Alle Proben sollen bis auf weiteres unter unveränderten Bedingungen in dem Versuchsstand verbleiben, um auch extrem lange Inkubationszeiten feststellen zu können.

3.2.2.2 DIBt-Prüflösung

Standzeiten

Die Abb. 18 enthält eine Zusammenstellung der Versuchsergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung. Zur besseren Übersichtlichkeit sind die Ergebnisse nach Stahlsorten getrennt aufgeführt. Zusätzlich zu den Proben, die im Anlieferungszustand, d. h. entweder aus einem Bauwerk entnommen oder vom Hersteller zur Verfügung gestellt, geprüft wurden, sind von jeder Stahlsorte auch nachvergütete Proben (siehe Abschnitt 3.1.1) in die Versuchsstände eingebaut und untersucht worden. Hierbei wurden sowohl Drähte, die auf eine vergleichsweise geringe, als auch solche, die auf eine Überfestigkeit vergütet worden waren, eingesetzt. Die Tabelle 8 enthält zusätzlich zu den Standzeiten weitere Informationen über Bruchflächenuntersuchungen und nach dem Standversuch durchgeführte Anrißprüfungen sowie über gegebenenfalls vorgenommene Zugversuche.

Zunächst sind jeweils 3 Vergleichsproben für jede Stahlsorte bzw. für jeden Zustand eingesetzt worden. Vor dem Versuchsbeginn wurden die Proben mittels Magnetpulverprüfung auf Anrisse untersucht und nur anrißfreie Drähte verwendet. Falls der Bruch in der Einspannung bzw. am Übergang zum Abdecklack erfolgte (Spaltkorrosion) oder auf nachträglich festgestellte Oberflächenfehler zurückgeführt werden konnte und damit keine definierten Prüfbedingungen vorlagen, wurden zusätzliche Proben einem Standversuch unterworfen. Bis auf eine Probe (SIGNEU), die per 1. November 1997 etwas mehr als 9000 h ohne Bruch überstanden hat, sind alle anderen Proben gebrochen. Dieses Ergebnis, d. h. der Bruch aller Proben, ist durchaus erwartungsgemäß, da die Randbedingungen dieser Zulassungsprüfung wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion bewußt hervorrufen sollen. Die in der Zulassung geforderte Standzeit von 2000 h ist in den Teildiagrammen zusätzlich miteingetragen, um die tatsächlich erreichten Standzeiten besser bewerten zu können.

Betrachtet man zunächst die Ergebnisse mit Proben im Anlieferungszustand, so ist festzustellen, daß zum einen die Spanndrähte der Sorte SIGNEU die geforderten 2000 h sicher überstehen. Diese Proben brachen erst nach mehr als 5700 h. Außerdem zeigen die Proben SIGEGI ebenfalls Standzeiten, die deutlich über 2000 h liegen.

Die Proben aus dem Schadensfall (NEPWIT) hätten den Zulassungsversuch nicht bestanden. Nur eine Probe liegt knapp über 2000 h, die anderen deutlich darunter. Bei den Proben, die bereits nach nur 3 bzw. 4 h brachen, ist wahrscheinlich ein nicht detektierter Anriß oder eine andere als Kerbe wirkende Oberflächenunregelmäßigkeit für das schnelle Versagen verantwortlich. Diese beiden Werte sind damit nicht repräsentativ für die Standzeit in der Prüflösung. Vom Material NEPHIL wurden insgesamt 5 Proben geprüft. Davon überstanden 2 Proben die in der Zulassungsprüfung geforderten 2000 h, obwohl hier der Bruch im Bereich der Einspannung bzw. am Übergang zum Abdecklack erfolgte, während die restlichen 3 Proben z. T. erheblich kürzere Standzeiten aufweisen. Bei den Drähten aus der Stahlsorte HENNEU brachen alle 8 geprüften Proben nach z. T. deutlich weniger als 2000 h; bei 2 Proben befand sich die Bruchstelle außerhalb der Prüflänge.

Bis auf zwei Proben SIGNEU sind alle nachvergüteten Proben bereits vor Erreichen der 2000 Stundengrenze gebrochen. Bei der dritten Probe SIGNEU mit einer vergleichsweise kurzen Standzeit ist zu berücksichtigen, daß der Bruch unter dem Abdecklack erfolgte und damit dieses Ergebnis zur Beurteilung nicht herangezogen werden darf. Tendenziell zeigen die

Ergebnisse mit den nachvergüteten Proben das erwartete Verhalten. Die Proben mit hoher Festigkeit haben deutlich geringere Standzeiten als Proben mit niedriger Festigkeit.

In einigen Fällen sind allerdings Besonderheiten zu berücksichtigen. So wiesen bei der späteren Bruchuntersuchung mehrere Proben mit der Bezeichnung SIGEGI am Bruchausgang Kerben auf. Die genauere Untersuchung ergab, daß in diesen Bereichen durch Schweißspritzer oder auch durch mechanische Nacharbeitung der Probenoberfläche verursachte Aufhärtungen vorlagen, die dem Einfluß mechanisch erzeugter Kerben an Oberflächen unter Zugbeanspruchung gleichzusetzen sind. Bei mechanischer Belastung tritt dann schnelles Rißwachstum bei Spannungen weit unterhalb der Streckgrenze auf, wobei Umgebungseinflüsse von untergeordneter Bedeutung sind. Die extrem kurzen Standzeiten sind demnach keiner korrosiven Belastung und der Ausbreitung wasserstoffinduzierter Risse zuzuordnen, sondern allein als Folge der Aufhärtungen zu charakterisieren. Bei einer Probe NEPWIT sowie zwei Proben NEPHIL erfolgte der Bruchausgang in der Einspannung bzw. unter dem Abdecklack, so daß diese Versuche aus der Beurteilung ebenfalls ausgeklammert werden müssen.

Im Rahmen der Nachvergütung wurde bei der Anlaßbehandlung zum einen ein Festigkeitsniveau, das den Nennwerten entspricht, und zum anderen ein Niveau, das einer Überfestigkeit entspricht, angestrebt. Das bedeutet, daß jeweils ein Teil der Proben in etwa die gleichen mechanischen Eigenschaften, die sie im Anlieferungszustand hatten, besitzen. Trotzdem sind die Standzeiten fast ausschließlich kürzer als bei dem nicht nachträglich wärmebehandelten Material. Eventuell sind die im Rahmen metallographischer Untersuchungen festgestellten, stark ausgeprägten Zunderschichten hierfür verantwortlich. Messungen der Zunderschichtdicken an Proben, die nicht nachvergütet wurden, ergaben häufig geringere Werte als an nachvergüteten Proben; statistisch abgesicherte Aussagen liegen allerdings nicht vor. Möglicherweise sind aber auch andere Eigenschaften durch die Wärmebehandlung negativ beeinflußt worden. Festgehalten werden muß, daß die Wärmebehandlung auf den Stahl SIGNEU zugeschnitten war und auch unter den für diese Sorte üblichen Bedingungen durchgeführt worden ist. Abgesehen von der einen Probe SN NV low 2, deren Ergebnis durch Spaltkorrosion verfälscht ist, zeigen die beiden anderen Proben SIGNEU ein gleich gutes Verhalten wie die Probe im Anlieferungszustand.

Anrißprüfung

Nach dem Ausbau der gebrochenen Proben erfolgte zunächst eine Anrißprüfung der gesamten Prüflänge mittels Magnetpulverprüfung (siehe Abschnitt 3.1.6). Hierbei konnte in keinem Fall eine Anrißanzeige festgestellt werden. Daraus kann gefolgert werden, daß ein unter den gegebenen Bedingungen gebildeter Bruchkeim in der Probe mit hoher Wahrscheinlichkeit zum Bruch führt, ohne daß sich neue Bruchkeime bzw. weitere Anrisse bilden. Das bedeutet auch, daß das einsetzende Rißwachstum nach der Entstehung des Bruchkeimes so schnell verläuft, daß die ermittelte Standzeit im wesentlichen die Zeitspanne der Rißeinleitung wiedergibt.

Bruchflächenuntersuchungen

Im Anschluß an die Anrißprüfung wurden die Bruchflächen bzw. der Bereich, in dem der Bruch erfolgte, mittels makroskopischer und mikroskopischer Methoden näher untersucht. Während in der Abb. 19 das typische Aussehen der Drahtoberfläche im Bruchbereich nach der Prüfung in der DIBt-Lösung zu erkennen ist, zeigen die Abb. 20-22 beispielhaft für zwei Drähte (HENNEU bzw. NEPWIT) Aufnahmen der eigentlichen Bruchfläche. Bei der weißen Substanz auf der Drahtoberfläche in Abb. 19 handelt es sich um Reste von Einpreßmörtel (die Probe stammt aus einer Bauwerksentnahme und wurde nur von lose anhaftendem Mörtel gereinigt).

Da die Proben in der Regel nicht sofort nach dem Eintreten des Bruches aus der Lösung entnommen werden konnten, sind die Bruchflächen mehr oder weniger lange (bis zu maximal 48 h) der Prüflösung ausgesetzt und dadurch z. T. stark korrodiert. Zur näheren Untersuchung wurden die Proben mit 5%iger Zitronensäure gebeizt. Die Abb. 22 zeigt das Aussehen der Probe nach dem Beizen. Die Lage des Rißausgangs ist bei den Proben z. T. bereits makroskopisch zu erkennen (Abb. 20 und 22).

Die elektronenoptische Untersuchung der Bruchflächen ergab, daß bei allen Proben der durch Rißlinse bzw. Rißstarter gekennzeichnete Bruchausgang (Anrißbereich) interkristalline Korrosion aufwies. Typische REM-Aufnahmen (in unterschiedlichen Vergrößerungen) aus dem Anrißbereich sind in den Abb. 23-28 wiedergegeben. Man erkennt deutlich die für wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion vergüteter Stähle charakteristischen, aufgelösten ehemaligen Austenitkorn Grenzen (interkristalline Korrosion). Im Restbruchbereich (Abb. 29)

überwiegt meist Quasispaltbruch, zum Anriß hin sind häufig Waben zu erkennen. Die sich zum äußeren Rand anschließende Schubspannungslippe weist eine ausschließliche Wabenstruktur auf (Abb. 30). Die in den REM-Aufnahmen sichtbaren kleinen Löcher sind auf die mehr oder weniger starke Korrosion nach dem Eintreten des Bruches zurückzuführen.

Zugversuche

Die im Anschluß an die Standversuche an den Reststücken der gebrochenen Proben durchgeführten Zugversuche ergaben keine eindeutigen Zusammenhänge zwischen den Standzeiten und den mechanischen Kennwerten. In einigen Fällen ist eine geringfügige Absenkung der Festigkeits- bzw. Dehnungswerte bei Proben, die dem Standversuch ausgesetzt waren, im Vergleich zum Ausgangszustand zu verzeichnen, wobei dieser Befund aber nicht statistisch abgesichert ist. Meist liegen die ermittelten Werte aber innerhalb des Streubandes für die nicht beanspruchten Drähte. Auffällig sind die nach dem Standversuch ermittelten sehr niedrigen Werte für die nachvergüteten Proben des Materials SIGEGI sowie für die Proben NEPWIT im Anlieferungszustand. Im ersten Fall ist dies auf die oben beschriebenen, in den Bruchflächenuntersuchungen festgestellten Kerben zurückzuführen. Für das Material NEPWIT ist anzunehmen, daß es sich bei den Proben trotz der ohne Befund durchgeführten Anrißprüfung doch nicht um völlig anrißfreie Drähte handelte. Durch solche Kerben bzw. Anrisse tritt dann bei mechanischer Belastung ein schnelles Rißwachstum bei Spannungen, die auch unterhalb der Streckgrenze liegen können, auf.

Grundsätzlich kann der Zugversuch an Hand der ermittelten Festigkeits- und Dehnungskenngrößen Hinweise darüber liefern, ob es während der Auslagerung in der Prüflösung zu einer durch Wasserstoff bedingten Werkstoffschädigung gekommen ist. Es muß allerdings angemerkt werden, daß es auch bereits bei Raumtemperatur zu einer schnellen Effusion des Wasserstoffs kommt, so daß etwaige Eigenschaftsveränderungen wieder rückgängig gemacht werden. Für die Frage, ob es während des Standversuches zu einer durch Wasserstoffaufnahme verursachten Werkstoffschädigung gekommen ist, war für die hier durchgeführten Untersuchungen die Standzeit das entscheidende Beurteilungskriterium. Die Zugversuche wurden erst nach den Anrißprüfungen der gebrochenen Drähte und nach dem Abtrennen der Bruchflächen für spätere REM-Untersuchungen durchgeführt, so daß Schlußfolgerungen bezüglich des Wasserstoffeinflusses auf die mechanischen Kennwerte nur sehr bedingt möglich sind.

3.2.2.3 Kondenswasserbelastung

Die Ergebnisse der Dauerstandversuche unter Kondenswasserbelastung sind in der Abb. 31 bzw. in der Tabelle 9 zusammengefaßt. Die Tabelle enthält zusätzlich zu den Standzeiten weitere Informationen über Bruchflächenuntersuchungen und nachträgliche Anrißprüfungen sowie über gegebenenfalls durchgeführte Zugversuche. In der Abb. 31 sind die Ergebnisse entsprechend dem Vorgehen unter Abschnitt 3.2.2.2 wieder nach Stahlsorten getrennt dargestellt. Die in den Teildiagrammen aufgeführten %-Werte stellen den Grad der Vorspannung dar. Als Spannungsniveau wurde zunächst für alle Proben eine Vorspannung von 55 % bezogen auf die Nennzugfestigkeit eingestellt. Für die Stahlsorten SIGNEU, NEPHIL und HENNEU wurden anschließend auch Versuche bei höheren Vorspannungen (bis zu 80 %) durchgeführt. Ziel dieser Versuche war es, Informationen über eventuell vorhandene Grenzspannungen, bei denen der Werkstoff bereits unter Kondenswasserbelastung wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion erleiden kann, zu gewinnen.

Generell wurden die Proben vor dem Versuchsbeginn mittels Magnetpulverprüfung auf Anrisse untersucht und nur anrißfreie Drähte verwendet. Eine Ausnahme bildeten drei Proben des Materials NEPWIT, die bewußt als anrißbehaftete Proben eingesetzt wurden.

Aus früheren Untersuchungen ist bekannt, daß Spaltbedingungen, die unter baupraktischen Bedingungen kaum zu vermeiden sind, eine deutliche Verschärfung der Angriffsbedingungen bedeuten [27]. Deshalb wurden einige, anrißfreie Proben auch mit einem spaltbildenden Schlauch aus PE überzogen (Abb. 32). Die Versuche mit anrißbehafteten Proben bzw. Spaltkörpern sind in der Abb. 31 gesondert aufgeführt.

Im Anlieferungszustand sind bisher alle mit 55 % vorgespannten Proben der Sorten SIGNEU, NEPHIL und HENNEU nicht gebrochen, d. h. die Standzeiten liegen bei etwa 41.000 h. Von dem Material SIGEGI sind von den eingesetzten drei Proben zwei gebrochen. Das Schadensfallmaterial (NEPWIT) schneidet deutlich am schlechtesten ab; alle Proben haben vergleichsweise kurze Standzeiten.

Bei einem Vorspanngrad von 80 % ist von den drei eingesetzten Drähten SIGNEU einer nach etwas mehr als 15.000 h gebrochen; die zwei anderen haben bisher etwa 27.000 h ohne Bruch überstanden. Dagegen sind bei den Proben NEPHIL und HENNEU jeweils alle drei Drähte nach relativ kurzen Zeiten gebrochen. Versuche mit Vorspannungen von 70 bzw. 60 % ergaben für diese beiden Stahlsorten ebenfalls kurze Standzeiten. Offensichtlich liegt hier für

beide Werkstoffe die Grenzspannung für wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion unter Kondenswasserbelastung bei knapp über 55 %.

Die Proben mit Spaltkörpern (NEPWIT und HENNEU) und die anrißbehafteten Proben (NEPWIT) weisen eine deutliche Standzeitverminderung im Vergleich zu den anrißfreien Proben auf. Dies ist auf die verschärften Bedingungen im Anriß bzw. im Spalt und die Verkürzung der Rißinitiierungszeit zurückzuführen. Von den drei NEPWIT-Proben mit Spalt brach eine in der freien Prüflänge, eine am aufgezogenen PE-Schlauch und eine in der Durchführung. Zwei der anrißbehafteten Proben brachen nicht an vorher detektierten Anrissen, während ein Bruch von einem detektierten Anriß ausging.

Bei den nachvergüteten Proben fällt bei den Standzeiten auf, daß die gezielt auf hohe Festigkeit vergüteten Proben (SIGNEU, SIGEGI und NEPHIL) vergleichsweise schlecht abschneiden. Dies bestätigt den dominierenden Einfluß des Werkstoffzustandes bzw. der hierfür verantwortlichen Wärmebehandlung auf die Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit. Das Material aus dem Schadensfall (NEWIT), das auf niedrige Festigkeit angelassen wurde, zeigt bei zwei Proben eine deutliche Verbesserung - nach knapp 13.000 h ist noch kein Bruch aufgetreten.

Die Abb. 33 zeigt die bis zum 1. November 1997 vorliegenden Ergebnisse der Standversuche mit den gekerbten Proben (siehe Abschnitt 3.1.7). Die Proben waren ebenfalls mit 55% der Nennzugfestigkeit vorgespannt, wobei für die aufgebrachte Kraft der im Kerbbereich reduzierte Drahtquerschnitt zu Grunde gelegt wurde. Von den Proben SIGNEU und HENNEU ist innerhalb von ca. 4000 Stunden bisher noch keine gebrochen. Dies steht in Übereinstimmung mit den Ergebnissen der ungekerbten Proben (siehe Abb. 31). Während das schnelle Versagen der Proben aus dem Schadensfallmaterial NEPWIT durchaus erwartungsgemäß ist, so sind die kurzen Standzeiten des Materials NEPHIL zunächst überraschend. Bei den Versuchen mit unterschiedlichen Vorspanngraden (siehe Abb. 31) hatte es sich bei den Proben NEPHIL aber schon gezeigt, daß bereits bei geringfügig über 55% Vorspannung liegenden Belastungen ein deutlicher Einbruch in den Standzeiten festzustellen ist. Das unterschiedliche Verhalten im Vergleich zum Material HENNEU, das sich im ungekerbten Zustand ähnlich wie NEPHIL verhielt, ist sehr wahrscheinlich auf die unterschiedlichen Abmessungen bzw. einen Durchmesserseffekt zurückzuführen; im Gegensatz zum Material HENNEU mit einem Querschnitt von 50 mm² haben die Proben NEPHIL nur einen Drahtquerschnitt von 40 mm².

Anrißprüfung

Nach dem Ausbau der gebrochenen Proben erfolgte zunächst eine Anrißprüfung der gesamten Prüflänge mittels Magnetpulverprüfung (siehe Abschnitt 3.1.6). Im Gegensatz zu den in der DIBt-Lösung geprüften Drähten konnten bei den durch Kondenswasser beanspruchten Proben in vielen Fällen zahlreiche Anrisse detektiert werden. An einzelnen Drähten stichprobenartig durchgeführte Zerreißversuche sowie metallographische Untersuchungen ergaben, daß es sich bei den Rißanzeigen auch tatsächlich um Anrisse im Stahl selbst und nicht nur in der Korrosionsschicht handelt. Die Abb. 34 zeigt einen durch Zerreißen erzeugten spröden Bruch. Der dunkel gefärbte Anrißbereich, der vorher durch die Magnetpulverprüfung detektiert worden war, ist bereits makroskopisch deutlich zu erkennen.

Eine Abhängigkeit des Auftretens bzw. der Häufigkeit der Anrißanzeigen von dem Vorspanngrad konnte nicht festgestellt werden. Auch bei 80%iger Vorspannung waren häufig zusätzlich zu dem zum Bruch führenden Anriß weitere Anrisse zu finden.

Bruchflächenuntersuchungen

Im Anschluß an die Anrißprüfung wurden die Bruchflächen bzw. der Bereich, in dem der Bruch erfolgte, mittels makroskopischer und mikroskopischer Methoden näher untersucht. Die Abb. 35 zeigt beispielhaft das Aussehen einer Probe nach etwa 1600 h Kondenswasserbelastung. Die Drahtoberfläche weist mehr oder weniger starke, gleichmäßige Flächenkorrosion auf. Nach dem Beizen können aber auch lokal narbenförmige Angriffe detektiert werden (Abb. 36). Je nach Auslagerungsdauer wurden maximale Narbentiefen bis zu 200 µm festgestellt. Das Ausmaß der Korrosionserscheinungen ist bei dieser Versuchsreihe aufgrund des besseren Sauerstoffangebotes größer als bei den in der DIBt-Lösung untersuchten Proben.

Die Abb. 37 und 38 zeigen das typische Aussehen der Bruchflächen zweier Drähte (NEPWIT bzw. HENNEU) nach der Entnahme aus dem Versuchsstand. Da auch hier die Proben in der Regel nicht sofort nach dem Eintreten des Bruches aus dem Spanrahmen entnommen werden konnten, sind die Bruchflächen mehr oder weniger lange (bis zu maximal 48 h) der Korrosionsbelastung ausgesetzt und dadurch z. T. stark korrodiert. Zur näheren Untersuchung wurden die Proben mit 5%iger Ascorbinsäure gebeizt. Die Abb. 39 zeigt das charakteristische Aussehen der Probe aus Abb. 38 nach dem Beizen. Die Lage des Rißausgangs ist hier bereits makroskopisch zu erkennen.

Die elektronenoptische Untersuchung der Bruchflächen ergab, daß bei allen Proben der durch Rißlinse bzw. Rißstarter gekennzeichnete Bruchausgang (Anrißbereich) interkristalline Korrosion aufwies. Die Strukturen der einzelnen Bereiche sind dabei identisch mit denen, die in der DIBt-Prüfung festgestellt wurden (Abschnitt 3.2.2.2 - Abb. 23-30).

Zugversuche

An den unter Kondenswasserwechselbeanspruchung gebrochenen Proben wurden nur stichpunktartig Zugversuche durchgeführt. Grund hierfür war die vergleichsweise starke Korrosion der Drahtoberfläche, die wie weiter oben beschrieben auch lokale Narben mit bis 200 µm Tiefe aufwies. An solchen lokalen Angriffsstellen befindet sich dann im Zugversuch bevorzugt der Bruchausgang. Die ermittelten mechanischen Kennwerte werden dann stark von der Form und Größe der Kerben bestimmt und stellen somit keine repräsentativen Ergebnisse für wasserstoffbedingte Werkstoffschädigungen dar.

Bei den an einzelnen Proben im Zugversuch ermittelten Kennwerten (siehe Tab. 9) wurden keine besonderen Auffälligkeiten beobachtet. Die im Abschnitt 3.2.2.2 (DIBt-Lösung) gemachten Aussagen gelten gleichermaßen für die der Kondenswasserbelastung ausgesetzten Proben.

3.2.2.4 Ca(OH)₂-Lösungen

Um zu prüfen, ob vorhandene Anrisse auch nach einem Verpressen der Hüllrohre mit Zementmörtel weiterwachsen können, wurden zusätzlich Untersuchungen in alkalischer Umgebung durchgeführt. Von den 9 anrißbehafteten Proben des Materials NEPWIT, die den in Abschnitt 3.2.1.2 beschriebenen Bedingungen ausgesetzt sind, d.h. alkalische Ca(OH)₂-Lösungen mit unterschiedlichen pH-Werten sowie verschiedene Vorspanngrade, ist bisher noch keine Probe gebrochen.

Insgesamt betrug die Standzeit am 1. November 1997 ca. 37.000 h, d. h. etwas mehr als 4 Jahre. Eine Zwischenbeurteilung der Proben ist nicht möglich gewesen, da dadurch der Zustand der Probenoberfläche verändert worden wäre. Alle Proben sollen bis auf weiteres unter unveränderten Bedingungen in dem Versuchsstand verbleiben, um auch eine extrem verzögerte Rißentstehung feststellen zu können.

3.3 CER-Versuche

Zur Prüfung der Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit in Elektrolyten, in denen unter statischer Last keine Rißbildung, bzw. in denen Rißbildung erst nach langen Standzeiten auftritt, hat sich die Anwendung des langsamen Zugversuchs im Elektrolyten als geeignet erwiesen. Deshalb wurden zusätzlich zu den Dauerstandversuchen im Rahmen von zwei Diplomarbeiten an der Universität Erlangen-Nürnberg [45, 46] Untersuchungen mit niedriger Dehngeschwindigkeit - CER(Constant Extension Rate)-Versuche - durchgeführt. Ziel dieser Untersuchungen war es, weitere Erkenntnisse bezüglich der unterschiedlichen Empfindlichkeit der verschiedenen vergüteten Stähle gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion zu gewinnen. Aufgrund der zeitlich und apparativ aufwendigen Versuchstechnik beschränkten sich die Untersuchungen auf die drei Werkstoffe NEPWIT, HENNEU und SIGNEU.

Als Meßgröße für die Beurteilung der Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit wurde die Bruchdehnung gewählt, da die Brucheinschnürung, die den sensibelsten Indikator für eine Versprödung darstellt, aufgrund der ovalen und gerippten Drahtquerschnitte nicht eindeutig bestimmt werden konnte.

Der Aufbau der Meßzelle für die CER-Versuche ist in Abb. 40 wiedergegeben. Die Zelle besteht aus PTFE und wurde an den Austrittsstellen des Spannstahls unten mit säurefreiem Silikon und oben mit Hochtemperatur-Schliff-Fett abgedichtet. Die Meßlänge betrug bei allen Versuchen 150 mm. Als Prüflösung kam zum einen eine gesättigte Ca(OH)_2 -Lösung und zum anderen eine carbonatisierte Ca(OH)_2 -Lösung bei verschiedenen Temperaturen (zwischen 25 °C und 80 °C) zum Einsatz. Die gesättigte Ca(OH)_2 -Lösung wurde über die gesamte Versuchsdauer mit Stickstoff, die carbonatisierte Lösung mit Laborluft gespült. Die pH-Werte in der Lösung wurden mittels einer Glaselektrode gemessen. Zur Regelung der Temperatur war eine Heizschleife aus PTFE in der Zelle angebracht, die von außen durch einen Thermostaten mit Wasser beheizt wurde. Die Temperaturkontrolle während der Versuche erfolgte mittels Quecksilberthermometer. Der Elektrolyt wurde mittels einer Pumpe aus einem Vorratsgefäß als Kreislauf durch die Meßzelle gepumpt. Als Dehnrage wurde ein einheitlicher Wert von $1,1 \cdot 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ gewählt, der aus Erfahrung einen guten Kompromiß zwischen Versuchsdauer und Einfluß der Spannungsrißkorrosion darstellt [45, 46].

In der Abb. 41 ist der Zusammenhang zwischen pH-Wert und Temperatur in den beiden o. g. Lösungen dargestellt. Ausgehend von Raumtemperatur sinkt in gesättigter Ca(OH)_2 -Lösung

der pH-Wert mit steigender Temperatur relativ stark. Dieser Effekt ist einerseits gemäß Definition des pH-Wertes auf die temperaturabhängige Abnahme der Wasserstoffionenaktivität und andererseits auf die ebenfalls temperaturabhängige Löslichkeit des Calciumhydroxids zurückzuführen. Mit steigender Temperatur fällt Calciumhydroxid aus der gesättigten Lösung aus, da das Löslichkeitsprodukt ebenfalls mit steigender Temperatur abnimmt. Die carbonatisierte $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung, die bei Raumtemperatur einen deutlich geringeren pH-Wert aufweist, erfährt dagegen in Abhängigkeit von der Temperatur nur eine geringfügige Änderung.

Die Tabelle 10 enthält eine Zusammenfassung der Ergebnisse aller durchgeführten CER-Versuche. Die Abb. 42 zeigt graphisch die Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Temperatur bzw. vom pH-Wert.

Die Bruchdehnung nimmt bei allen drei untersuchten Werkstoffen in ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit steigender Temperatur ab. Vermutlich ist dieser Befund auf die Absenkung des pH-Wertes mit steigender Temperatur zurückzuführen. In gesättigter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung sinkt der pH-Wert von 12,6 bei 25 °C auf 10,7 bei 80 °C (siehe Abb. 41). Die Abnahme ist besonders ausgeprägt bei dem Spannstahl NEPWIT. Während der in der ges. Lösung bei Raumtemperatur ermittelte Wert dem Wert an Luft entspricht, ist bei höherer Temperatur und damit niedrigerem pH-Wert die Bruchdehnung stark vermindert. Offensichtlich können bei vergleichsweise nur geringfügig verminderten pH-Werten bereits Vorgänge ablaufen, die zu einer Versprödung des Werkstoffs führen. Bei den mit Proben des Stahles NEPWIT in vollständig carbonisierter $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung (pH= 8,1 - 8,7) durchgeführten Versuche ist dagegen die starke Abnahme der Bruchdehnung erwartungsgemäß. Der in den Diagrammen miteingezeichnete Bruchdehnungswert von 6 %, der den Mindestwert aus der Zulassung dieser Stähle darstellt, wird nur von den Proben SIGNEU sicher überschritten. Der Stahl HENNEU weist zwar einen mit SIGNEU vergleichbar geringen Abfall der Bruchdehnung auf, das Niveau der Werte liegt allerdings wesentlich niedriger.

Bei keinem der durchgeführten Versuche hat sich bei anschließend vorgenommenen REM-Untersuchungen in der Morphologie der Bruchflächen ein Hinweis auf Spannungsrißkorrosion ergeben. Allerdings sind bei diesen Stählen bei den relativ kurzen Versuchszeiten auch keine signifikanten Änderungen in der Bruchflächenmorphologie zu erwarten.

4 Zusammenfassung und Schlußfolgerungen

In den letzten Jahren ist es verschiedentlich zu Schadensfällen von Spannbetonbauteilen (sowohl mit direkten Verbund als auch mit nachträglichem Verbund) infolge bruchbedingten Versagens der Spannstähle gekommen, bei denen die Schadensanalyse keine Auffälligkeiten bezüglich korrosionsfördernder Bestandteile oder mangelbehafteter Ausführungsqualität ergeben hatte. Den Schadensfällen gemeinsam ist, daß es sich bei dem verwendeten Spannstahl um vergütete Drähte der Festigkeitsklasse St 1420/1570 handelt.

Durch systematische Untersuchungen an verschiedenen Typen dieser Stahlsorte sollte geklärt werden, ob unter depassivierenden Bedingungen Rißeinleitung und -ausbreitung unter praxisnahen Einsatzbedingungen (Kondenswasserbelastung) zu erwarten ist. Als Versuchsmaterial wurden sowohl Spannstähle 'alten Typs', die in der vorliegenden chemischen Zusammensetzung nur bis Mitte der Sechziger Jahre zugelassen waren (NEPWIT, NEPHIL, SIGEGI), als auch solche 'neuen' Typs, wie sie heute zugelassen sind (SIGNEU), eingesetzt. Zusätzlich wurde der in der ehemaligen DDR hergestellte Spannstahl St 1370/1570 (HENNEU), der mit dem Spannstahl 'alten Typs' vergleichbar ist, verwendet. Bei dem Material 'alten Typs' stammten die Proben aus Bauwerksentnahmen, wobei in einem Fall auch Proben aus einem Schadensfall (NEPWIT) zum Einsatz kamen. Der derzeit zugelassene Stahl sowie der DDR-Stahl lagen im Anlieferungszustand vor. Zur Beurteilung des Einflusses der Wärmebehandlung bzw. der sich daraus ergebenden mechanischen Kennwerte auf das Spannungsrißkorrosionsverhalten wurden ergänzende Untersuchungen mit nachträglich neu vergüteten Proben durchgeführt.

Den Schwerpunkt des Untersuchungsprogramms bildeten Dauerstandversuche mit vorgespannten Proben. Diese Versuche gliedern sich in drei Beanspruchungsvarianten:

- DIBt-Lösung
- 70% Konstantfeuchte
- Kondenswasserbelastung

Bei der DIBt-Lösung handelt es sich um eine Prüflösung, die im Rahmen der Zulassung von Spannstählen eingesetzt wird, und bei der das Verhalten des Stahls hinsichtlich seiner Empfindlichkeit gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion im gespannten Zustand vor dem Verpressen bzw. Betonieren bewertet werden kann. Die anderen beiden Bean-

spruchungen entsprechen praxisnahen Bedingungen, wie sie während der Nutzung bei fehlendem alkalischen Umgebungsmilieu vorliegen können.

Generell wurden alle Proben vor dem Dauerstandversuch auf Anrisse geprüft und nur solche ohne Anrißanzeigen eingesetzt. Eine Ausnahme hiervon bildeten Versuche mit Proben aus dem Schadensfallmaterial, bei denen auch anrißbehaftete Drähte untersucht wurden. Als Ergänzung erfolgten Versuche an Proben mit künstlich erzeugten Kerben.

Von einigen Ausreißern abgesehen, die nachträglich aber erklärbar waren, sind die in den Standversuchen ermittelten Standzeiten reproduzierbar. Dies ist nicht unbedingt so zu erwarten gewesen, da der Oberflächenzustand - insbesondere bei den aus Bauwerken entnommenen Proben - z. T. sehr unterschiedlich bzw. inhomogen war.

Die deutlichsten Differenzierungen erlauben die Ergebnisse der Versuche mit anrißfreien Proben in der DIBt-Lösung. Das derzeit zugelassene Material (SIGNEU) überstand sicher die in der Zulassung geforderten 2000 Stunden. Bei den durch Veränderung der Wärmebehandlungsparameter gezielt auf eine überhöhte Festigkeit vergüteten Proben ist allerdings eine drastische Reduzierung der Standzeit zu verzeichnen.

Das Material aus dem Schadensfall (NEPWIT) sowie der in der DDR hergestellte vergütete Spannstahl (HENNEU) - beide mit vergleichsweise hohen Festigkeitswerten - überstanden nicht die geforderten 2000 Stunden der DIBt-Zulassungsprüfung; diese Stähle würden damit heutzutage keine Zulassung erhalten. Auch die durch eine Nachvergütung erzielte Absenkung des Festigkeitsniveaus führte zu keiner nennenswerten Verbesserung. Von den anderen beiden, aus Bauwerken entnommenen Sorten (beide Spannstahl 'alten Typs') hätte eine die Zulassungsprüfung überstanden, während bei der anderen die Standzeiten knapp unterhalb des geforderten Mindestwertes lagen.

Die Versuche mit einer 70%igen Konstantfeuchte haben innerhalb der bisherigen Auslagerungszeit von etwa 5 Jahren keine Anzeichen für eine Rißeinleitung gezeigt. Offensichtlich handelt es sich hierbei um so milde Korrosionsbedingungen, daß unter den vorliegenden Spannungszuständen keine Spannungsrißkorrosion initiiert wird. Im Gegensatz dazu kommt es im Kondenswasserwechselklima unter bestimmten Bedingungen aber zum bruchbedingten Versagen der Proben. Mit Ausnahme sämtlicher Proben aus dem Schadensfall (NEPWIT) sowie zweier Proben aus ebenfalls Material 'alten Typs' (SIGEGI) sind bei einer Vorspannung von 55 % (bezogen auf die Nennzugfestigkeit) die anderen Proben bisher noch nicht gebrochen. Durch die andauernd hohe Korrosionsbelastung weisen allerdings alle Proben starke

gleichmäßige Flächenkorrosion auf, wobei lokale Narbentiefen von bis zu 200 µm festgestellt wurden. Bei nur geringfügig höheren Vorspannungen (60 %) trat bei zwei Sorten (NEPHIL und HENNEU) bereits nach vergleichsweise kurzen Standzeiten bruchbedingtes Versagen auf. Bei höheren Vorspannungen war z. T. eine weitere Verkürzung der Standzeiten zu beobachten. Offensichtlich liegt unter den gegebenen Bedingungen die Grenzspannung für diese beiden Stahlsorten bei etwas über 55%.

Im Gegensatz zu den Versuchen in der DIBt-Lösung wurde unter Kondenswasserbelastung bei dem Schadensfallmaterial (NEPWIT), das im Ausgangszustand relativ hohe Festigkeitswerte aufwies, durch eine Nachvergütung auf Werte, die im Bereich der Nennfestigkeit lagen, eine deutliche Verlängerung der Standzeiten erzielt.

Bei Versuchen im Kondenswasserwechselklima mit anrißbehafteten Drähten bzw. beim Einsatz von Proben mit Spaltkörpern oder künstlich erzeugten Kerben ist meist eine deutliche Standzeitverminderung festzustellen.

Die Ergebnisse mit den anrißbehafteten Proben in der $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung stimmen mit Befunden überein, die mit ebenfalls anrißbehafteten Proben des gleichen Materials und bei gleichem Vorspannungsniveau in Verpreßmörtel gefunden wurden [6] - auch nach langen Versuchszeiten ist kein bruchbedingtes Versagen eingetreten.

Die makroskopischen und mikroskopischen Untersuchungen der Bruchflächen zeigten zweifelsfrei für alle gebrochenen Proben, daß es sich ausschließlich um Sprödbrüche handelte, die von einer oder mehreren mehr oder weniger großen Rißlinsen bzw. Rißstärtern am Rand der Probe ausgingen. Diese Anrißbereiche wiesen immer deutlich die für wasserstoffinduzierte Spannungsrißkorrosion vergüteter, hochfester Stähle typische interkristalline Korrosion entlang der ursprünglichen Austenitkorngrenzen auf. In einigen wenigen Fällen konnten lokale Korrosionsangriffe als Ausgangspunkt der Risse festgestellt werden; meist waren im Rißbereich allerdings keine Anzeichen für korrosions- oder evtl. auch mechanisch-bedingter Kerben zu finden.

Die an einigen Proben als Ergänzung zu den Dauerstandversuchen durchgeführten CER-Versuche ergaben keine weiteren Aufschlüsse hinsichtlich der Ursache unterschiedlicher Empfindlichkeit gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion. Auch die an verschiedenen Proben exemplarisch vorgenommenen Eigenspannungsmessungen lieferten keine eindeutigen Befunde zur Erklärung eines unterschiedlichen Risikos für Rißeinleitung.

Die durchgeführten Untersuchungen lassen folgern, daß die spezifische Anfälligkeit des Spannstahls für das Auftreten von Rissen einen wesentlich höheren Einfluß im Hinblick auf eine Rißeinleitung und -ausbreitung besitzt als die elektrolytseitigen Parameter, da sich die verschiedenen Stähle auch bei vergleichbaren Korrosionsangriffen unterschiedlich verhalten. Hohe Festigkeitswerte vergrößern offensichtlich die Empfindlichkeit des Stahles gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion. Das Überschreiten eines bestimmten Festigkeitswertes ist aber weder ein hinreichendes noch ein notwendiges Kriterium zur Risikoabschätzung, wie die Versuche mit gezielt auf unterschiedliche Festigkeit vergütete Proben gezeigt haben. Neben den mechanischen Kennwerten müssen noch andere, ebenfalls durch die Wärmebehandlung beeinflusste Eigenschaften für die unterschiedliche Anfälligkeit verantwortlich sein.

Auf Grund der vorliegenden Ergebnisse kann davon ausgegangen werden, daß der derzeit zugelassene, vergütete Spannstahl (SIGNEU) bei Berücksichtigung bzw. Einhaltung aller in den Regelwerken festgehaltenen Vorschriften und Maßnahmen sich unter baupraktischen Bedingungen unempfindlich gegenüber wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion verhält.

Im Gegensatz dazu haben die Versuche gezeigt, daß der hochfeste, vergütete Spannstahl 'alten Typs', wobei hierzu auch der in der DDR hergestellte Hennigsdorfer Spannstahl gezählt werden muß, unter depassivierenden Verhältnissen besonders anfällig gegenüber einer wasserstoffinduzierten Spannungsrißkorrosion ist. Solche Bedingungen liegen vor, wenn die Oberfläche nicht durch eine Passivschicht geschützt ist, was sowohl vor dem Verpressen der Hüllrohre bei Bauteilen mit nachträglichem Verbund oder bei Bauteilen mit direktem Verbund, wenn bedingt durch Fehlstellen bzw. Carbonatisierung keine hinreichende Alkalität vorhanden ist, gegeben sein kann. In diesen Fällen ist unter Umständen bereits eine Kondenswasserbelastung ausreichend, um Anrisse zu initiieren. Auch wenn die Versuche mit anrißbehafteten Proben in alkalischer Lösung bisher zu keinem bruchbedingten Versagen geführt haben, so ist nicht auszuschließen, daß sich einmal gebildete Anrisse von der Umgebung abkoppeln, so daß selbst bei anschließender alkalischer Umgebung eine Rißausbreitung möglich ist.

Der oben beschriebene Versagensmechanismus kann bereits bei Spannungen, wie sie im Gebrauchszustand üblich sind, eintreten. Geringfügig erhöhte Spannungen, die durch Überschreiten der zulässigen Lasten infolge von Nichtbeachtung von Höchstlasten, durch Umbau-

maßnahmen, Nutzungsänderungen o. ä. verursacht werden können, vergrößern das Gefährdungspotential.

5 Literatur

- [1] U. Nürnberger: Otto-Graf-Journal (1992) 148
- [2] E. Wölfel: Beton- und Stahlbetonbau 87 (1992) 155
- [3] B. Isecke, K. Menzel, J. Mietz, U. Nürnberger: Beton- und Stahlbetonbau 90 (1995) 120
- [4] J. Mietz, B. Isecke: in: 'Corrosion of Reinforcement in Concrete Construction', Hrsg. von C. L. Page, P. B. Bamforth, J. W. Figg., The Royal Society of Chemistry, Cambridge 1996, S. 200/209
- [5] H. H. Müller, D. Rußwurm: „Langzeit-Auslagerungsversuche mit verschiedenen Spannstählen unter praxisgerechten Bedingungen“, TU München, Institut für Bauwesen III, Lehrstuhl für Massivbau, 1990
- [6] U. Nürnberger, K. Menzel, J. Mietz, B. Isecke, „Spannungsrißkorrosion vorgeschädigter Spannstähle im verpreßten Zustand“, Final Report of IfBt Research Project IV 1-5-654/91, FMPA Stuttgart und BAM Berlin, 1993
- [7] J. Mietz, U. Nürnberger, W. Beul, „Untersuchungen an Verkehrsbauten aus Spannbeton zur Abschätzung des Gefährdungspotentials infolge Spannungsrißkorrosion der Spann-stähle“, Final Report of BMV Research Project FE 15.209 R91D, BAM Berlin und FMPA Stuttgart 1994.
- [8] B. Isecke: Die Bautechnik 60 (1983) 1
- [9] H. Böhni: Schweizerische Bauzeitung 93 (1975) 603
- [10] H. Kaesche: Die Korrosion der Metalle, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin 1990
- [11] B. Stellwag, H. Kaesche: Werkst. Korros. 33 (1982) 274 und 323
- [12] H. Kaesche: Vorträge der 20. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", 17. - 18. März 1988, Frankfurt am Main, S. 9/45
- [13] H. Böhni: Werkst. Korros. 26 (1975) 199
- [14] F. Kuster, K. Bohnenkamp, H.-J. Engell: Werkst. Korros. 29 (1978) 792
- [15] R. Grauer, B. Knecht, P. Kreis, J. R. Simpson: Werkst. Korros. 42 (1991) 637
- [16] F. Stoll: Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg 1982
- [17] E. Wendler-Kalsch: Grundlagen und Mechanismen der H-induzierten Korrosion metallischer Werkstoffe. In: Wasserstoff und Korrosion (Hrsg. D. Kuron) Verlag I. Kuron, Bonn 1986
- [18] C. A. Zapffe, C. E. Sims: Trans. AIME 145 (1941) 225
- [19] N. J. Petch, P. Stables: Nature 169 (1952) 842
- [20] J. K. Tien, A. W. Thompson, J. M. Bernstein, R. J. Richards: Metallurgical Trans. A, 7A (1976) 821
- [21] R. Troiano: Trans ASM 52 (1960) 54
- [22] R. A. Oriani: Ber. Der Bunsengesellschaft 76 (1972) 848

-
- [23] U. Nürnberger: Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen, Band 1, Bauverlag, Wiesbaden und Berlin 1995
 - [24] E. Riecke: Arch. Eisenhüttenwes. 49 (1978) 509
 - [25] E. Riecke: Arch. Eisenhüttenwes. 44 (1973) 647
 - [26] G. Rehm, R. Frey: Bauingenieur 57 (1982) 47
 - [27] G. Rehm, U. Nürnberger, R. Frey: Werkst. Korros. 32 (1981) 211
 - [28] G. Rehm, U. Nürnberger, R. Frey: Bauingenieur 56 (1981) 275
 - [29] E. Riecke: Werkst. Korros. 29 (1978) 106
 - [30] H.-J. Engell: Stahl u. Eisen 98 (1978) 637
 - [31] K.-D. Lietzmann: Neue Hütte 15 (1979) 602
 - [32] M. O. Speidel: Material und Technik 14 (1986) 97
 - [33] U. Nürnberger, „Analyse und Auswertung von Schadensfällen an Spannstählen“, Forschung Straßenbau und Straßenverkehrstechnik, Heft 308, Bundesminister für Verkehr, Bonn 1980
 - [34] U. Bernabai, G. Brombara, A. Borruto: Metals Technology 10 (1983) 20
 - [35] G. Rehm, U. Nürnberger: Betonwerk + Fertigteile-Technik (1976) 426
 - [36] G. Rehm, U. Nürnberger: Betonwerk + Fertigteile-Technik (1982) 287
 - [37] R. N. Parkins, M. Elices, V. Sanchez-Galvez, L. Caballero: Corrosion Science 22 (1982) 379
 - [38] D. Grimme, B. Isecke, U. Nürnberger, E. M. Riecke, G. Uhlig.: Spannungsrißkorrosion in Spannbetonbauwerken, Verlag Stahleisen mbH (1983)].
 - [39] W. Jäniche: "Zur Weiterentwicklung von vergüteten Spannstählen", Deutscher Betonverein e. V., Vortrag Betontag 1965
 - [40] K. Schneider: Neue Hütte 16 (1971) 529
 - [41] W. Schatt, H. Worch: Werkstoffwissenschaft, 8. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart 1996
 - [42] Glocker: Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York 1971
 - [43] DIN 4227, Teil 1, Spannbeton-Bauteile aus Normalbeton mit beschränkter oder voller Vorspannung, Juli 1988
 - [44] DIN 50008, Teil 1, Klimate und ihre technische Anwendung, Konstantklimate über wäßrigen Lösungen, Februar 1981
 - [45] J. Hönig: Diplomarbeit, Universität Erlangen-Nürnberg, 1993
 - [46] C. Oerterer: Diplomarbeit, Universität Erlangen-Nürnberg, 1994

6 Tabellen und Abbildungen

Stahl- bezeichnung	interne Probenbez.	Form/Abmessungen	Herstellungs- bzw. Baujahr	Nutzungs- dauer [Jahre]	Bemerkungen
Neptun St 1420/1570	NEPWIT	N40, oval, gerippt	1964	27	aus Bauwerk entnommen (Schadensfall)
Neptun St 1420/1570	NEPHIL	N40, oval, gerippt	1960	31	aus Bauwerk entnommen
Sigma St 1420/1570	SIGEGI	5,2 mm, rund, glatt	1963	29	aus Bauwerk entnommen
Sigma St 1420/1570	SIGNEU	8 mm, rund, gerippt	1992	-	aus Produktion
Henningsdorf St 1370/1570	HENNEU	OV50, oval, gerippt	1991	-	aus Produktion

Tabelle 1: Eingesetzte Spannstähle

interne Probenbez.	Bemerkung	Chemische Zusammensetzung in Mas.-[%]								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Al	Ni
SIGNEU	Schmelzanalyse	0,54	1,69	0,66	0,009	0,005	0,38	0,08	0,015	0,10
	Richtwerte	045	1,80	0,70	≤0,035	≤0,035	0,4			
SIGEGI	Mittel aus 3 Werten	0,72	0,70	1,17	<0,030	0,027	0,054	0,04		0,024
	Richtwerte	0,70	0,70	1,20						
NEPHIL	Mittel aus 6 Werten	0,69	1,28	1,00	0,034	0,031	0,067	0,15	0,006	0,052
	Richtwerte	0,60-0,70	1,00-1,30	0,80-1,20						
NEPWIT	Mittel aus 7 Werten	0,73	1,01	1,04	0,013	0,025	0,046	0,15	0,021	0,054
	Richtwerte	0,60-0,70	1,00-1,30	0,80-1,20						
HENNEU	Analyse eines Stabes	0,69	1,14	1,10	0,026	0,032	0,165	0,14	0,005	0,065
	Richtwerte *	0,53-0,62	0,90-1,20	0,80-1,10	≤0,045	≤0,045				

* P+S höchstens 0,080%, Cr = max. 0,30%, Cu = max. 0,30%, Ni = max. 0,30%, Cr+Cu+Ni = max. 0,70%

Tabelle 2: Chemische Analysen der eingesetzten Spannstähle

interne Proben-bez.	Anzahl der Proben	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]			0,2-Dehngrenze $R_p 0,2$ [N/mm ²]			Bruchdehnung A_{10} [%]			Gleichmaßdehnung A_g [%]		
		Mittel	max.	min.	Mittel	max.	min.	Mittel	max.	min.	Mittel	max.	min.
SIGNEU	2*	1625	1629	1620	1520	1528	1511	8,8	8,8	8,8	n.b.	n.b.	n.b.
SIGEGI	16	1602	1657	1573	1467	1550	1389	7,3	9,6	5,1	2,5	3,4	1,9
NEPHIL	22	1583	1648	1476	1438	1544	1260	7,7	8,1	6,7	4,8	5,7	3,5
NEPWIT	15	1790	1846	1731	1714	1787	1564	4,1	5,4	1,3	2,5	3,8	0,3
HENNEU	4	1696	1705	1683	1528	1556	1500	10,4	10,9	9,7	3,8	4,1	3,6

* vom Hersteller durchgeführt
n.b. nicht bestimmt

Tabelle 3: Mechanische Kennwerte der eingesetzten Spannstähle im Anlieferungszustand

interne Proben-bez.	Ausgangsmaterial*	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]		0,2-Dehngrenze $R_p 0,2$ [N/mm ²]	Bruchdehnung A_{10} [%]	Gleichmaßdehnung A_g [%]
		angestrebter Sollwert	Istwert**			
SIGNEU	1625	1750	1773	1610	13,8	3,8
		1600***	1634	1521	14,5	2,1
SIGEGI	1602	1750	1791	1618	12,0	4,0
		1600***	1523	1376	12,0	4,4
NEPHIL	1583	1750	1848	1717	7,8	1,2
		1600***	1501	1376	9,6	2,0
NEPWIT	1790	1600	1628	1443	7,0	4,4
		1750***	1847	1660	8,4	2,6
HENNEU	1696	1600	1574	1438	6,7	1,7
		1750***	1719	1542	6,8	3,4

* Mittelwerte aus Tabelle 3
** Einzelwerte
*** nachvergütete Proben, deren angestrebter Sollwert etwa dem Ausgangsmaterial entsprechen sollte

Tabelle 4: Mechanische Kennwerte der nachvergüteten Proben

Abstand von der Oberfläche in [μm]	Eigenspannungen Probe I 7Bb (anrißbehaftet) in [N/mm^2]		Eigenspannungen Probe I 7B (anrißfrei) in [N/mm^2]	
	oben	unten	oben	unten
0	-20	-75	-45	-60
20	-40	n.b.	n.b.	n.b.
50	n.b.	-50	n.b.	n.b.
100	n.b.	-50	n.b.	± 0

n.b. nicht bestimmt

Tabelle 5: Eigenspannungsmessungen in verschiedenen Tiefen an anrißbehafteten und anrißfreien Abschnitten des Materials NEPWIT (- = Druckspannungen)

Korrosionsbelastung	Vorspannung bez. auf die Nennzugfestigkeit	Temperatur
Kondenswasserbelastung durch periodisch wechselndes Feuchtigkeitsangebot	55%	100% rel. Feuchte 12 h bei 35°C, danach 12 h bei 25°C
	60%	
	70%	
	80%	
70% rel. Feuchte	55%	25°C
0,014 mol/l Chlorid, 0,052 mol/l Sulfat, 0,017 mol/l Rhodanid, pH=7,0 (DIBt-Prüfung)	80%	50°C

Tabelle 6: Versuchsbedingungen für Dauerstandversuche mit anrißfreien Proben

Korrosionsbelastung	Vorspannung bez. auf die Nennzugfestigkeit	Temperatur	
Kondenswasserbelastung durch periodisch wechselndes Feuchtigkeitsangebot	55%	100% rel. Feuchte 12 h bei 35°C, danach 12 h bei 25°C	
			ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösungen
			(pH=12,6, 13,2 und 13,6)
	40%	25°C	
	50%	30°C	
	60%	40°C	

Tabelle 7: Versuchsbedingungen für Dauerstandversuche mit anrißbehafteten bzw. gekerbten Proben

INTERNE PROBEN- BEZEICH- NUNG	PROBEN- ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH			
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter ,	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- slippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]
SIGNEU	Ausgangsmaterial	SIGNEU 1	ohne Riß	5708	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißlinse/Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge stark angegriffen	1613	1425	7,5	4,0
		SIGNEU 2	ohne Riß	6052	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißlinse/Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1618	1462	3,0	2,8
		SIGNEU 3	ohne Riß	7277	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch an Lackabdeckung	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißlinse/Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1602	1427	4,1	3,9
	nachvergütet auf niedrige Festigkeit	SN NV low 1	ohne Riß	7700	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch an Lackabdeckung	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißlinse/Rißstarter mit anschließendem interkristallinen und Quasispaltbruch	Mischbruch aus Waben- und wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		SN NV low 2	ohne Riß	838	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch an Lackabdeckung	Bruchverlaufslinien vom Rand auf verschiedenen Ebenen	2 Rißlinse/Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		SN NV low 3	ohne Riß			Probe läuft noch, per 1997-11-01 9168h								
		SN NV high 1	ohne Riß	278	n.b.		Bruchverlaufslinien vom Rand, viele Nebenrisse auf der Bruchfläche	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch, Nebenrisse vorwiegend transkristallin	Quasispaltbruch	Wabenbruch	2011	1853	1,3	1,2
	nachvergütet auf hohe Festigkeit	SN NV high 2	ohne Riß	1128	n.b.		Bruchverlaufslinien vom Rand, viele Nebenrisse auf der Bruchfläche	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch, Nebenrisse vorwiegend transkristallin	Quasispaltbruch	Wabenbruch	2034	1852	1,6	1,5
		SN NV high 3	ohne Riß	23	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch in der Einspannung	Bruchverlaufslinien vom Rand, viele Nebenrisse auf der Bruchfläche	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch, Nebenrisse vorwiegend transkristallin	Quasispaltbruch	Wabenbruch	2015	1847	1,5	1,3
		SN NV high 4	ohne Riß	1050	n.b.		stark glänzender Bruch, bes. Rißlinse, Bruchverlaufslinien vom Rand, viele Nebenrisse auf der Bruchfläche	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch, Nebenrisse vorwiegend transkristallin	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 8a: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBEN- BEZEICH- NUNG	PROBEN- ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH					
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- lippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]		
SIGEGI	Ausgangsmaterial	SIGEGI 1	ohne Riß	18	n.b.	-	n.b.	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		SIGEGI 2	ohne Riß	18	n.b.	-	n.b.	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		SIGEGI 3	ohne Riß	3079	ohne Riß	Bruchverlaufslinien vom Rand	-	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1622	1453	8,2	4,7
		SIGEGI 5	ohne Riß	3265	ohne Riß	Bruchverlaufslinien vom Rand	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	3 große und viele kleine Rißlinien mit interkristallinem Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1617	1433	7,8	4,6
		SIGEGI 6	ohne Riß	4893	ohne Riß	Bruchverlaufslinien vom Rand	-	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge stark angegriffen	1583	1398	6,2	4,4
		SE NV low 1	ohne Riß	577	ohne Riß	ohne Riß	-	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	im Anschluß an interkristallinen Bruchbereich folgt ein scharf abgegrenzter Bereich von Wabenbruch, danach Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	im Anschluß an interkristallinen Bruchbereich folgt ein scharf abgegrenzter Bereich von Wabenbruch, danach Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
SE NV low 2	nachvergütet auf niedrige Festigkeit	SE NV low 2	ohne Riß	340	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch, bes. Rißlinse und zuletzt gebrochener Anteil des Normalspannungsbruches, Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	im Anschluß an interkristallinen Bruchbereich folgt ein scharf abgegrenzter Bereich von Wabenbruch, danach Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		SE NV low 3	ohne Riß	538	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch, bes. Rißlinse und zuletzt gebrochener Anteil des Normalspannungsbruches, Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	im Anschluß an interkristallinen Bruchbereich folgt ein scharf abgegrenzter Bereich von Wabenbruch, danach Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	

Tabelle 8b: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBEN- BEZEICH- NUNG	PROBEN- ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- lippen	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_g [%]
SIGEG1	nachvergütet auf hohe Festigkeit	SE NV high 1	ohne Riß	1	n.b.	-	stark glänzender Bruch, Bruchverlaufs- linien vom Rand, Bruch erfolgte an Kerbe	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	vorwiegend interkri- stalliner Bruch	n.b.	1478	n.m.	0,2	0,1
		SE NV high 2	ohne Riß	17	n.b.	-	stark glänzender Bruch, Bruchverlaufs- linien vom Rand, Bruch erfolgte an Kerbe	Bruchgefuge stark angegriffen, ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Bruchgefuge stark angegriffen, Misch- bruch aus interkristal- linem Bruch und Quasispaltbruch	Bruchgefuge stark angegriffen, Wabenbruch	1149	n.m.	0,2	<0,1
		SE NV high 3	ohne Riß	10	n.b.	-	stark glänzender Bruch, Bruchverlaufs- linien vom Rand, Bruch erfolgte an Kerbe	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus interkristallinem Bruch und Quasispalt- bruch	Wabenbruch	1509	n.m.	0,4	0,2
		SE NV high 4	ohne Riß	172	n.b.	-	gleichmäßig glänzen- der Bruch, Bruchver- laufsflächen vom Rand, Bruch erfolgte an Kerbe	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		SE NV high 5	ohne Riß	1,7	n.b.	-	glänzender Bruch, Bruchverlaufsflächen vom Rand, Bruch erfolgte an Kerbe	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		SE NV high 6	ohne Riß	2	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch an Lackab- deckung	stark glänzender Bruch, Bruchverlaufs- linien vom Rand, Bruchumfang an Längsriß der Probe (Härteriß)	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und Wabenbruch	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 8c: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBEN- BEZEICH- NUNG	PROBEN- ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH					
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Subspannungs- slippen	R_m [N/mm ²]	$R_{p0.2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_g [%]	
NEPHIL	Ausgangsma- terial	NEPHIL 1	ohne Riß	1971	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	vorwiegend Waben- bruch	Wabenbruch	1626	1436	5,5	4,3	
		NEPHIL 2	ohne Riß	2136	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine große und 6 kleine Rißlinien mit interkristall. Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch mit einzelnen Spaltflä- chen	1602	1424	8,0	3,9	
		NEPHIL 3	ohne Riß	3835	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine große und 3 kleine Rißlinien mit interkristall. Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch mit einzelnen Spaltflä- chen	1592	1404	7,7	4,3	
		NEPHIL 4	ohne Riß	1458	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine große und 3 kleine Rißlinien mit interkristallinem und Quasispaltbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		NEPHIL 5	ohne Riß	634	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallinem und Quasispaltbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
	nachvergütet auf niedrige Festigkeit	NH NV low 1	ohne Riß	353	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		NH NV low 2	ohne Riß	311	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem in- terkristall. Bruch und viel Quasispaltbruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		NH NV low 3	ohne Riß	384	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	2 Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch und viel Quasispalt- bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		NH NV high 1	ohne Riß	231	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter, Bruch- gefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1736	1619	3,7	1,2
		NH NV high 2	ohne Riß	46	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch in der Einspannung	Bruchverlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge ange- griffen, ein Rißstarter an Kerbe mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch	Bruchgefüge ange- griffen, Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1635	1512	4,4	1,5
nachvergütet auf hohe Festigkeit	NH NV high 3	ohne Riß	34	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch in der Einspannung	Bruchverlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge ange- griffen, eine Rißlinse an Kerbe, interkristal- liner Bruch	Bruchgefüge ange- griffen, Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1753	1635	1,4	1,3	
	NH NV high 4	ohne Riß	14	n.b.	-	stark glänzender Bruch, Bruchverlaufs- linien vom Rand	2 Rißlinien mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	

Tabelle 8d: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBT-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBEN-BEZEICHNUNG	PROBEN-ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET-PULVERPRÜFUNG VOR DEM STAND-VERSUCH	STAND-ZEIT [h]	MAGNET-PULVERPRÜFUNG NACH DEM STAND-VERSUCH	BEMERKUNGEN ZUM STAND-VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter	REM-Untersuchung restlicher Normalspannungsbruch	Schubspannungs-lippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]	
NEPWIT	Ausgangsmaterial	NEPWIT 1	ohne Riß	3	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	2 Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	stark angegriffen, Quasispaltbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		NEPWIT 2	ohne Riß	4	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	3 Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	stark angegriffen	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		NEPWIT 4	ohne Riß	360	ohne Riß	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	viele Einschlüsse, Wabenbruch	1521	1269	0,9	0,9
		NEPWIT 5	ohne Riß	737	ohne Riß	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallem Bruch	stark angegriffen, vorwiegend interkristalliner Bruch	Bruchgefüge zerstört	1449	1289	0,4	0,4
		NEPWIT 6	ohne Riß	2138	ohne Riß	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch in der Einspannung	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallem Bruch	interkristalliner Bruch, Wabenbruch und wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	1480	1293	6,7	3,2
		NW NV low 1	ohne Riß	770	ohne Riß	n.b.	-	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	1699	1562	1,5	1,5
nachvergütet auf hohe Festigkeit	nachvergütet auf niedrige Festigkeit	NW NV low 2	ohne Riß	495	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch in der Einspannung	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallem Bruch	Quasispaltbruch	Wabenbruch	1673	1580	n.b.	0,8	
		NW NV low 3	ohne Riß	595	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallem Bruch	interkristalliner Bruch, Wabenbruch und wenig Quasispaltbruch, Einschluß	Wabenbruch	1609	1482	2,8	1,7	
		NW NV high 1	ohne Riß	1	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	stark glänzender Bruch, sehr kleine Schubspannungslippen, Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Quasispaltbruch mit wenig interkristallem Bruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		NW NV high 2	ohne Riß	1	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	stark glänzender Bruch, sehr kleine Schubspannungslippen, Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Quasispaltbruch mit wenig interkristallem Bruch und wabigen Säumen	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		NW NV high 3	ohne Riß	0,2	ohne Riß	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch, sehr kleine Schubspannungslippen, Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Quasispaltbruch mit wenig interkristallem Bruch und wabigen Säumen	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 8e: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBEN-BEZEICHNUNG	PROBEN ZUSTAND	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET-PULVERPRÜFUNG VOR DEM STAND-VERSUCH	STAND-ZEIT [h]	MAGNET-PULVERPRÜFUNG NACH DEM STAND-VERSUCH	BEMERKUNGEN ZUM STAND-VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter	REM-Untersuchung	Schubspannungsrippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]
HENNEU	Ausgangsmaterial	HENNEU 1	ohne Riß	845	ohne Riß	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	Bruchverlaufslinien vom Rand	2 Rißlinien mit interkristallinem Bruch	stark angegriffen, Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HENNEU 2	ohne Riß	1030	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch	Wabenbruch	Wabenbruch	1705	1569	1,0	1,0
		HENNEU 3	ohne Riß	823	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand, Nebenrisse auf der Bruchfläche	4 Rißlinien auf verschiedenen Ebenen mit interkristallinem Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	1745	1552	6,8	4,0
		HENNEU 4	ohne Riß	1844	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	1739	1556	4,4	3,8
		HENNEU 5	ohne Riß	214	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HENNEU 6	ohne Riß	230	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem inter- und transkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HENNEU 7	ohne Riß	230	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem inter- und transkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HENNEU 8	ohne Riß	168	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch im Stopfen	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem inter- und transkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
nachvergütet auf niedrige Festigkeit		HN NV low 1	ohne Riß	766	n.b.	-	gesamte Probe stark belegt mit Korrosionsprodukten, 3 Rißstarter auf verschiedenen Ebenen	alle Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	stark angegriffen, vorwiegend interkristalliner Bruch	Bruchgefüge zerstört	1449	1296	6,3	4,6
		HN NV low 2	ohne Riß	809	n.b.	-	gesamte Probe stark belegt mit Korrosionsprodukten	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	stark angegriffen, Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1430	1276	6,8	4,9
		HN NV low 3	ohne Riß	375	n.b.	-	gesamte Probe stark belegt mit Korrosionsprodukten	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Bruchgefüge zerstört	1432	1288	5,0	3,1

Tabelle 8f: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBT-Lösung (Erläuterungen siehe Tab. 8g)

INTERNE PROBLEM- BEZEICH- NUNG	PROBEN ZUSTAND	INTERNE PROBLEM-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- lippen	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_g [%]
	nachvergütet auf hohe Festigkeit	HN NV high 1	ohne Riß	42	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	ein Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und interkristallinem Bruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HN NV high 2	ohne Riß	40	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch	Mischbruch aus Quasispalt-, Waben- und interkristallinem Bruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		HN NV high 3	ohne Riß	34	ohne Riß	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit interkristallinem Bruch	Mischbruch aus Quasispalt-, Waben- und interkristallinem Bruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Erläuterungen:

- n. b. : nicht bestimmt
- n. m. : nicht meßbar
- γ Rißlinse: mit Korrosionsprodukten belegter Beginn des Bruches, der sich makroskopisch als andersfarbiger, halbmondförmiger Teil der Bruchfläche darstellt.
- Rißstarter: Beginn des Bruches, der sich makroskopisch nur aus dem Ausgangspunkt der Bruchverlaufslinien ergibt. Oft ist zusätzlich eine Kerbe zu erkennen. Er beginnt in der Regel am Probenrand.

Table 8g: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Lösung

INTERNE PROBENBEZEICHNUNG	PROBENZUSTAND	VORSPANNUNG/BESONDERE BEDINGUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNETPULVERPRÜFUNG VOR DEM STANDVERSUCH	STANDZEIT [h]	MAGNETPULVERPRÜFUNG NACH DEM STANDVERSUCH	BEMERKUNGEN ZUM STANDVERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH								
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter	REM-Untersuchung restlicher Normalspannungsbruch	Schubspannungslippen	R _m [N/mm ²]	R _{90,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]				
SIGNEU	Ausgangsmaterial	55	SIGNEU 1	ohne Riß			Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h												
		55	SIGNEU 2	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h											
		55	SIGNEU 3	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h											
	80	SIGNEU 80-1	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 26952h												
	80	SIGNEU 80-2	ohne Riß	ohne Riß	15519	n.b.	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	2 Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch	Wabenbruch mit wenig Quasispaltbruch	Wabenbruch		n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
	80	SIGNEU 80-3	ohne Riß	ohne Riß			Probe läuft noch, per 1997-11-01 26952h												
	55	SN NV high 1	ohne Riß	ohne Riß	3538	ohne Riß		eine stark glänzende Rißlinse, Bruchverlaufslinien vom Rand	interkristalliner Bruch mit schmalen Saum von Quasispalt- und Wabenbruch zum Probenrand hin	Quasispaltbruch mit wabigen Säumen	Wabenbruch mit schmalen Saum von Quasispaltbruch zum Probenrand hin		n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
	55	SN NV high 2	ohne Riß	ohne Riß	3568	ohne Riß		eine stark glänzende Rißlinse, Bruchverlaufslinien vom Rand	interkristalliner Bruch mit schmalen Saum von Quasispalt- und Wabenbruch zum Probenrand hin	Quasispaltbruch mit wabigen Säumen	Wabenbruch mit schmalen Saum von Quasispaltbruch zum Probenrand hin		n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
	55	SN NV high 3	ohne Riß	ohne Riß	913	ohne Riß		eine stark glänzende Rißlinse, Bruchverlaufslinien zum Rand	interkristalliner Bruch mit schmalen Saum von Quasispalt- und Wabenbruch zum Probenrand hin	Quasispaltbruch mit wabigen Säumen	Wabenbruch mit schmalen Saum von Quasispaltbruch zum Probenrand hin		n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	

Tabelle 9a: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PRO-BENBE-ZEICH-NUNG	PROBEN-ZUSTAND	VORSPAN-NUNG/ BESON- DERE BEDIN- GUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT (h)	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH			
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter _y	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	REM-Untersuchung Schubspannungs- luppen	R _m [N/mm ²]	R _{po,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]
SIGEGI	Ausgangs- material	55	SIGEGI 1	ohne Riß	7876	n. b.	-	ein Rißstarter, anschließend einzelne Inseln mit interkristallinem Bruch	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1631	1300	7,6	3,2
		55	SIGEGI 2	ohne Riß	28147	sehr viele Risse, Abstand ca. 1mm	-	Bruchgefüge stark angegriffen	ein Rißstarter, Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
		55	SIGEGI 3	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h							
nachver- gütet auf hohe Festigkeit		55	SE NV high 1	ohne Riß	206	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch mit matten Inseln, Probe besitzt ringsherum sehr kleine Schubspannungslippe, erst dort beginnen Bruchverlaufslinien	ein Rißstarter, Bruchgefüge zerstört	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und wenig Wabenbruch	sehr klein, Wabenbruch	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
		55	SE NV high 2	ohne Riß	261	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch mit matten Inseln, Probe besitzt ringsherum sehr kleine Schubspannungslippe, erst dort beginnen Bruchverlaufslinien	ein Rißstarter, Bruchgefüge zerstört	Mischbruch aus interkristallinem Bruch, Quasispalt- und wenig Wabenbruch	sehr klein, Wabenbruch	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.
		55	SE NV high 3	ohne Riß	360	ohne Riß	-	stark glänzender Bruch mit matten Inseln, Probe besitzt ringsherum sehr kleine Schubspannungslippe, erst dort beginnen Bruchverlaufslinien	ein Rißstarter, Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge stark angegriffen, interkristalliner Bruch in Inseln erkennbar	Bruchgefüge zerstört	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.

Tabelle 9b: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PRO-BENBEZEICHNUNG	PROBEN-ZUSTAND	VORSPAN-NUNG/ BESON- DERE BEDIN- GUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH								
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- lippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]				
NEPHIL	Ausgangs- material	55	NEPHIL 1	ohne Riß	[n]		Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h												
		55	NEPHIL 2	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h											
		55	NEPHIL 3	ohne Riß				Probe läuft noch, per 1997-11-01 41352h											
		60	NEPHIL 60-1	ohne Riß	890	viele kurze Risse			Bruchverlaufslinien vom Rand	2 größere Rißstarter mit anschließendem interkristallinen Bruch und 2 kleine Rißstar- ter, Bruchgefüge stark angegriffen	Mischbruch aus Waben- und Quasi- spaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		60	NEPHIL 60-2	ohne Riß	4125	sehr viele Risse, Ab- stand ca. 1mm			Bruchverlaufslinien vom Rand	ein größerer mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch und 4 kleine Rißstarter, Bruchgefüge stark angegriffen	im Anschluß an interkristallinen Bruchbereich folgt ein scharf abgegrenzter Bereich von Waben- bruch, danach Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	4 kleine Rißstarter	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		60	NEPHIL 60-3	ohne Riß	9459	viele Risse		Spaltkorrosion, Bruch in der Nähe der Einspannung	7 Rißlinien auf verschiedenen Ebenen, Bruchver- laufslinien vom Rand, stark glänzende Bruchfläche	Bruchgefüge zerstört, anschließend Misch- bruch aus inter- kristallinem Bruch, Quasispalt- und Wabenbruch	Mischbruch aus Waben- und Quasi- spaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		60	NEPHIL 60-4	ohne Riß	6453	sehr viele Risse, Ab- stand ca. 1mm			ca. 13 Rißlinien auf verschiedenen Ebenen, Bruchver- laufslinien vom Rand, stark glänzende Bruchfläche	eine Rißlinie mit in- terkristallinem Bruch, bei restlichen Rißlin- ien Bruchgefüge zerstört, anschlie- ßend Mischbruch aus interkristallinem Bruch und Quasi- spaltbruch	Mischbruch aus Waben- und Quasi- spaltbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 9c: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PRO-BENBE-ZEICH-NUNG	PROBEN-ZUSTAND	VORSPAN-NUNG/ BESON-DERE BEDIN-GUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET-PULVERPRÜ-FUNG VOR DEM STAND-VERSUCH	MAGNET-PULVER-PRÜFUNG NACH DEM STAND-VERSUCH	BEMER-KUNGEN ZUM STAND-VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch		REM-Untersuchung		R _m [N/mm ²]	R _{90,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]	
							Rißlinse/Rißstarter	restlicher Normal-spannungsbruch	Rißlinse/Rißstarter	Schubspannungs-lippen					
NEPHIL	Ausgangs-material	80	NEPHIL 80-1	ohne Riß	mit Rissen	-	eine Rißlinse, Bruch-verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, interkri-stalliner Bruch er-kennbar	Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
			NEPHIL 80-2	ohne Riß	ohne Riß	-	eine Rißlinse	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge stark angegriffen, Waben-bruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Waben-bruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
			NEPHIL 80-3	ohne Riß	mit Rissen	-	Bruchverlaufslinien vom Rand	5 Rißlinsen, davon 3 mit anschließendem interkristallinen Bruch, Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge stark angegriffen, Misch-bruch aus Waben-bruch und wenig Quasispaltbruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Waben-bruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Waben-bruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
	nachver-gütet auf hohe Festigkeit	55	NH NV high 1	ohne Riß	mit Rissen	-	eine Rißlinse, Bruch-verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
			NH NV high 2	ohne Riß	ohne Riß	-	eine Rißlinse an Kerbe, Bruchver-laufslinien vom Rand, mäßig glänzende Bruchfläche	interkristalliner Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
			NH NV high 3	ohne Riß	ohne Riß	-	vermutlich ein Riß-starter	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 9d: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PRO-BENBEZEICHNUNG	PROBEN ZUSTAND	VORSPAN- NUNG/ BESON- DERE BE- DIN- GUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH								
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter	REM-Untersuchung	Substanzspannungs-rippen	R_{m} [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_g [%]					
NEPWIT	Ausgangs- material	[%] R_m /-					[h]													
		55	NEPWIT 1	ohne Riß	n.b.	-	4227	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Rißlinse mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch	Mischbruch aus interkristall. Bruch, Quasispalt- und wenig Wabenbruch	Wabenbruch	1403	1385	0,6	0,3					
		55	NEPWIT 2	ohne Riß	ohne Riß	-	4944	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Rißlinse mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Misch- bruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Waben- bruch	1593	1531	1,1	0,5					
		55	NEPWIT 3	ohne Riß	ohne Riß	-	9046	Bruchverlaufslinien vom Rand	eine Rißlinse mit an- schließendem inter- kristall. Bruch und 3 kl. Rißlinzen mit zer- störtem Bruchgefüge	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1469	1356	1,2	1,2					
		55/ Anriß	NEPWIT-R1	Riß	n.b.	nicht am detek- tierten Anriß gerissen, wahre Vorspannung 60% * R_m	1095	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Rißlinse mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	1631	1525	3,7	1,8					
		55/ Anriß	NEPWIT-R2	Riß	n.b.	nicht am detek- tierten Anriß gerissen, wahre Vorspannung 56% * R_m	1610	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, Rißlinse mit anschließendem interkristallinen Bruch	Bruchgefüge stark angegriffen, Quasi- spalt- und wenig Wabenbruch	Bruchgefüge stark angegriffen	1532	1516	1,2	0,3					
		55/ Anriß	NEPWIT-R3	Riß	sehr viele Risse	am detektierten Anriß gerissen, wahre Vorsp. 57% * R_m	4873	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, Rißlinse mit anschließendem interkristallinen Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	1307	n.m.	0,3	0,2					
		55/Spalt	NEPWIT-S1	ohne Riß	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch in der Durchführung	1915	2 Rißlinzen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, Rißlinse mit anschließendem interkristall. Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch mit einzelnen Spaltfä- chen	1625	1601	1,1	0,3					
		55/Spalt	NEPWIT-S2	ohne Riß	n.b.	Spaltkorrosion, Bruch im künstlichen Spalt	1917	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, Rißlinse mit anschließendem interkristall. Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	n.b.	1566	1531	0,8	0,4					
		55/Spalt	NEPWIT-S3	ohne Riß	mit Rissen	Bruch auf der freien Länge	4798	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1577	1524	0,8	0,7					

Tabelle 9e: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PRO-BENBEZEICHNUNG	PROBENZUSTAND	VORSPANNUNG/ BESONDERE BEDINGUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH					
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	REM-Untersuchung Schubspannungs- lappen	R_m [N/mm ²]	$R_{p0.2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_9 [%]	
NEPWIT	nachver- gütet auf niedrige Festigkeit	55	NW NV low 1	ohne Riß			läuft noch, per 1997-11-01 12888h									
			NW NV low 2	ohne Riß			läuft noch, per 1997-11-01 12888h									
			NW NV low 3	ohne Riß	nicht eindeutig	697				kleine Rißlinse, übrige Bruchfläche stark glänzend	interkristalliner Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und wenig Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tab. 9f: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PROBEN-ZU-STAND BEZEICHNUNG	PROBEN ZU-STAND	VORSPAN- NUNG/ BESON- DERE BE- DIN- GUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	STAND- ZEIT [h]	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE				MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH					
								makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter γ	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Substanzspannungs- rissen	R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]	A_{10} [%]	A_g [%]		
HENNEU	Augangs- material	55	HENNEU 1	ohne Riß			läuft noch, per 1997-11-01 41352h										
		55	HENNEU 2	ohne Riß			läuft noch, per 1997-11-01 41352h										
		55	HENNEU 3	ohne Riß			läuft noch, per 1997-11-01 41352h										
		55/Spalt	HENNEU-S1	ohne Riß	2916	ohne Riß	nicht am Spalt gerissen	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	1654	1575	1,3	0,6	
		55/Spalt	HENNEU-S2	ohne Riß	5974	viele kurze Risse	-	eine Rißlinse, Bruch- verlaufslinien vom Rand	neben großer Rißlin- se mit anschließendem interkristallinem Bruch noch 10 kleine Rißlin- sen	n.b.	n.b.	n.b.	1611	1530	1,3	0,6	
		60	HENNEU 60-1	ohne Riß	1340	nicht eindeutig	-	2 Rißlinen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge stark angegriffen, Rißlinse mit anschließendem interkristall. Bruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		60	HENNEU 60-2	ohne Riß	786	viele Risse	-	2 Rißlinen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	neben 2 großen Riß- linen mit anschlie- ßendem interkrist. Bruch noch 6 kleine Rißlinen	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	
		60	HENNEU 60-3	ohne Riß	622	nicht eindeu- tig, eine winzige Stelle	-	2 Rißlinen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Rißlinen mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch und Quasispaltbruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		70	HENNEU 70-1	ohne Riß	938	nicht eindeutig	-	2-3 Rißlinen zu- sammengewachsen, Bruchverlaufslinien vom Rand	Rißlinen mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch und Quasispaltbruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		70	HENNEU 70-2	ohne Riß	1411	sehr viele, sehr kurze Risse	-	3 Rißlinen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.
		70	HENNEU 70-3	ohne Riß	1033	viele Risse, Abstand 0,5-1mm	-	2 Rißlinen, Bruch- verlaufslinien vom Rand	Rißlinen mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch und Quasispaltbruch	Mischbruch aus Quasispalt- und Wabenbruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 9g: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandsversuche nach Kondenswasserbelastung (Erläuterungen siehe Tab. 9h)

INTERNE PROBENBEZEICHNUNG	PROBENZUSTAND	VORSPANNUNG/ BESONDERE BEDINGUNGEN	INTERNE PROBEN-NR.	MAGNET- PULVERPRÜ- FUNG VOR DEM STAND- VERSUCH	MAGNET- PULVER- PRÜFUNG NACH DEM STAND- VERSUCH	BEMER- KUNGEN ZUM STAND- VERSUCH	UNTERSUCHUNG DER BRUCHFLÄCHE			MECHANISCHE KENNWERTE NACH DEM STANDVERSUCH				
							makroskopisch	Rißlinse/Rißstarter y	REM-Untersuchung restlicher Normal- spannungsbruch	Schubspannungs- lippen	R _m [N/mm ²]	R _{p0,2} [N/mm ²]	A ₁₀ [%]	A _g [%]
HENNEU	Augangsmaterial	80	HENNEU 80-1	ohne Riß	viele kurze Risse	-	3 große Rißlin- sen, Bruchverlaufsi- nien vom Rand	neben 3 großen Rißlin- sen mit an- schließendem inter- kristallinen Bruch noch 2 kleine Rißlin- sen	Wabenbruch mit wenig Quasispalt- bruch	Wabenbruch	1519	1,4	0,9	
		80	HENNEU 80-2	ohne Riß	sehr viele, kurze Risse	-	eine große Rißlinse	neben großer Rißlin- se noch 4 kleine Rißlin- sen, Bruchge- füge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	
		80	HENNEU 80-3	ohne Riß	sehr viele kurze Risse	-	mehrere große Riß- lin- sen, Bruchverlaufsi- nien vom Rand	6 Rißlin- sen zusam- menwach- sen mit anschließendem in- terkristallinen Bruch sowie noch 6 weitere kleine Rißlin- sen	Wabenbruch mit wenig Quasispalt- bruch	Wabenbruch	n.b.	n.b.	n.b.	
		80	HENNEU 80-4	ohne Riß	nicht eindeutig	-	2 Rißlin- sen zusam- menwach- sen, Bruchverlaufsi- nien vom Rand	Rißlin- sen mit interkri- stallinem Bruch, Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	
		80	HENNEU 80-5	ohne Riß	viele Risse	-	6 Rißlin- sen, Bruch- verlaufsi- nien vom Rand	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	
	nachver- gütet auf niedrige Festigkeit	55	HN NV low 1	ohne Riß		läuft noch, per 1997-11-01 12888h								
		55	HN NV low 2	ohne Riß		läuft noch, per 1997-11-01 12888h								
		55	HN NV low 3	ohne Riß	sehr viele, sehr kurze Risse	-	eine Rißlinse, Bruch- verlaufsi- nien vom Rand	winzige Inseln von interkristallinem Bruch, Bruchgefüge stark angegriffen	Bruchgefüge zerstört	Bruchgefüge zerstört	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

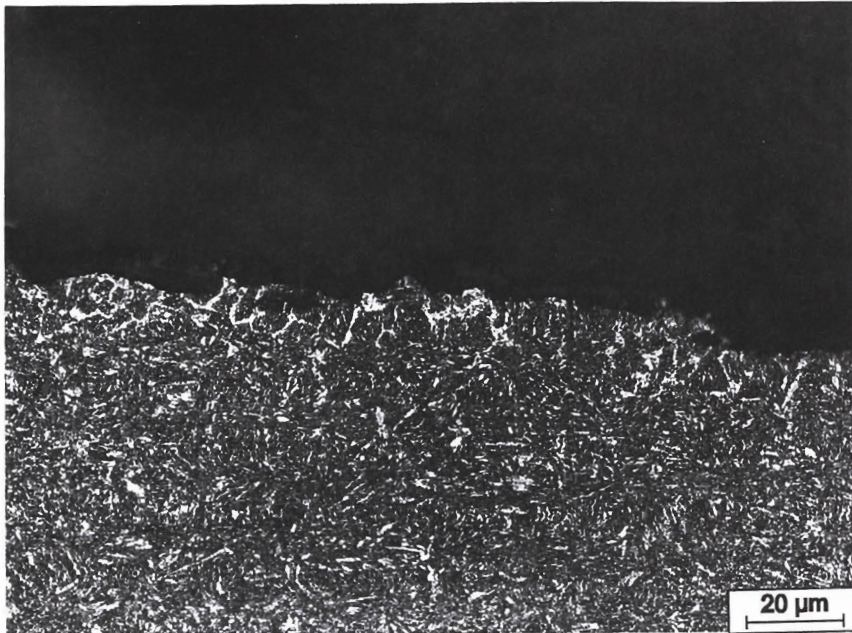
- Erläuterungen:
- n.b. : nicht bestimm
 - n.m. : nicht meßbar
 - y) Rißlinse: mit Korrosionsprodukten belegter Beginn des Bruches, der sich makroskopisch als andersfarbiger, halbmondförmiger Teil der Bruchfläche darstellt.
 - Rißstarter: Beginn des Bruches, der sich makroskopisch nur aus dem Ausgangspunkt der Bruchverlaufslinien ergibt. Oft ist zusätzlich eine Kerbe zu erkennen. Er beginnt in der Regel am Probenrand.

Tabelle 9h: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung

Werkstoff	Medium	Temperatur [°C]	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	pH-Wert
			R_m [N/mm ²]	A_{10} [%]	
NEPWIT	Luft	RT	1700	4,0	-
	ges. Ca(OH) ₂	25	1700	5,0	12,6
		35	1700	3,8	12,2
		45	1758	5,6	11,8
		50	1730	1,4	11,7
		80	1615	1,3	10,7
		carb. Ca(OH) ₂	25	1620	0,7
	50		1595	1,2	8,3
	80		1605	1,4	8,1
	HENNEU	Luft	RT	1733	7,2
ges. Ca(OH) ₂		25	1756	4,7	12,6
		35	1748	4,0	12,2
		45	1725	2,2	11,8
		60	1758	3,3	11,4
		80	1750	3,1	10,7
SIGNEU	Luft	RT	1621	10,6	-
	ges. Ca(OH) ₂	25	1626	8,5	12,6
		35	1629	8,0	12,2
		45	1648	9,5	11,8
		60	1608	8,9	11,4
		80	1616	6,7	10,7

Tabelle 10: Zusammenstellung der Versuchsbedingungen bei den CER-Versuchen sowie die dabei ermittelten mechanischen Kennwerte

a)



b)

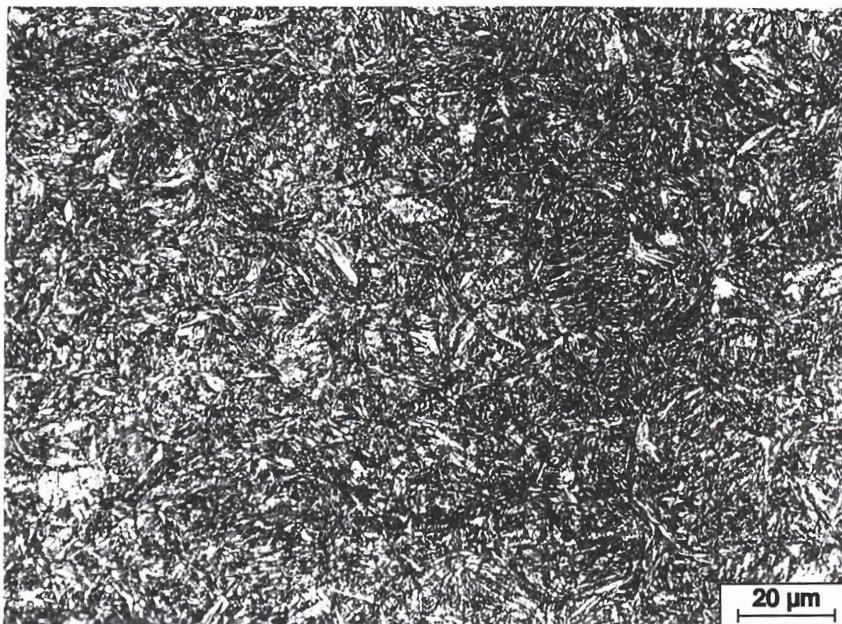
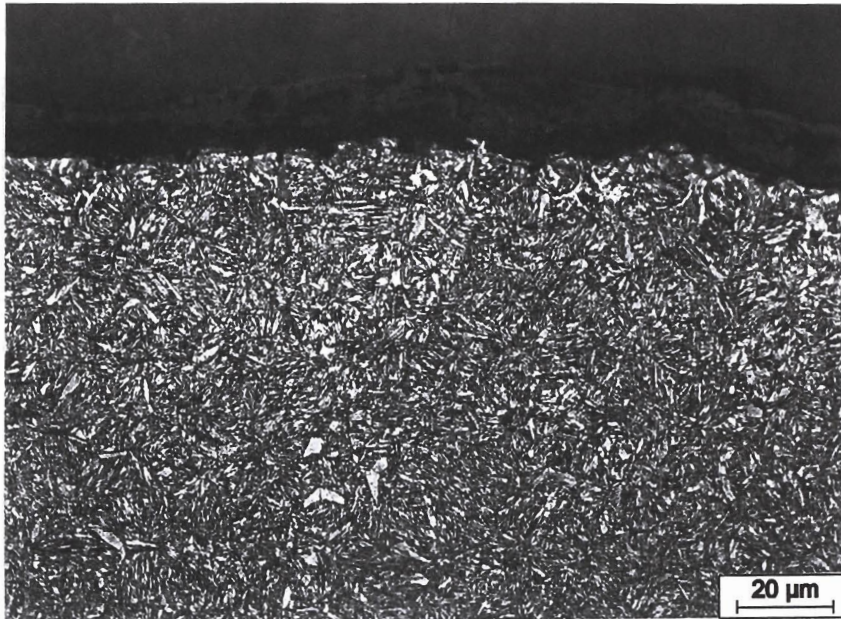


Abb. 1: Material NEPWIT, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

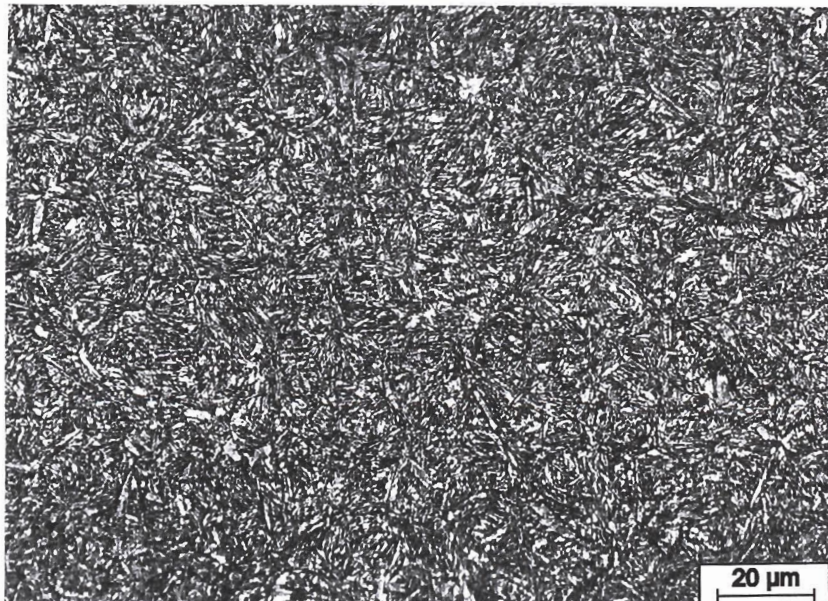
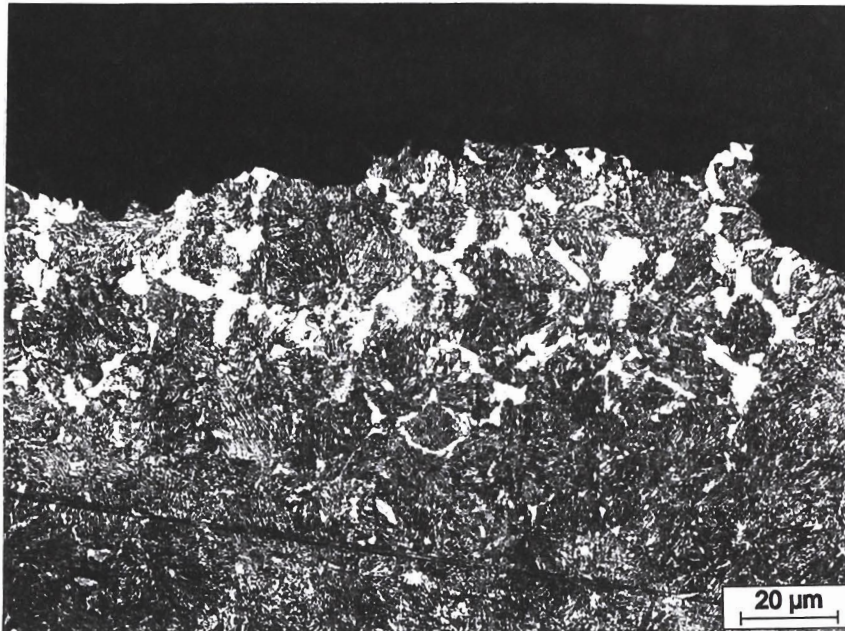


Abb. 2: Material NEPHIL, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

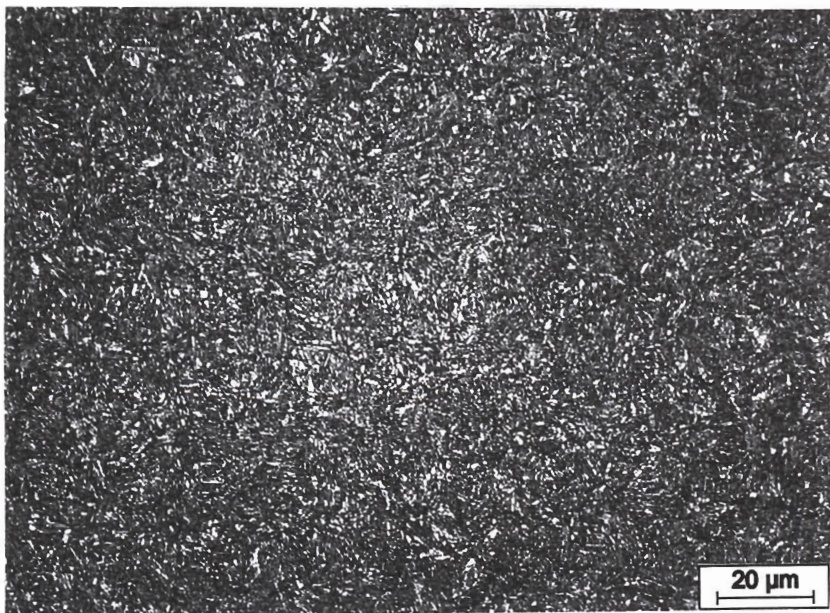
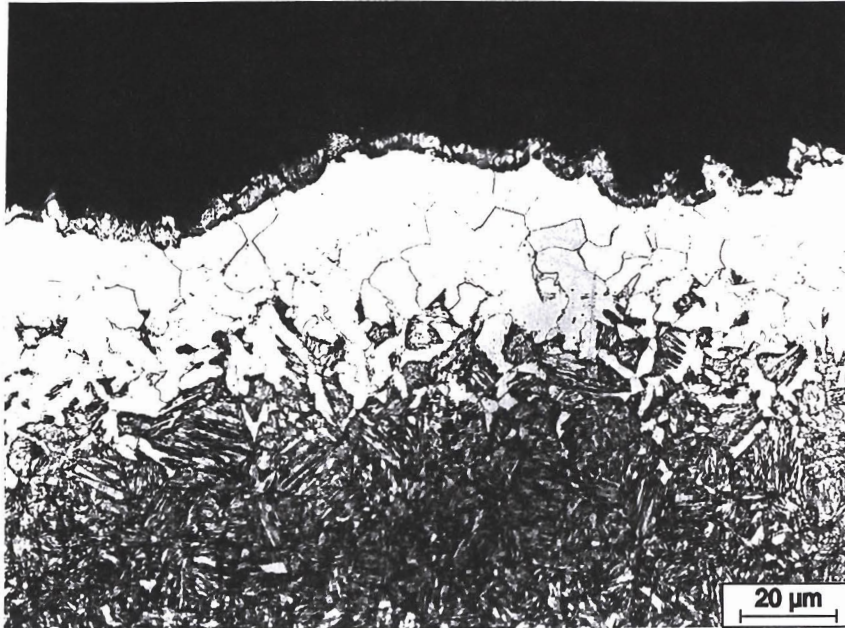


Abb. 3: Material SIGEGI, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

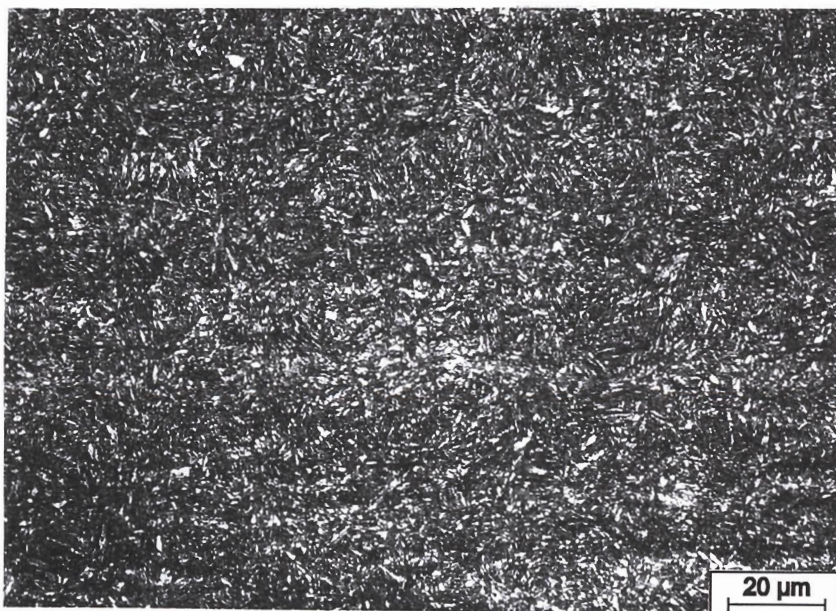
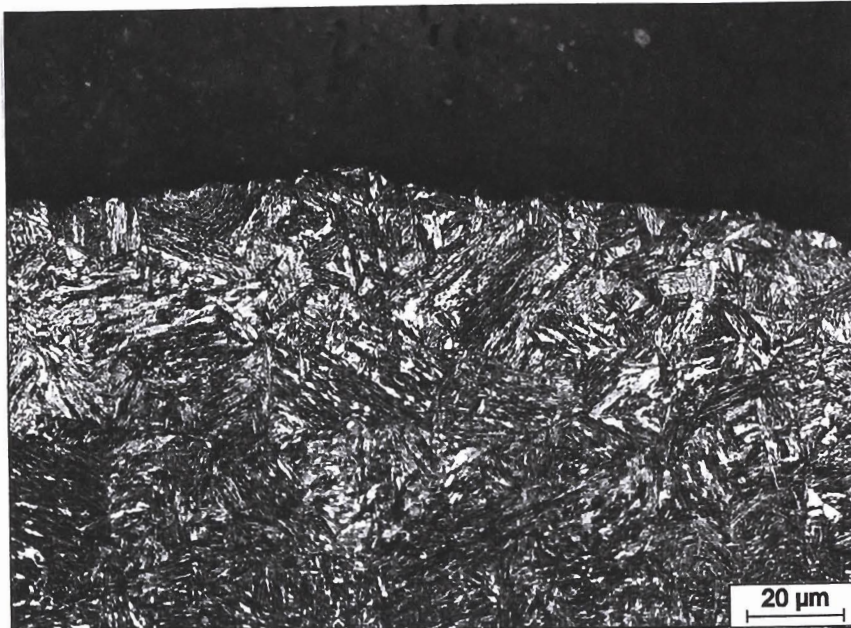


Abb. 4: Material SIGNEU, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

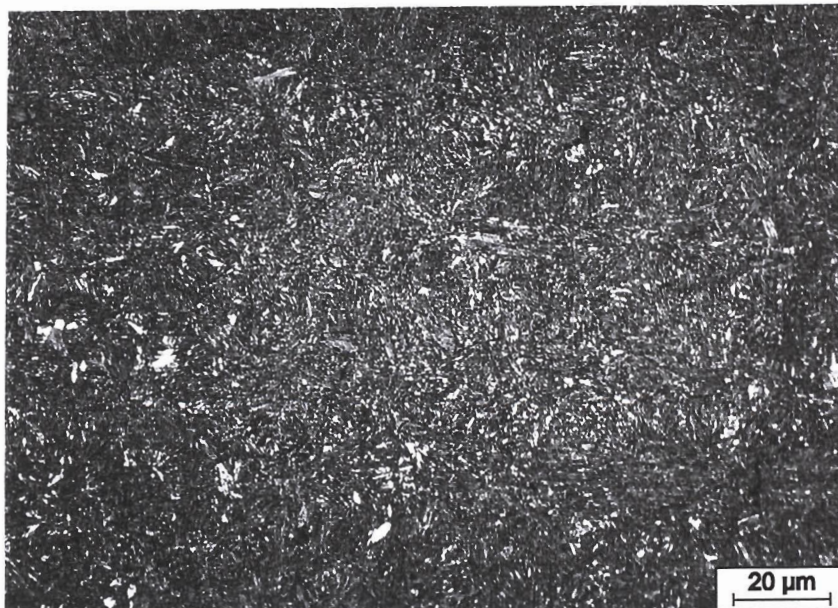
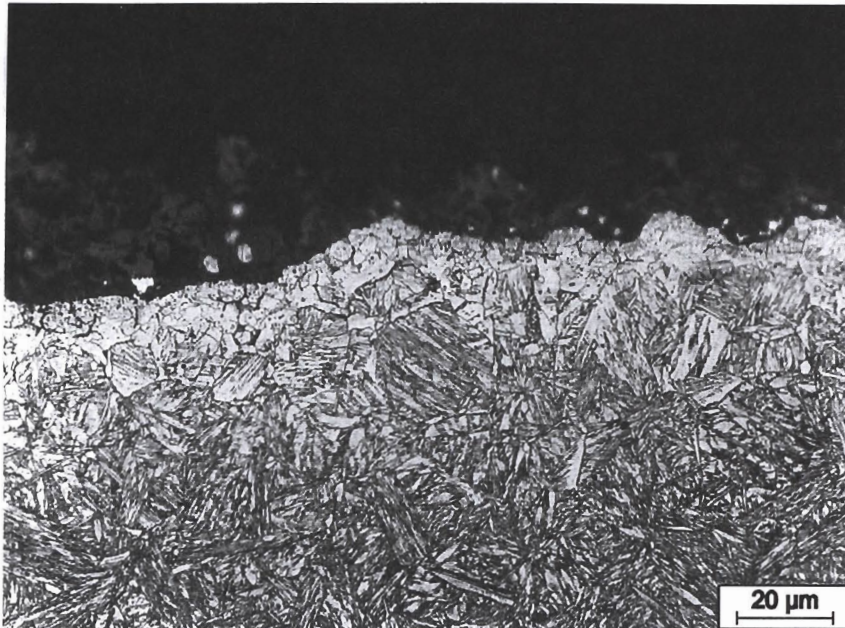


Abb. 5: Material HENNEU, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

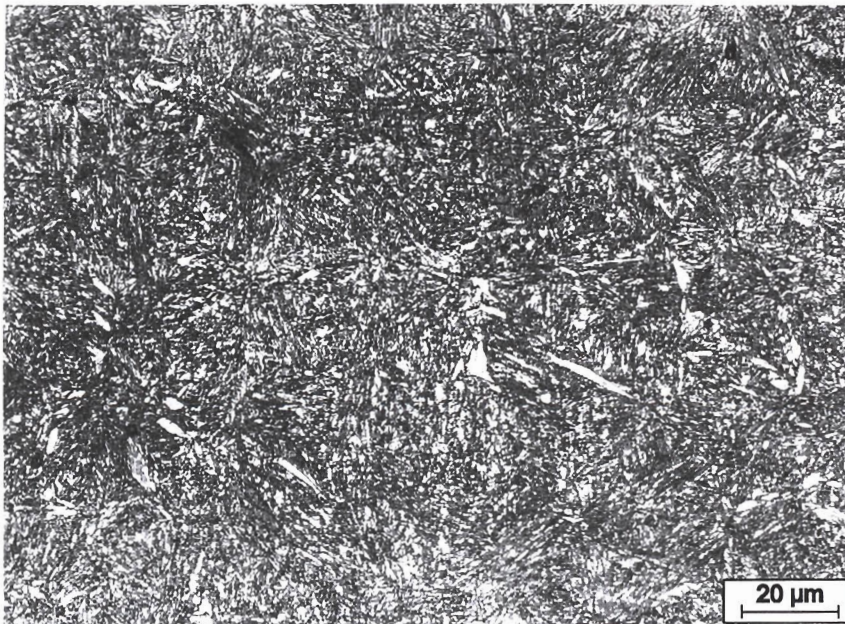
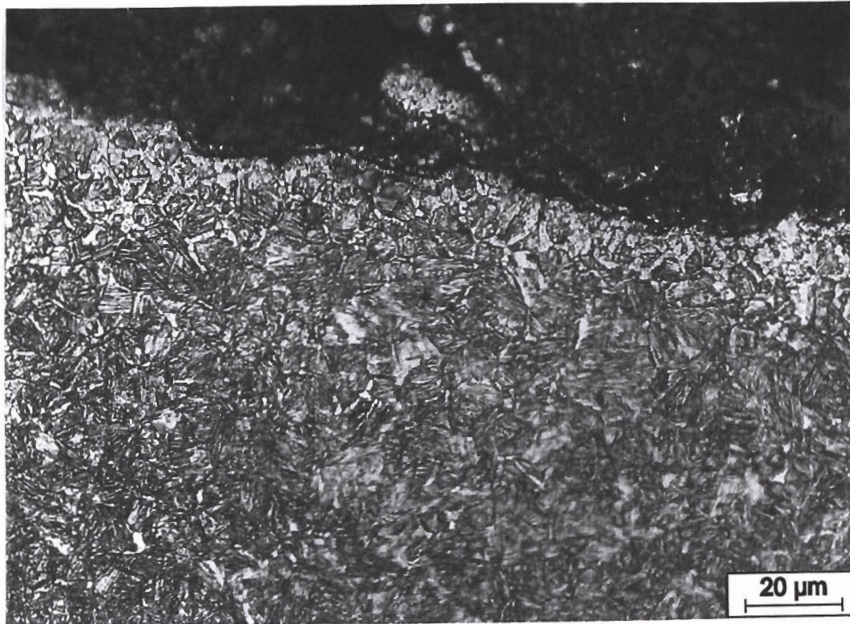


Abb. 6: Material NEPWIT, nachvergütet, $R_m = 1628 \text{ N/mm}^2$, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

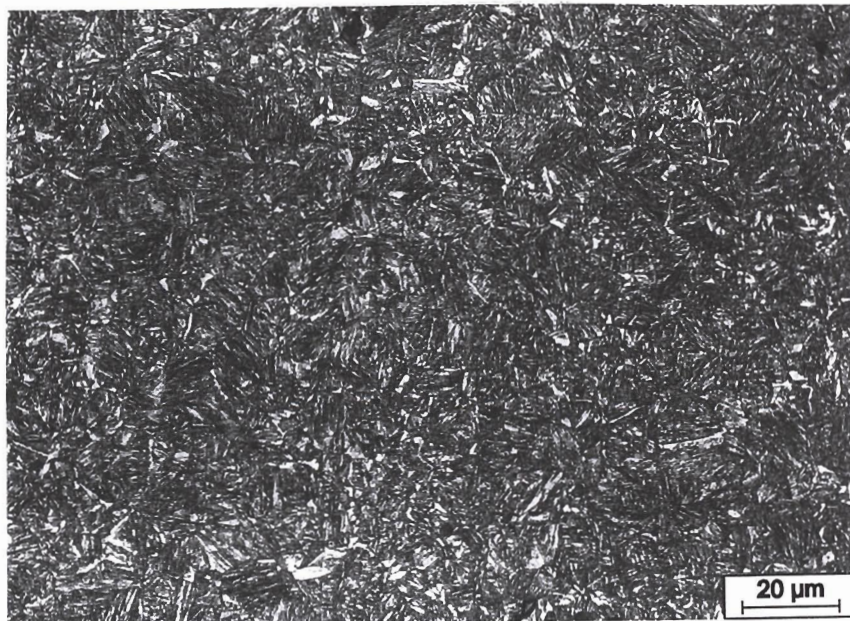
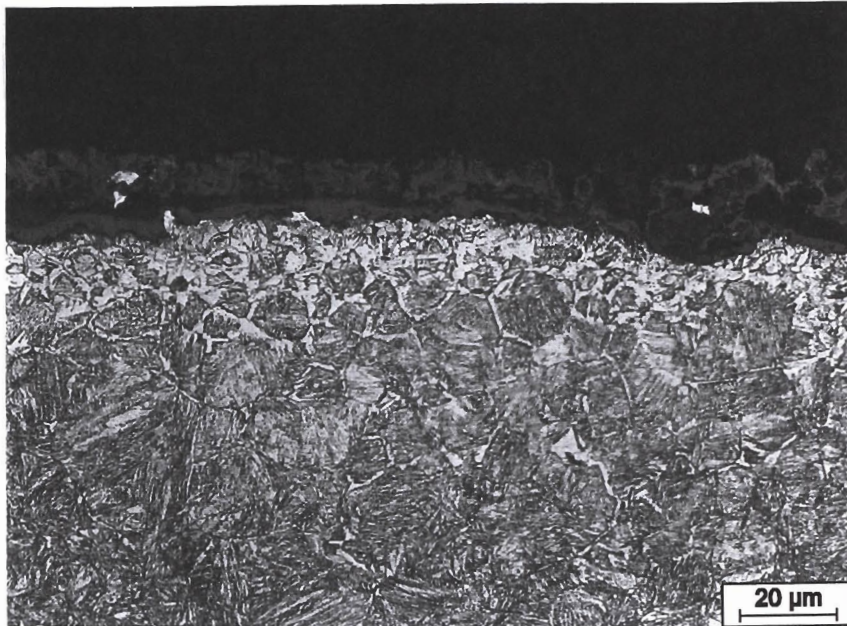


Abb. 7: Material NEPHIL, nachvergütet, $R_m = 1848 \text{ N/mm}^2$, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

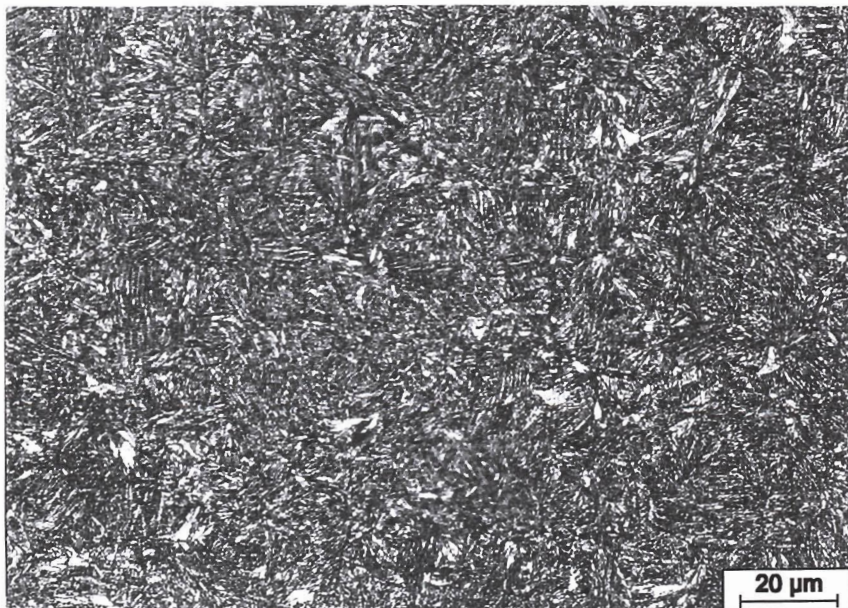
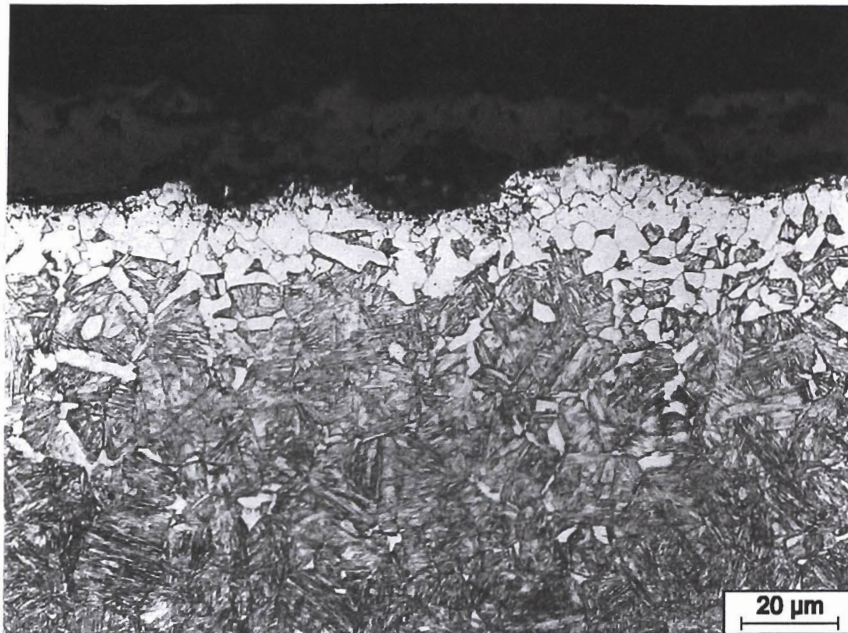


Abb. 8: Material SIGEGI, nachvergütet, $R_m = 1791 \text{ N/mm}^2$, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

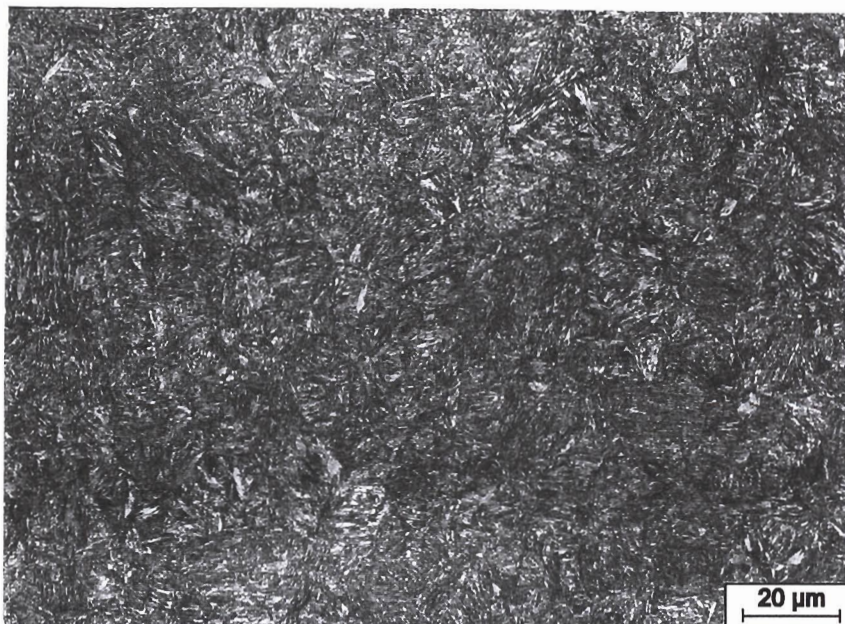
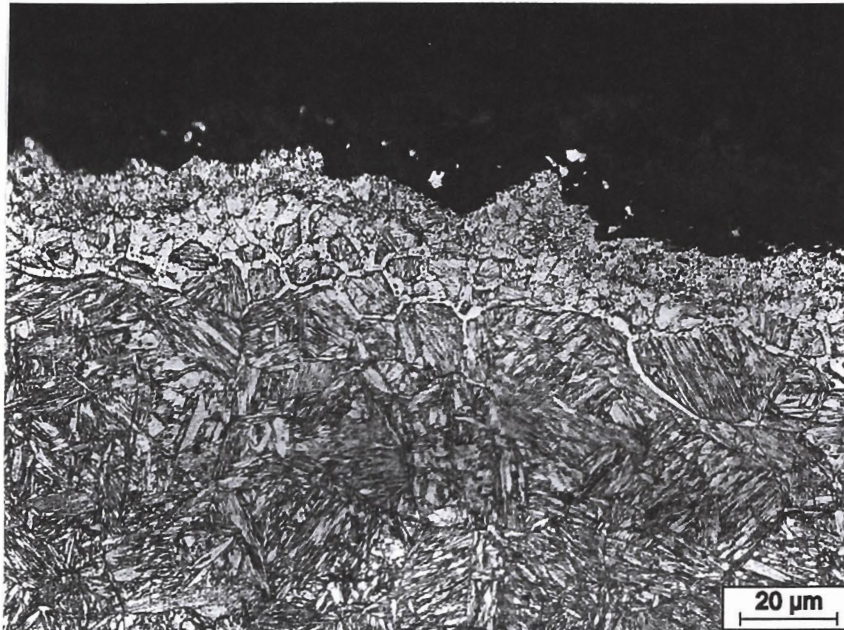


Abb. 9: Material SIGNEU, nachvergütet, $R_m = 1773 \text{ N/mm}^2$, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

a)



b)

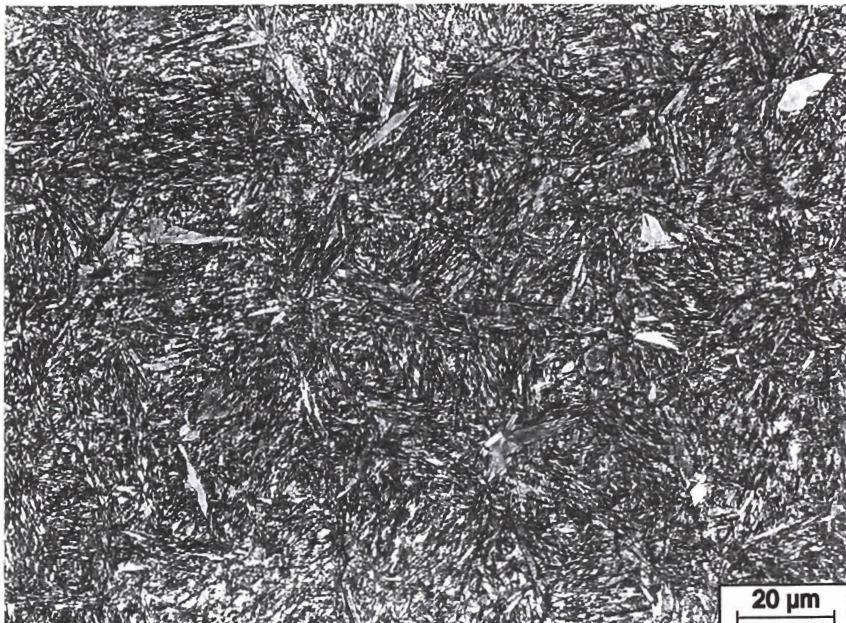


Abb. 10: Material HENNEU, nachvergütet, $R_m = 1574 \text{ N/mm}^2$, Längsschliff
a) Randzone, b) Probenmitte

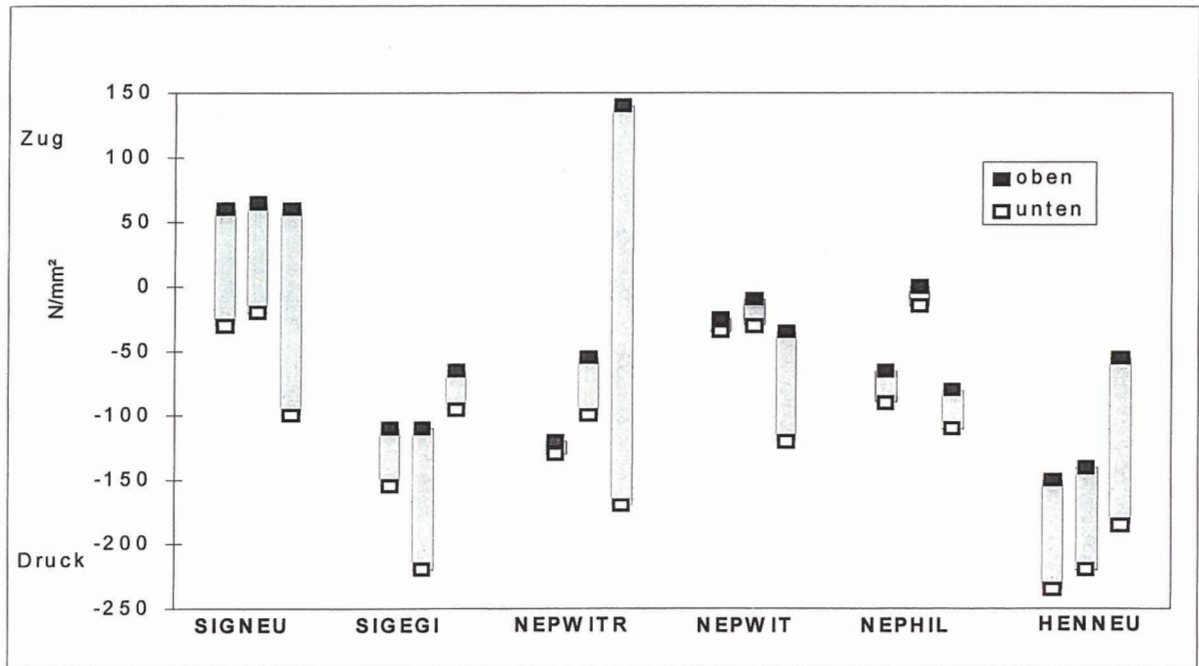


Abb. 11: Ergebnisse der Eigenspannungsmessungen an der Oberfläche

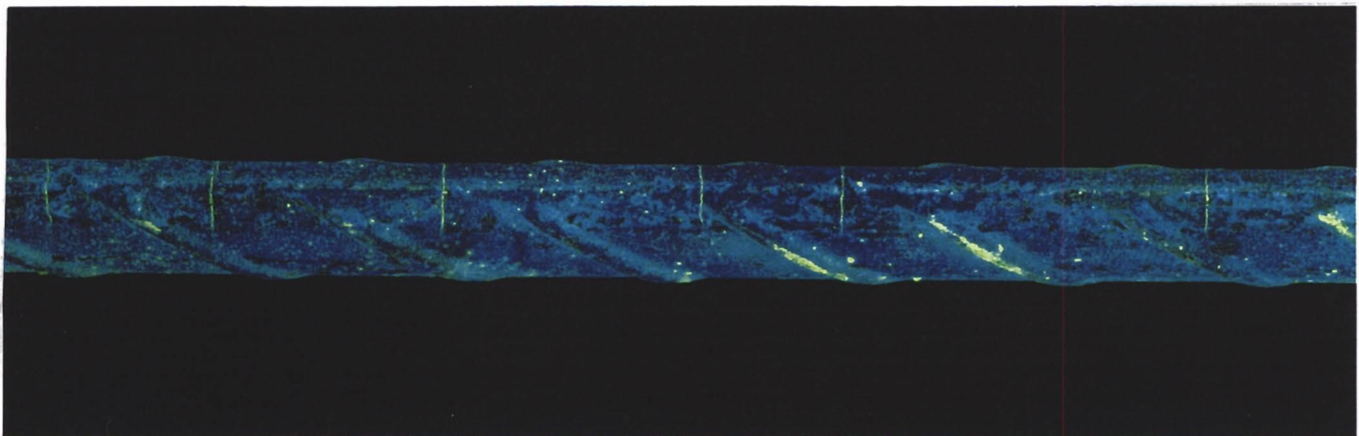


Abb. 12: Mit dem Magnetpulverprüfverfahren detektierte Anrisse

Spannanker

Festanker

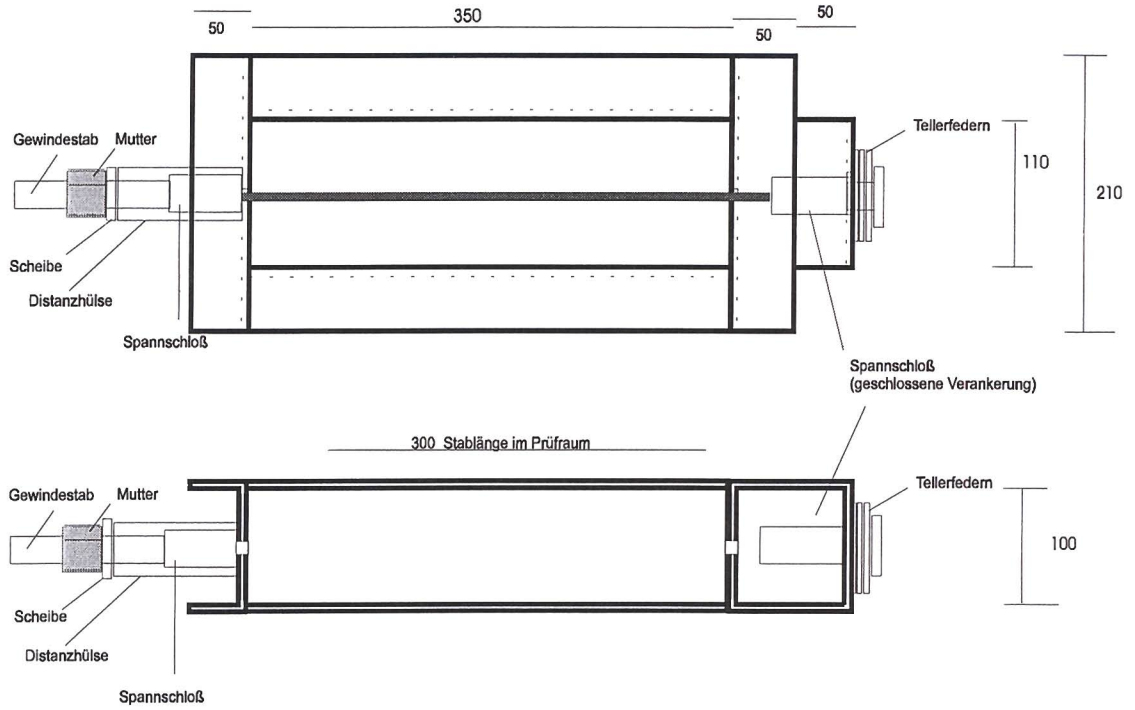


Abb. 13: Schemazeichnung des Spannrahmens

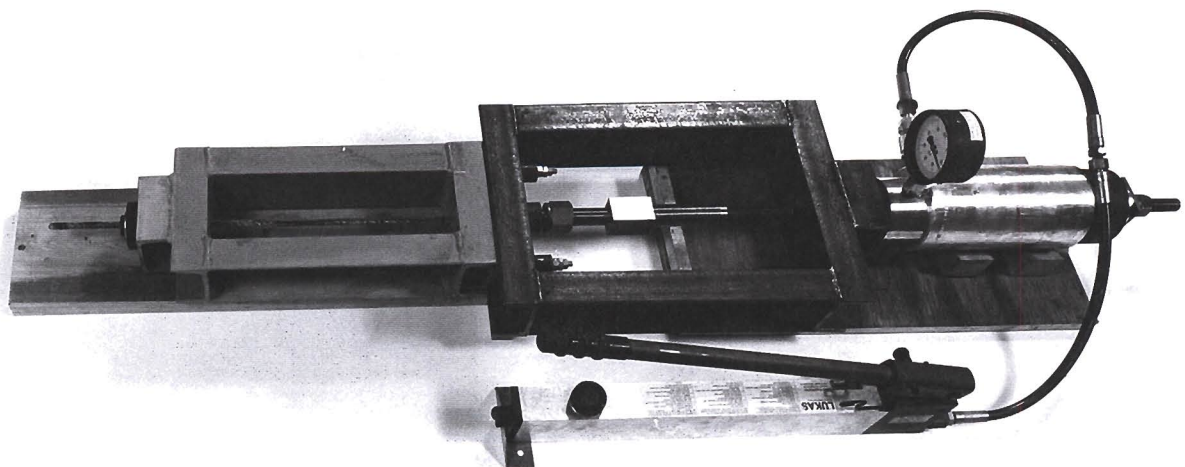


Abb. 14: Spannrahmen mit Spannvorrichtung

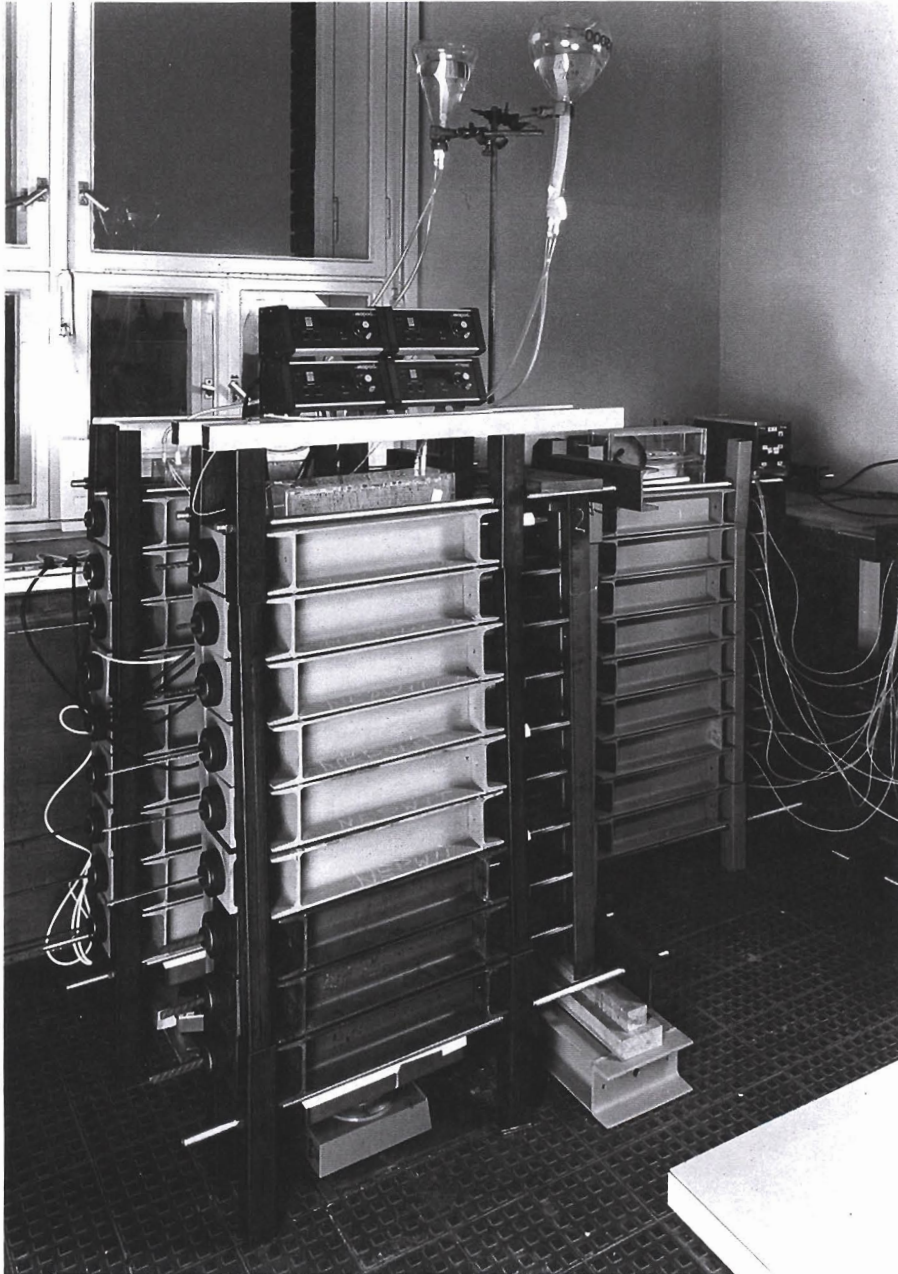


Abb. 15: Versuchsanordnung für die Zeitstandversuche mit Kondenswasserbelastung

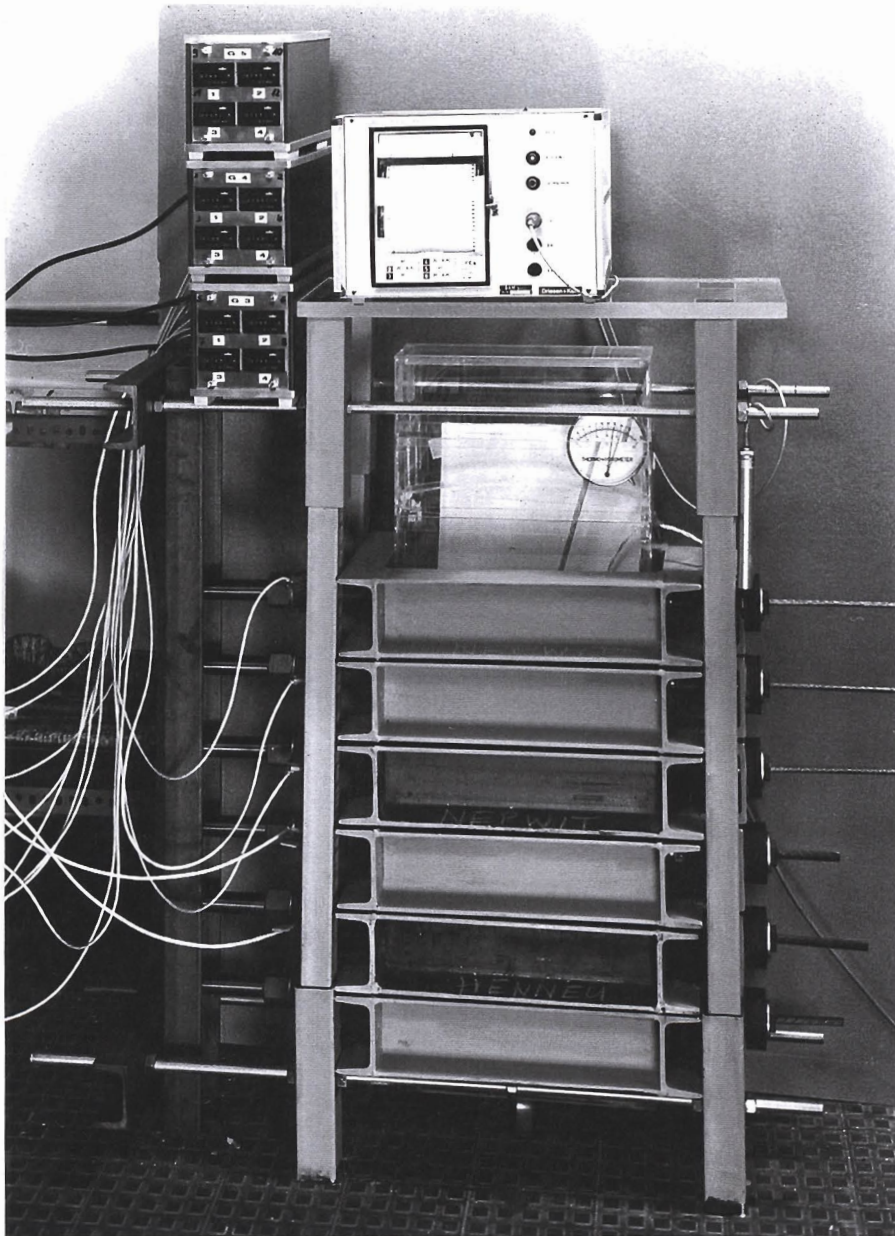


Abb. 16: Versuchsanordnung für die Zeitstandversuche mit Konstantklima

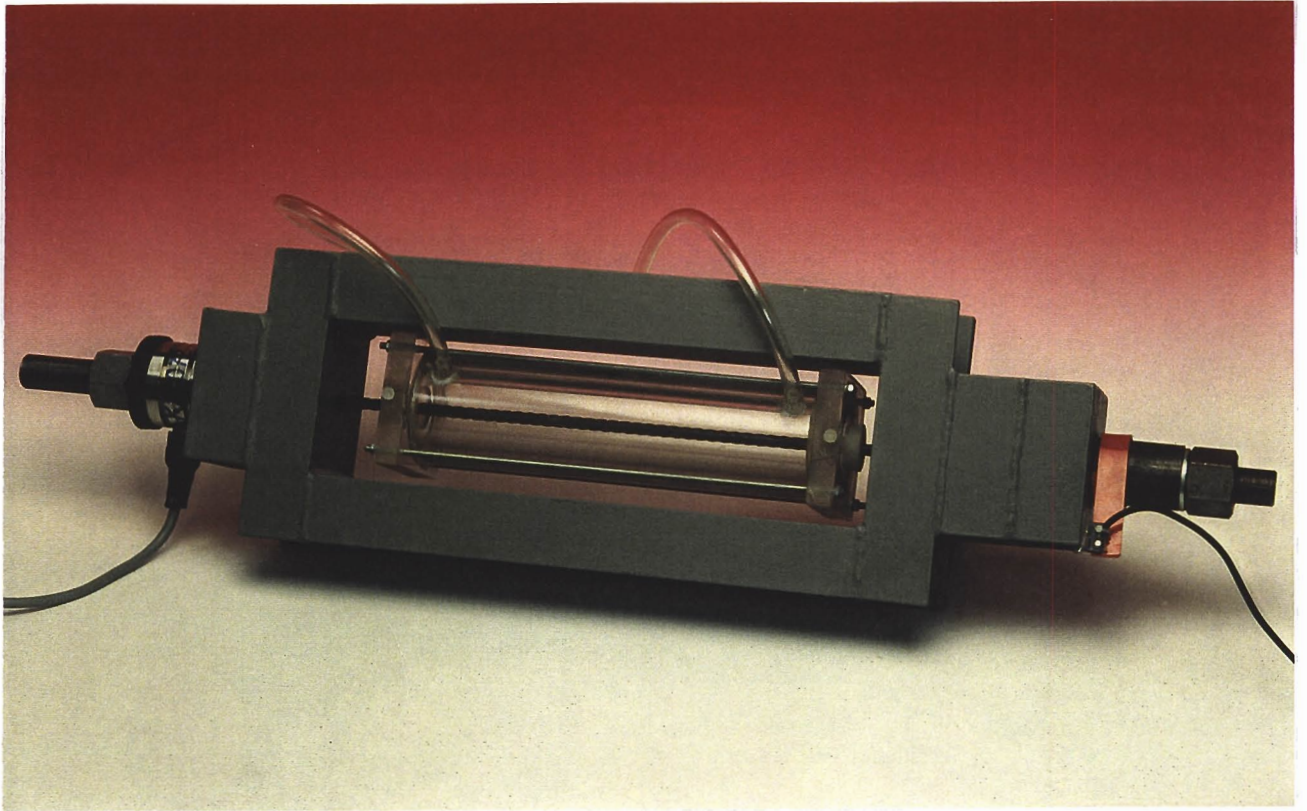
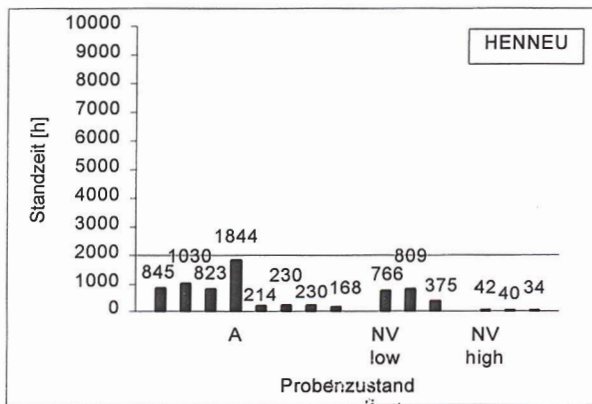
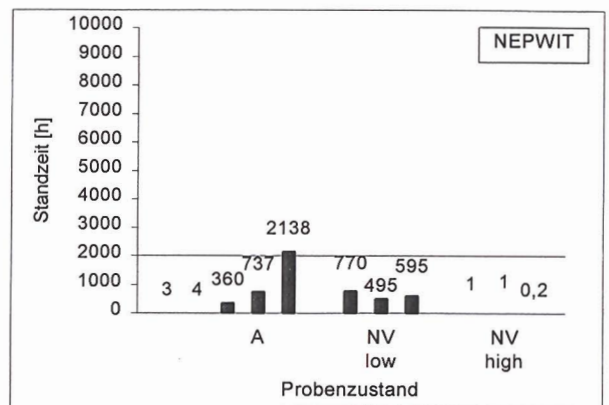
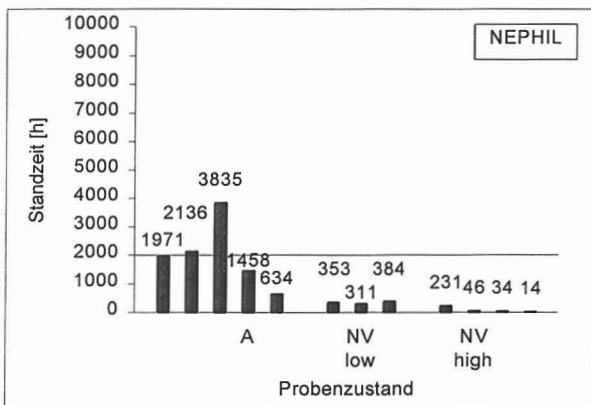
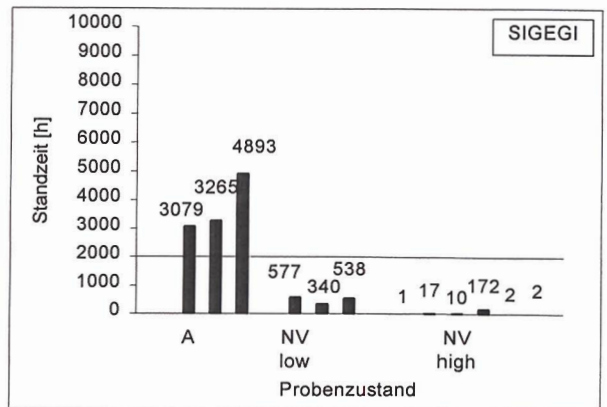
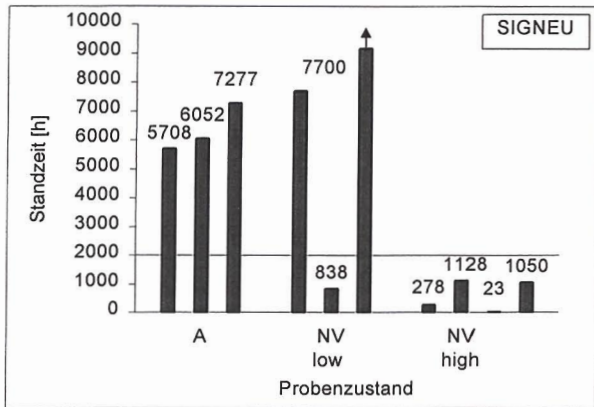


Abb. 17: Spanrahmen mit Doppelmantelrohr für die DIBt-Prüfung



↑ Dieser Versuch läuft noch

- A: Anlieferungszustand
- NV low: Nachvergütet auf niedrige Festigkeit
- NV high: Nachvergütet auf hohe Festigkeit

Abb. 18: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche in der DIBt-Prüflösung (Stand per 1997-11-01)

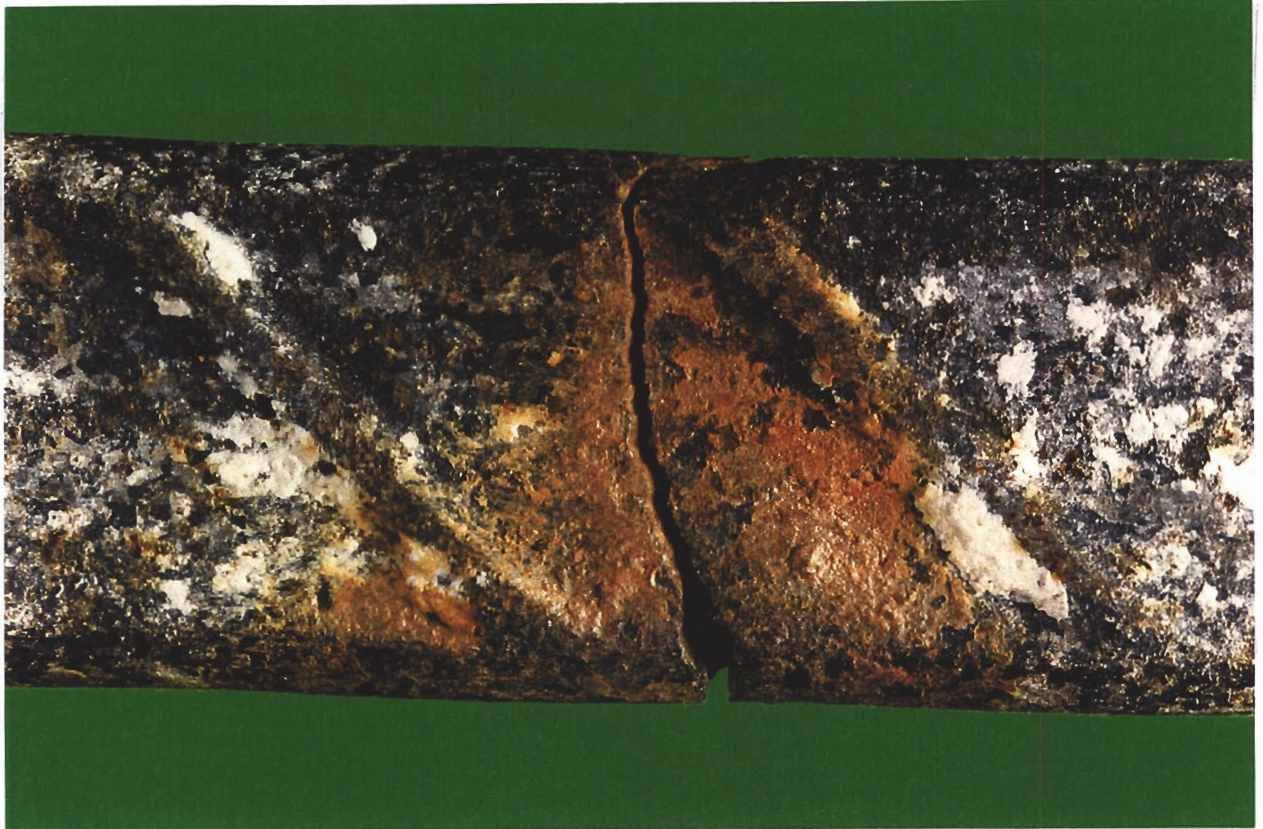


Abb. 19: Typisches Aussehen der Drahtoberfläche im Bruchbereich nach der Prüfung in der DIBt-Lösung (Probe: NEPWIT 2)



Abb. 20: Bruchfläche nach der Prüfung in der DIBt-Lösung (Probe: HENNEU 2)



Abb. 21: Bruchfläche nach der Prüfung in der DIBt-Lösung (Probe: NEPWIT 2)

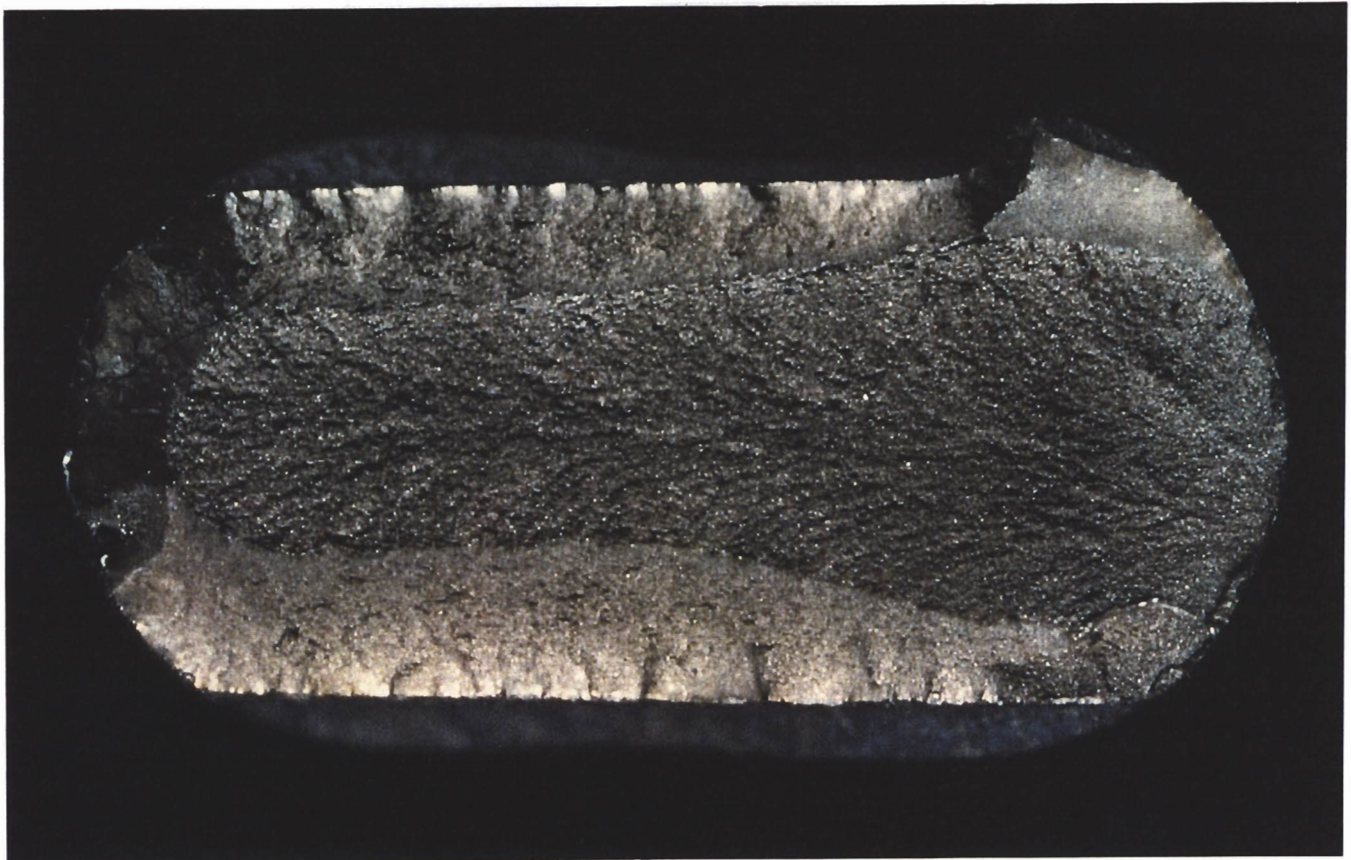


Abb. 22: Bruchfläche nach der Prüfung in der DIBt-Lösung (Probe: NEPWIT 2)
Gebeizt in 5%iger Zitronensäure

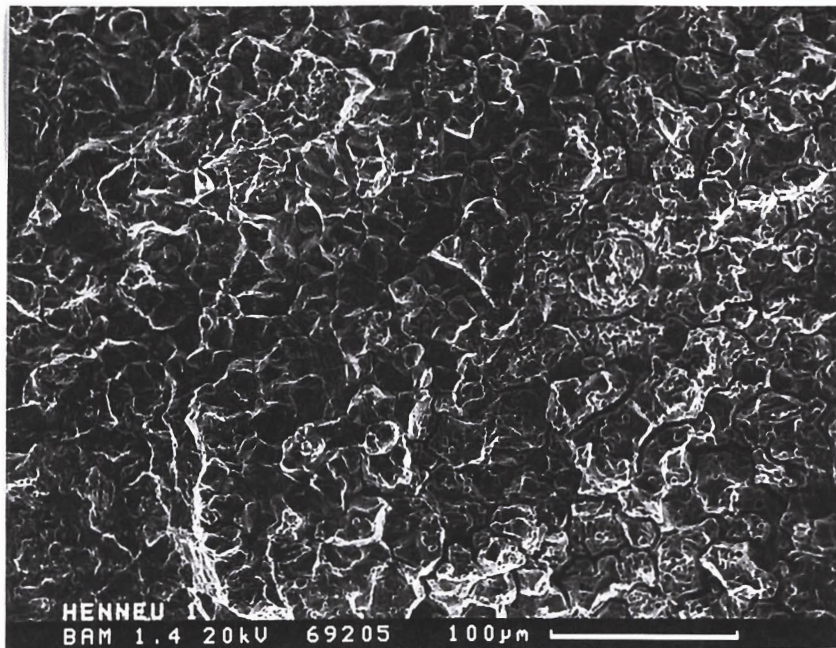


Abb. 23: REM-Aufnahme aus dem Anrißbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: HENNEU 1)

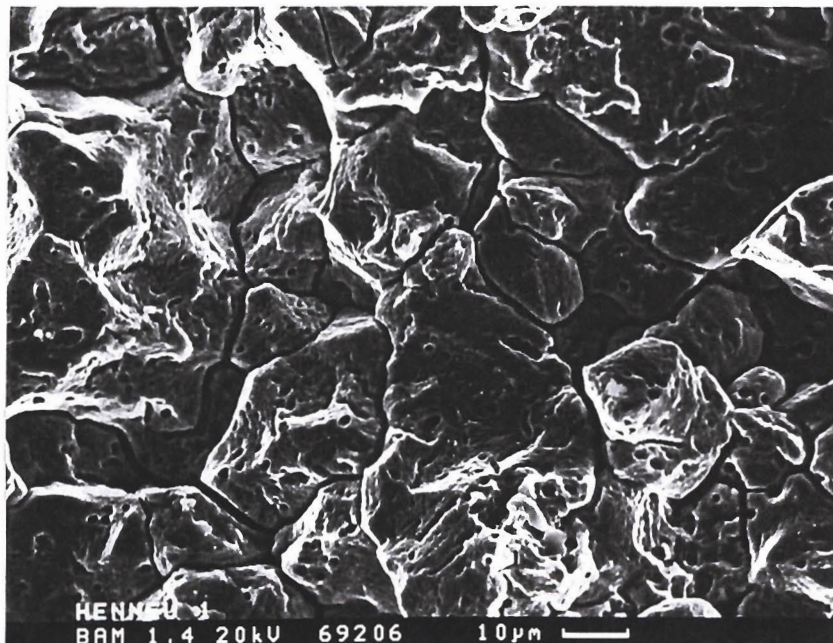


Abb. 24: Vergrößerung aus Abb. 23 (Probe: HENNEU 1)

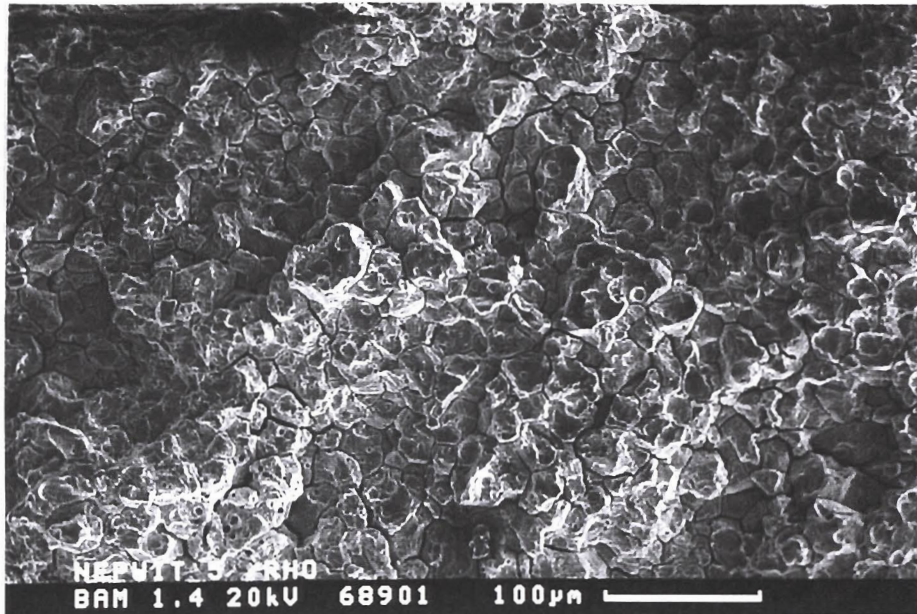


Abb. 25: REM-Aufnahme aus dem Anrißbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: NEPWIT 5)

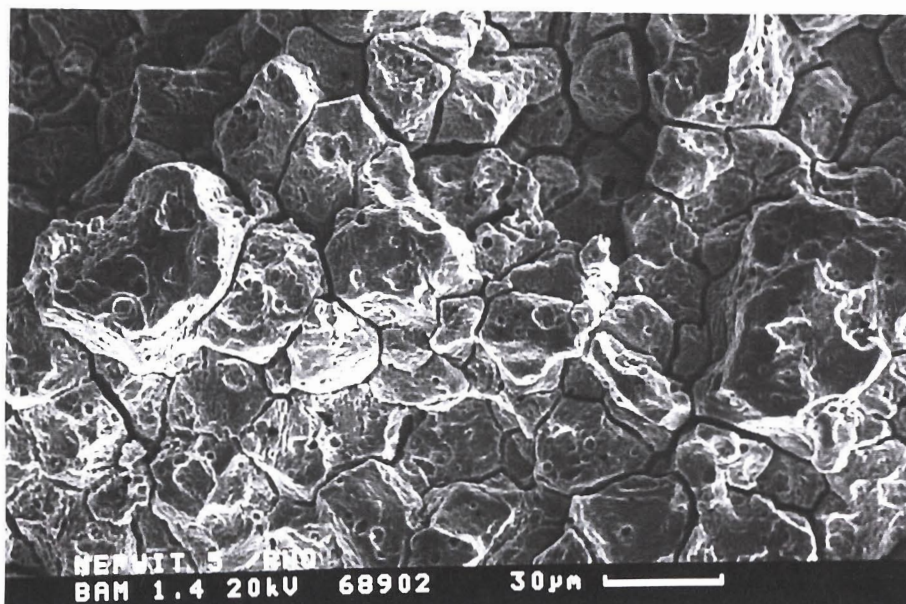


Abb. 26: Vergrößerung aus Abb. 25 (Probe: NEPWIT 5)

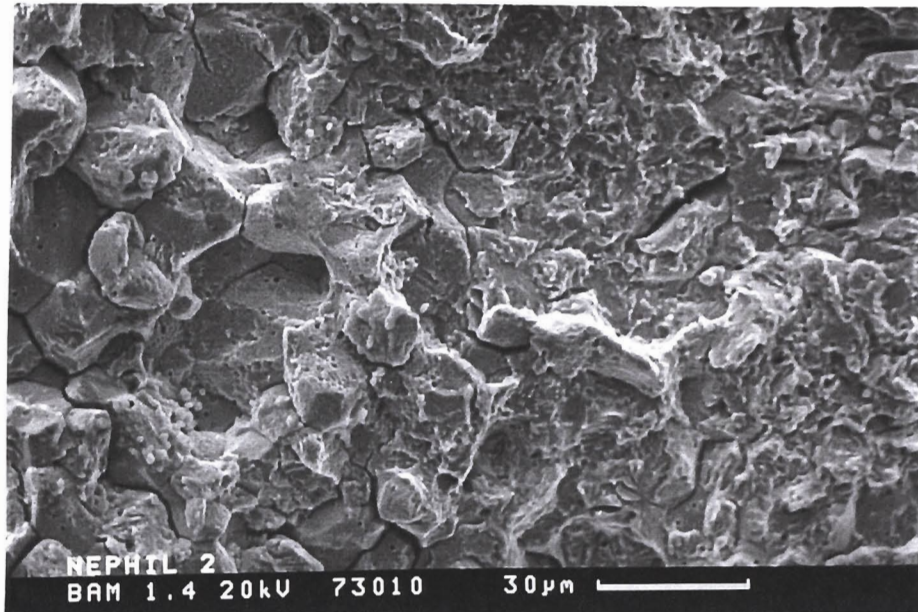


Abb. 27: REM-Aufnahme aus dem Anrißbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: NEPHIL 2)

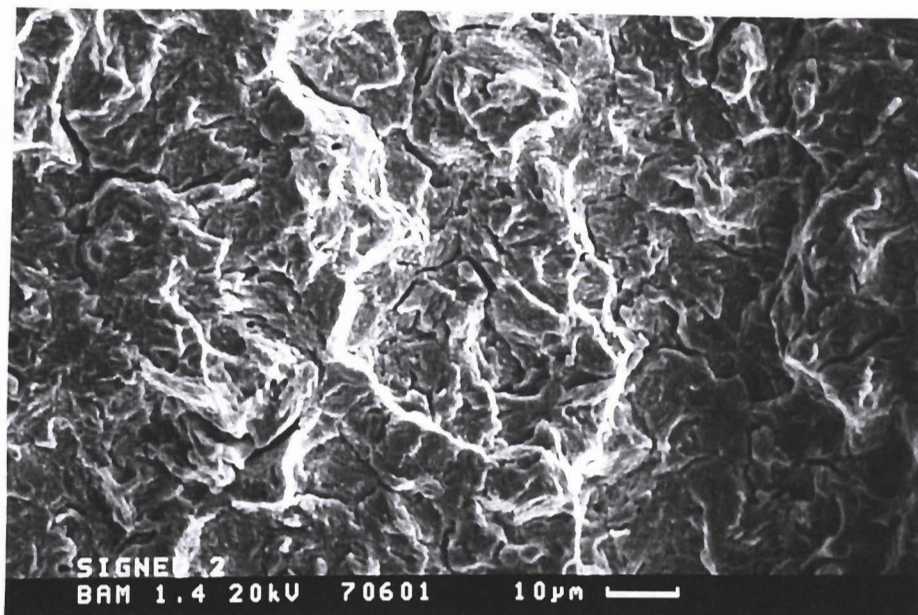


Abb. 28: REM-Aufnahme aus dem Anrißbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: SIGNEU 2)

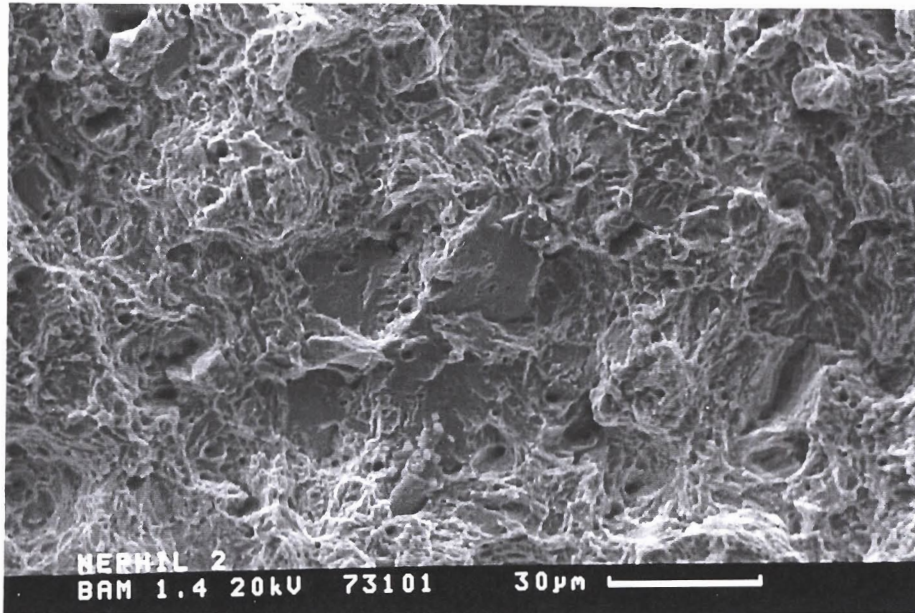


Abb. 29: REM-Aufnahme aus dem Restbruchbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: NEPHIL 2)

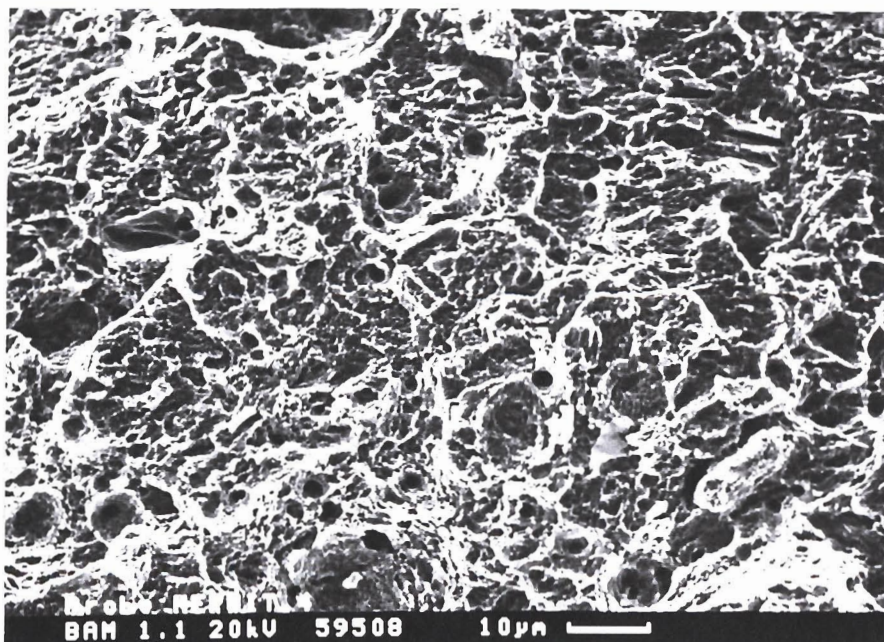
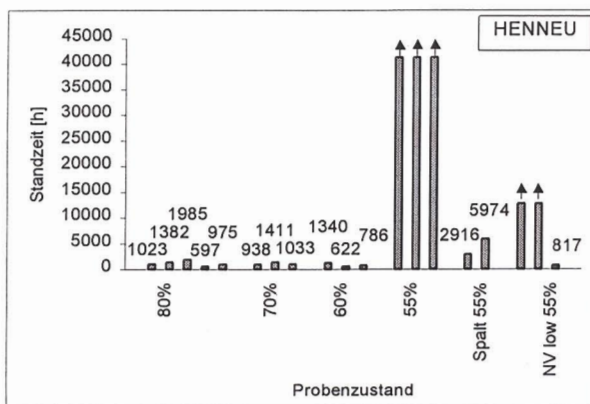
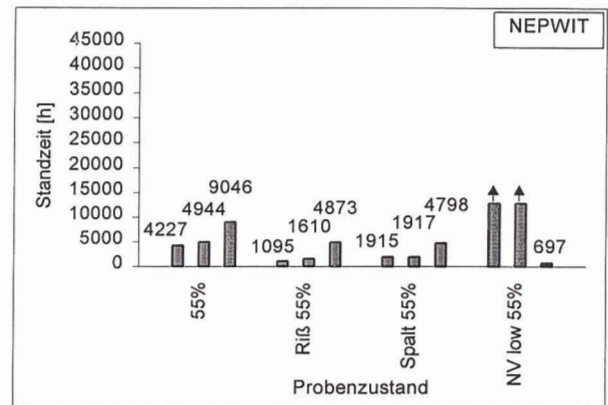
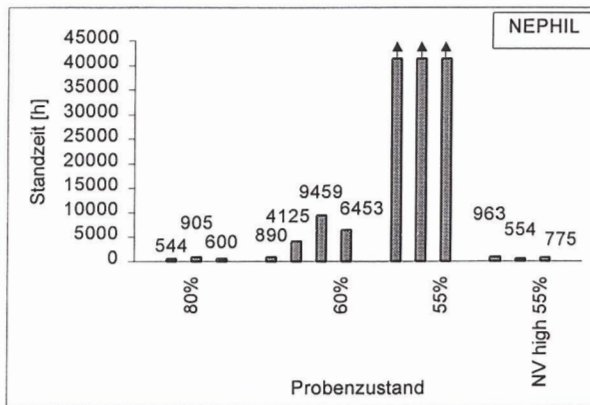
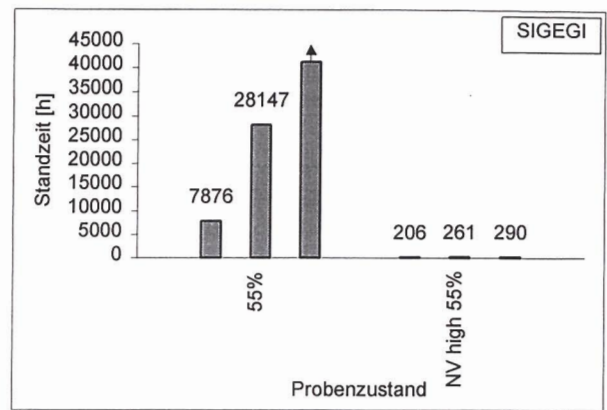
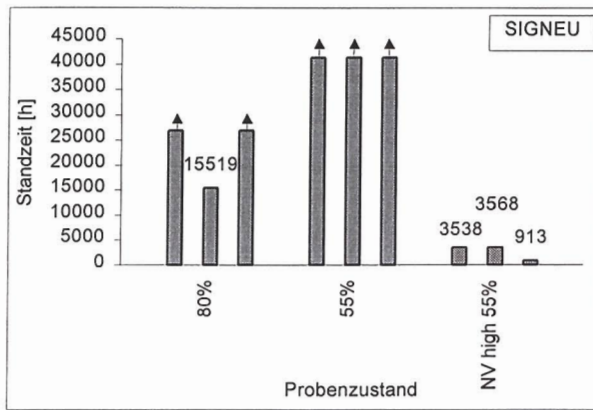


Abb. 30: REM-Aufnahme aus dem Schubspannungslippenbereich nach Bruch der Probe in der DIBt-Lösung (Probe: NEPWIT 4)



↑ Diese Versuche laufen noch

- A: Anlieferungszustand
- NV low: Nachvergütet auf niedrige Festigkeit
- NV high: Nachvergütet auf hohe Festigkeit
- %: Grad der Vorspannung, bezogen auf die Nennzugfestigkeit

Abb. 31: Zusammenstellung der Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Kondenswasserbelastung (Stand per 1997-11-01)

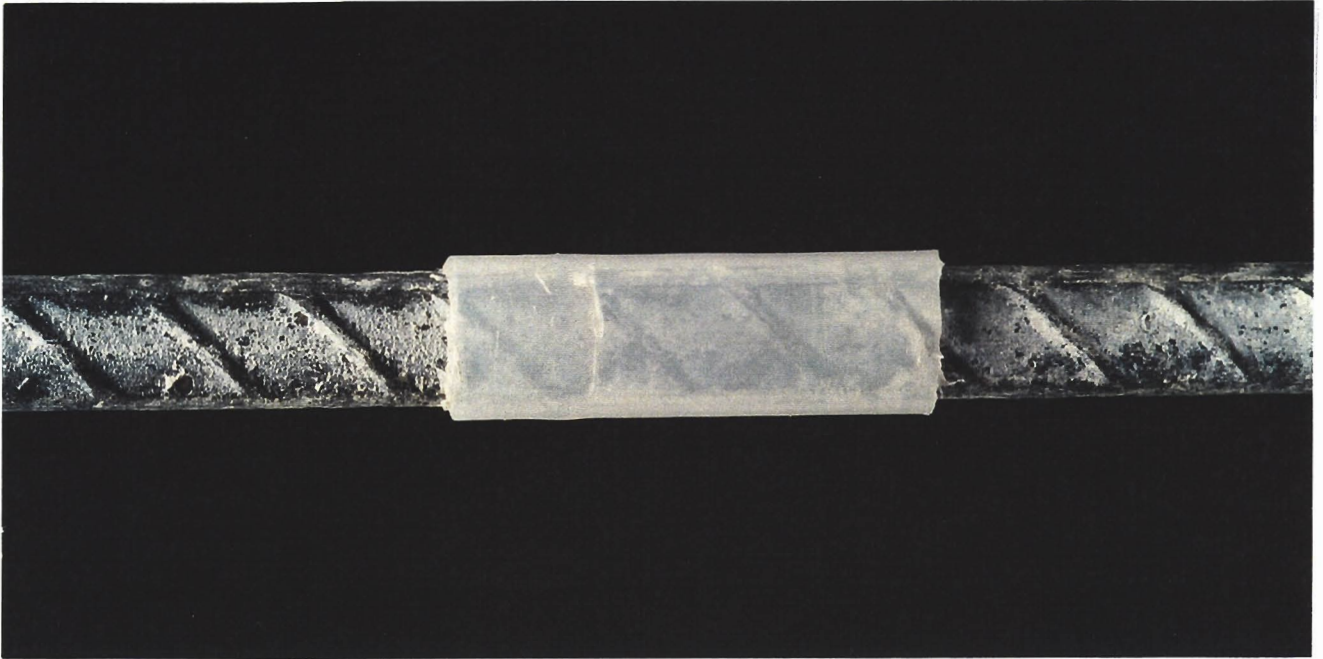
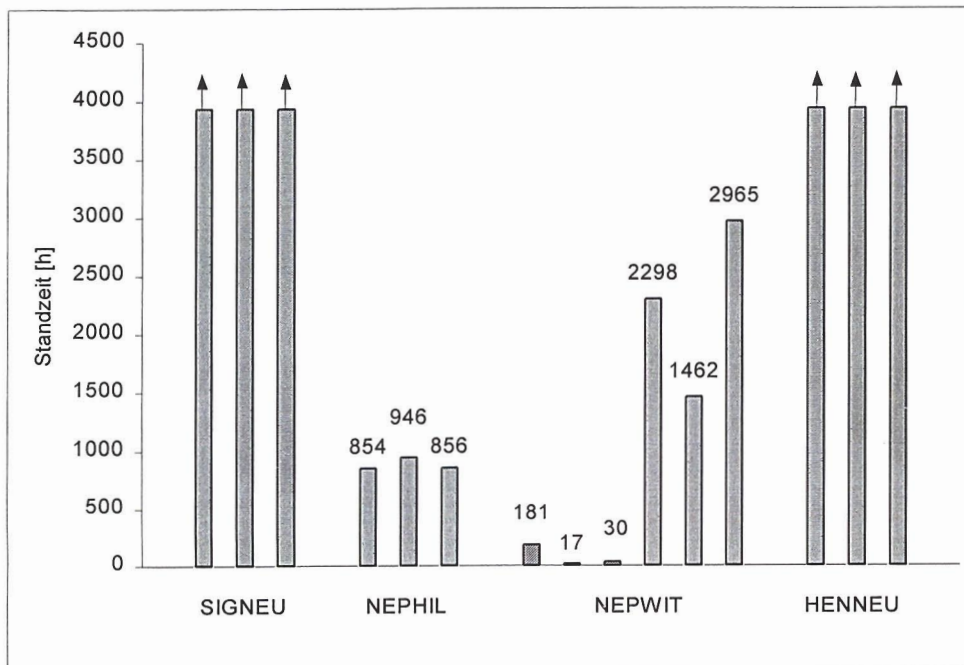


Abb. 32: Spanndraht mit Spaltkörper



↑ Diese Versuche laufen noch

Abb. 33: Zusammenstellung der Ergebnisse an gekerbten Proben nach Kondenswasserbelastung (Stand per 1997-11-01)



Abb. 34: Durch Zugversuch erzeugte Bruchfläche mit Anriß, der mittels Magnetpulverprüfung detektiert wurde, Kondenswasserbelastung (Probe: NEPWIT-R 2)



Abb. 35: Typisches Aussehen der Drahtoberfläche nach der Prüfung unter Kondenswasserbelastung (Probe: NEPWIT R 2)



Abb. 36: Nach dem Beizen erkennbare Korrosionsnarben (Probe: NEPWIT 1)



Abb. 37: Bruchfläche nach der Prüfung unter Kondenswasserbelastung
(Probe: HENNEU S2)

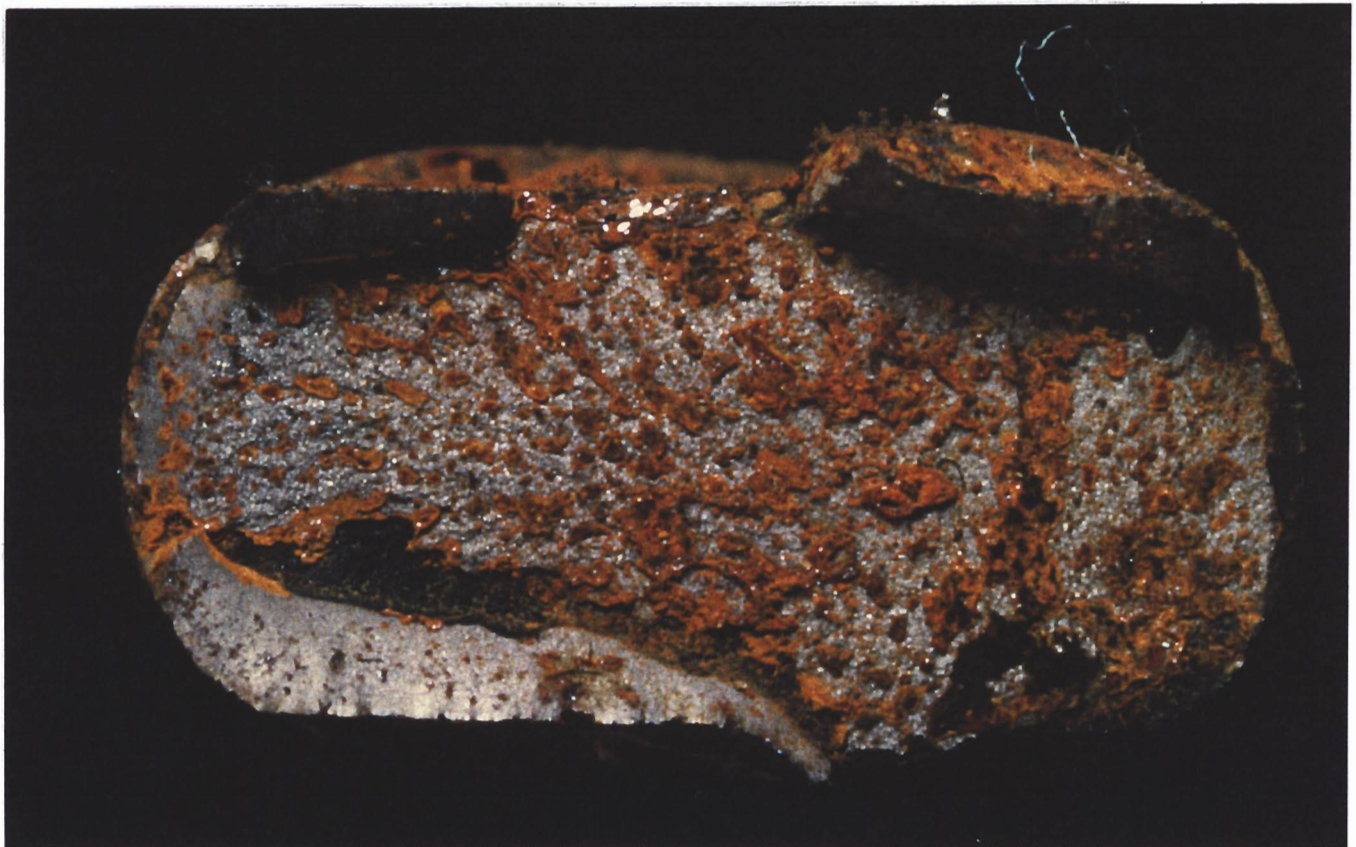


Abb. 38: Bruchfläche nach der Prüfung unter Kondenswasserbelastung (Probe: NEPWIT 2)

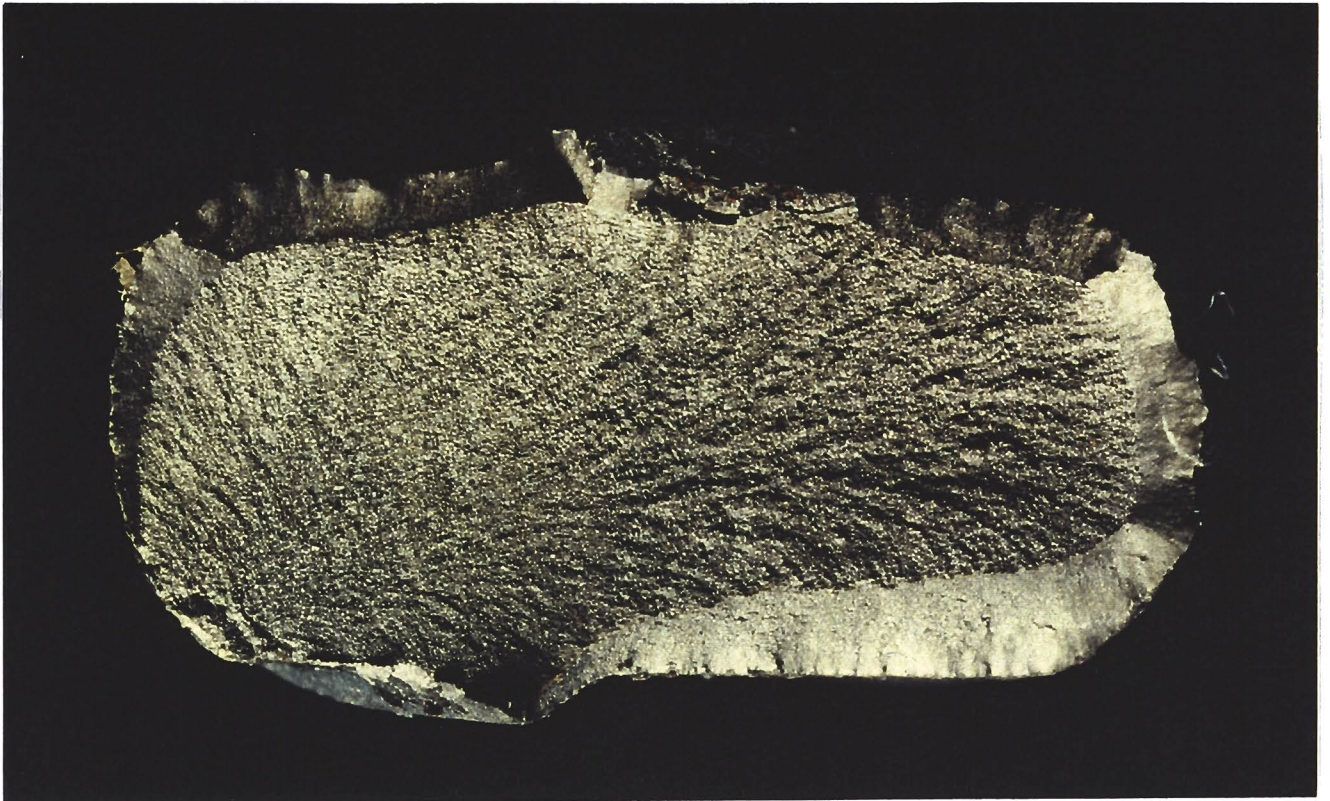


Abb. 39: Bruchfläche aus Abb. 38 nach dem Beizen in 5%iger Ascorbinsäure
(Probe: NEPWIT 2)

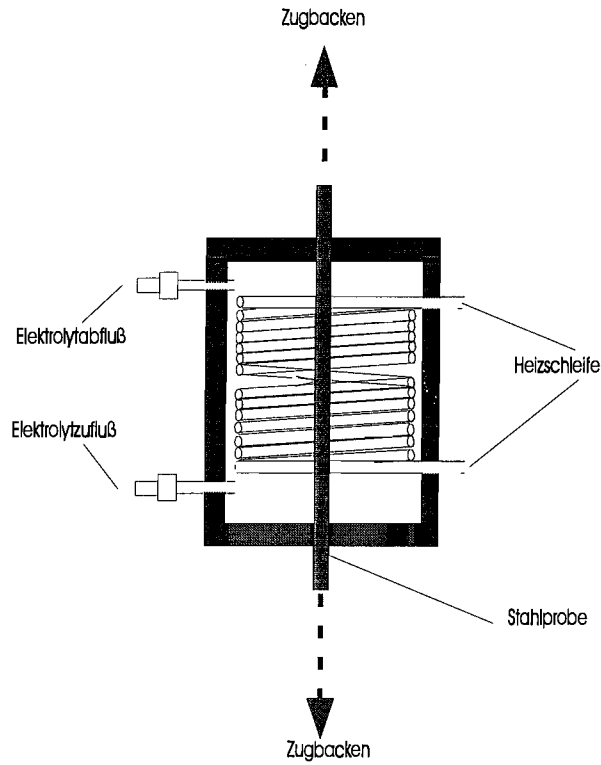


Abb. 40: Schematische Darstellung der Meßzelle für die CER-Versuche

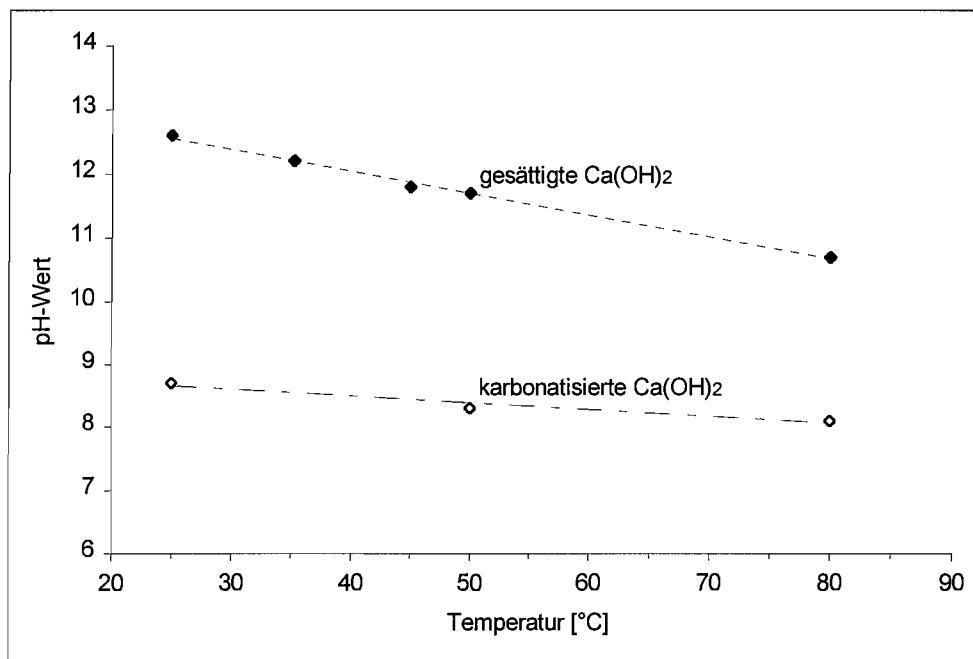


Abb. 41: Temperaturabhängigkeit des pH-Wertes von gesättigter und karbonatisierter Calciumhydroxid-Lösung

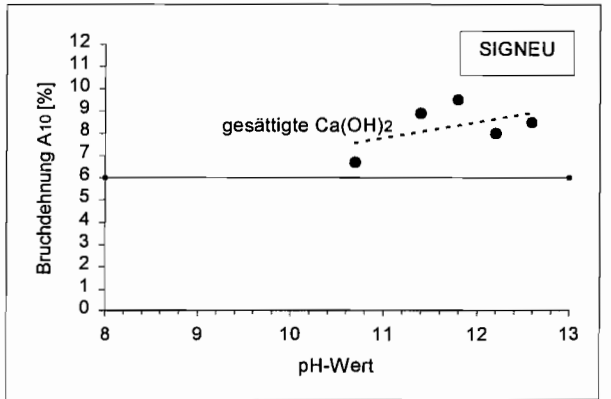
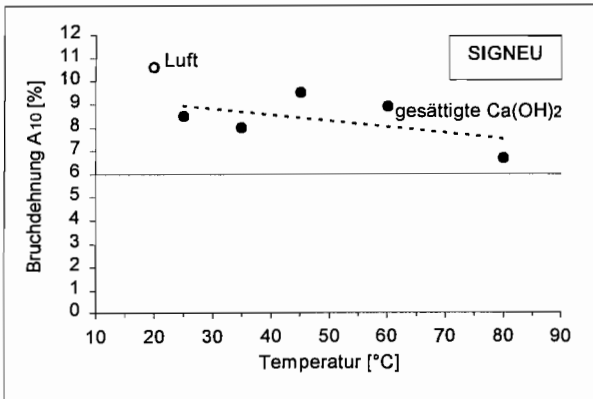
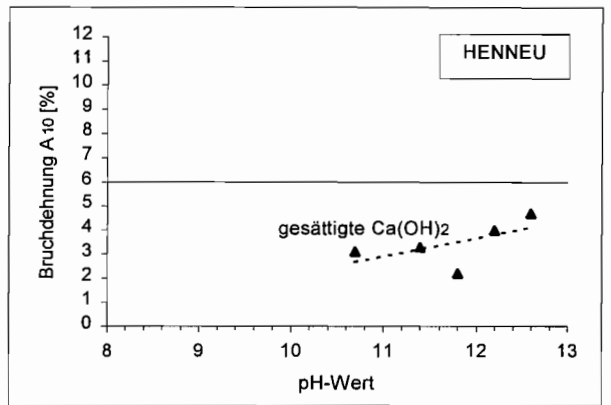
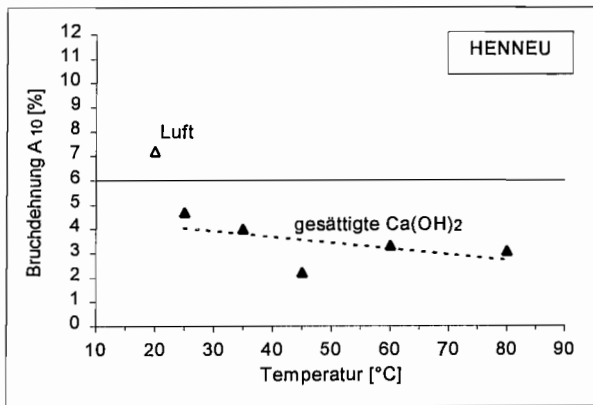
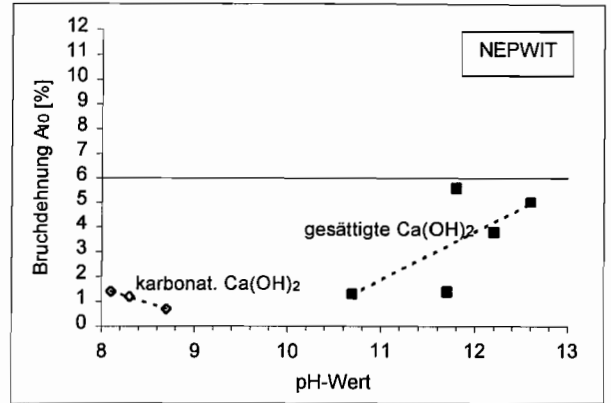
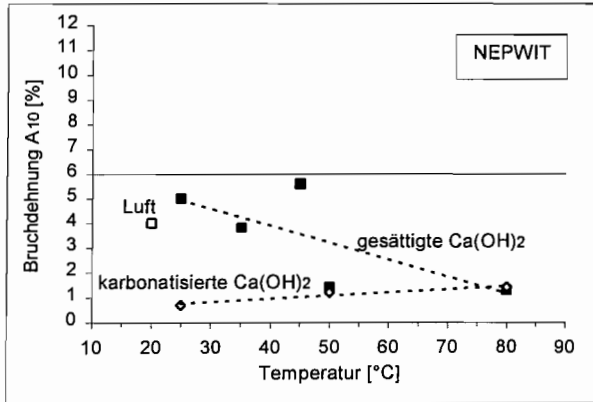


Abb. 42: Ergebnisse der CER-Versuche. Abhängigkeit der Bruchdehnung von der Temperatur bzw. dem pH-Wert