

ISBN 3-88314-240-9

# **Forschungsbericht 87**

BUNDESANSTALT FÜR  
MATERIALPRÜFUNG (BAM)  
BERLIN

## **Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren**

von Dr.-Ing. Bernd Isecke  
Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

---

Dezember 1982

49 Seiten, 122 Abbildungen, 9 Tabellen

Herausgegeben von der  
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)  
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45  
Telefon 030/8104-1 Telex 183261 bamb d

Copyright © 1982 by Wirtschaftsverlag NW  
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:  
Wirtschaftsverlag NW  
Verlag für neue Wissenschaft GmbH  
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1  
Telefon 0471/46093-95



## Zusammenfassung

Eine wachsende Zahl von Schadensfällen an Spannstählen aufgrund wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion und die z. T. unzureichenden Kenntnisse über deren Ursache bildeten den Grund für umfangreiche Untersuchungen über das Korrosionsverhalten von Spannstählen. Um die Versuche praxisnah zu gestalten, wurden zunächst auf Baustellen die für die Korrosion maßgeblichen Umgebungsbedingungen ermittelt, denen ein Spannstahl während der einzelnen Verarbeitungsphasen bis zum Injizieren ausgesetzt ist. Unsachgemäße Lagerung und durch die Baupraxis vorgegebene unvermeidliche Beanspruchungen des Spannstahles können Vorschädigungen an Spanngliedern erzeugen.

Nach dem Betonieren wurden die für die Korrosion wesentlichen Parameter in unverpreßten Hüllrohren bis zum Injizieren gemessen. Es ergaben sich charakteristische Verläufe bezüglich des Sauerstoffgehaltes, der relativen Feuchte und der Temperatur im Spannkanaal. Relativ häufig konnte in Spannkämen Wasser ermittelt werden. Analysen dieser Hüllrohrwässer zeigten, daß diese zumeist alkalische pH-Werte und erhöhte Gehalte an Chloriden und Sulfaten besaßen.

In Laborversuchen wurde der Einfluß dieser baupraktischen Bedingungen auf das Korrosionsverhalten handelsüblicher warmgewalzter, vergüteter oder kaltgezogener Spannstähle untersucht. Diese Versuche gliederten sich in zwei Stufen. Im ersten Teil der Untersuchungen wird der Stahl einer Feuchtlagerung ohne das Einwirken einer mechanischen Belastung unterzogen, wie sie in der Baupraxis bei der Lagerung oder Verarbeitung vorstellbar ist. Danach werden die Stähle in einem Dauerstandversuch mit 80 % ihrer Zugfestigkeit vorgespannt. Die Korrosionsbedingungen ähneln denen im unverpreßten Hüllrohr, da der Stahl teilweise von einem Elektrolyten aus gesättigter Calciumhydroxidlösung mit Zusätzen von Sulfaten und Chloriden umgeben ist.

Die Ergebnisse zeigen, daß eine Vorkorrosion ohne das Einwirken einer mechanischen Belastung nicht ausreicht, um eine Änderung der mechanischen Kennwerte der Spannstähle zu bewirken.

Unter der mechanischen Belastung im Dauerstandversuch treten je nach Art der Vorkorrosion und Stahlqualität z. T. erhebliche Veränderungen des Stahles in Richtung einer Versprödung durch korrosionsbedingte Wasserstoffaufnahme ein. Während Zugfestigkeit und Streckgrenze unbeeinflusst bleiben, fällt die Bruchdehnung und insbesondere die Brucheinschnürung deutlich ab.

## Summary

An increasing number of failures on prestressed steels because of stress corrosion cracking and insufficient knowledge of its causes initiated extensive investigation of the corrosion behaviour of prestressed steels. To imitate the practical conditions at first the environment causing corrosion was determined at the building sites. Incorrect storing and the inevitably given stresses of the steel can produce prefailures.

After concreting the parameters substantial for corrosion in uninjected ducts were measured until mortar injection. The results were characteristic curves concerning the oxygen content, the relative humidity and the temperature in the ducts, where water was found relatively often. Analyses of these liquids showed that they mostly had alkaline pH and higher concentrations of chlorides and sulfates.

In laboratory tests the influence of constructional conditions on the corrosion behaviour of commercial hot rolled, annealed and cold drawn high tensile steels was investigated. These tests were carried out in two steps. In the first step the steel was subjected to a wet atmosphere containing various sorts of anions without mechanical stress as conditions are imaginable during storage or construction. Then the steels were prestressed in an endurance test with 80 % of their tensile strength. In these tests the corrosion conditions were similar to those in the uninjected ducts, because the steel is partly surrounded by electrolytes of saturated  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  with additions of sulfates and chlorides.

Our experience shows that precorrosion without mechanical stress is not sufficient for a change of the characteristic mechanical values of the prestressed steels.

Under mechanical stress in the endurance test substantial changes dependent on the kind of precorrosion and the steel quality occur causing embrittlement because of corrosional hydrogen absorption. Whereas tensile strength and yield stress are not influenced the elongation and particularly the reduction of area after fracture decreases significantly.

## Résumé

Le nombre toujours augmenté de détériorations de l'acier de précontrainte dues à la corrosion sous tension causée par l'induction d'hydrogène et le savoir des causes en partie insuffisant ont donné lieu à des recherches étendues concernant la corrosion de câble d'armature. Pour déterminer les conditions d'environnement importantes sur le plan pratique pour la corrosion des câbles d'acier pour armature pendant les différentes phases de traitement avant l'injection, tout d'abord des recherches ont été effectuées sur les chantiers de construction mêmes. Les membres de précontrainte peuvent subir des détériorations préalables à cause d'un stockage peu conforme aux prescriptions et sous conditions inévitables prédéfinies par la structure d'un bâtiment.

Après le bétonnage les paramètres importants pour la corrosion ont été mesurés dans des gaines non comprimées jusqu'à l'injection. On a obtenu des résultats caractéristiques concernant la teneur en oxygène, l'humidité relative et la température dans le canal du câble de précontrainte. Relativement souvent on a trouvé de l'eau dans les canaux de câbles de précontrainte. En faisant des analyses on a déterminé dans la plupart des eaux provenant des gaines de câbles des valeurs pH alcaliques et des teneurs augmentées en chlorure et en sulfate.

Des essais ont été effectués en laboratoire pour étudier l'influence des conditions d'environnement existant sur le plan pratique des chantiers sur la corrosion des aciers de précontrainte formés à chaud, aciers traités et aciers étirés à froid en vente. On a fait ces essais en deux marches. Dans la première partie des recherches l'acier a été exposé à un stockage humide sans charge mécanique, conditions de stockage et de traitement imaginables sur le plan pratique des chantiers de construction. Ensuite les aciers ont été précontraints à 80 % de leur résistance à la traction dans un test d'endurance. Les conditions de corrosion ressemblent à celles à l'intérieur de la gaine non comprimée, l'acier étant entouré en partie d'un électrolyte d'une solution saturée d'hydroxyde de calcium avec additions de sulfates et de chlorures.

Les résultats montrent qu'une précorrosion sans l'influence d'une charge mécanique ne suffit pas à changer les propriétés mécaniques de l'acier de précontrainte.

Selon le degré de précorrosion et la qualité, l'acier a subi sous la charge mécanique dans le test d'endurance des altérations en partie considérables en manière d'une fragilisation due à la pénétration d'hydrogène par corrosion. Tandis que la résistance à la traction et la limite d'élasticité apparente sont restées inchangées, l'allongement à la rupture et surtout la striction ont évidemment diminué.

<b>Inhalt</b>	<b>Seite</b>
<b>1. Einführung</b>	1
<b>2. Grundlagen der Korrosion</b>	1
2.1 Korrosion ohne mechanische Beanspruchung	1
2.2 Korrosion mit zusätzlicher mechanischer Beanspruchung	1
<b>3. Baustellenuntersuchungen</b>	2
3.1 Messungen in Spannkälen	2
3.1.1 Feuchtigkeits- und Temperaturmessungen in Spannkälen	2
3.1.2 Messung der Sauerstoffgehalte in Spanngliedern	4
3.1.3 Untersuchung von Wasserproben aus Spannkälen	7
3.2 Vorschädigungen während der Verarbeitung der Spannstähle auf der Baustelle	9
3.2.1 Transport des Spannstahles zur Baustelle	9
3.2.2 Lagerung des Spannstahles auf der Baustelle	9
3.2.3 Einbau der Spannglieder in die Verschalung	12
3.2.4 Verweilzeit in der Verschalung, unbetoniert und ungespannt	12
3.2.5 Verweilzeit im Bauwerk, gespannt, aber nicht injiziert	15
3.2.6 Zeitliche Statistik der Verarbeitungsphasen	18
<b>4. Laboruntersuchungen</b>	19
4.1 Versuchswerkstoffe	19
4.2 Vorkorrosion ohne mechanische Belastung	19
4.2.1 Ergebnisse der Vorkorrosion	20
4.2.1.1 Beurteilung des Korrosionsverhaltens	20
4.2.1.2 Mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion	22
4.3 Dauerstandversuche	22
4.3.1 Aufbau der Versuchsanlage	22
4.3.2 Ergebnisse	23
4.3.2.1 Vorkorrosion in destilliertem Wasser	32
4.3.2.2 Vorkorrosion in nitrathaltiger Umgebung	33
4.3.2.3 Vorkorrosion in chloridhaltiger Umgebung	33
4.3.2.4 Vorkorrosion in sulfathaltiger Umgebung	33
4.3.2.5 Vorkorrosion in sulfat- und chloridhaltiger Umgebung	34
4.3.2.6 Vorkorrosion in sulfidhaltiger Umgebung	34
4.3.2.7 Vorkorrosion in sulfithaltiger Umgebung	35
4.3.2.8 Vorkorrosion in rhodanidhaltiger alkalischer Umgebung	35
4.3.2.9 Andere Versuche	35
4.3.2.10 Bruchauswertungen	36
<b>5. Zusammenfassung</b>	42
<b>Summary</b>	44
<b>Résumé</b>	46
<b>6. Literatur</b>	48



## 1. Einführung

In den letzten Jahren sind zahlreiche korrosionsbedingte Schadensfälle an Spannstählen aufgetreten und dokumentiert worden [1]. Vielfach ereignete sich das Versagen der Stähle auf der Baustelle zu einem Zeitpunkt, in dem die Spannkanäle noch nicht mit Injektionsmörtel verfüllt waren. Dieser Zeitraum, in dem die Spannstähle besonders gefährdet sind, erstreckt sich von der Anlieferung der Stähle zur Baustelle bis zum endgültigen Verpressen der Spannkanäle. Innerhalb dieses Verarbeitungsabschnittes können sowohl vor dem Einbau des Stahles in das Bauwerk als auch im Bauwerk selbst vielfältige Einflüsse auf den Stahl einwirken und durch korrosive und/oder mechanische Vorschädigungen Keime gebildet werden, die unter Umständen zu einem spannungsrißkorrosionsbedingten Bruch des Stahles nach dem Vorspannen führen können.

Ziel der vorliegenden Untersuchung sollte es deshalb sein, die für die Korrosion von Spannstählen wesentlichen Parameter auf Baustellen vor dem Injizieren zu ermitteln. Dabei sollten vor allem Baustellen einbezogen werden, bei denen die Verarbeitung der Spannstähle den auf Baustellen üblichen Behandlungsformen entsprach. Die Richtlinien für die Verarbeitung von Spannstählen mit nachträglichem Verbund sind in DIN 4227 [2] und entsprechenden Erläuterungen [3] festgelegt. Unter normalen Verarbeitungsbedingungen fallen deshalb nur diejenigen Baustellen, bei denen sich der Arbeitsablauf nach DIN 4227 vollzog oder zumindest nicht in ungewöhnlichem Maße davon abwich. Dies sollte verhindern, daß durch deutlichen Verstoß gegen die bestehenden Richtlinien induzierte Schadensfälle einen repräsentativen Charakter annehmen und somit das Ergebnis der Untersuchung verfälschen konnten. Wesentlicher erschien es, zu überprüfen, inwieweit die bestehenden Verarbeitungsvorschriften ausreichen, um korrosionsbedingte Schäden zu vermeiden. Des weiteren sollte geklärt werden, ob die vorgegebenen, unabänderlichen Gegebenheiten der Baupraxis stets und in vollem Umfang die Anwendung der Richtlinien zulassen bzw. die Erfahrungen aus den vorliegenden Untersuchungen eine Änderung oder Erweiterung der gültigen Richtlinien erfordern.

Der vorgegebene zeitliche und finanzielle Rahmen erforderte eine Beschränkung des Umfangs der Untersuchungen. Aus diesen Gründen konnten nicht alle zur Zeit angewendeten Spannverfahren bzw. sämtliche vorstellbaren Arten von Bauwerken einbezogen werden.

Der zweite Teil der Untersuchungen galt der Frage, inwieweit sich die durch die Baupraxis vorgegebenen Parameter schädlich auf das Korrosionsverhalten von verschiedenen handelsüblichen Spannstählen auswirken können. Aus diesem Grunde wurden zahlreiche Laborversuche durchgeführt, in denen die Spannstähle nach praxisähnlicher Vorkorrosion in Dauerstandversuchen geprüft wurden.

## 2. Grundlagen der Korrosion

Nach DIN 50 900 [4] wird Korrosion als Reaktion eines metallischen Werkstoffes mit seiner Umgebung bezeichnet, die eine meßbare Veränderung des Werkstoffes bewirkt und zu einem Korrosionsschaden führen kann. Eine Schädigung durch Korrosion im Sinne dieser Definition liegt dann vor, wenn die Funktion eines metallischen Bauteils durch den Korrosionsangriff beeinträchtigt wird.

Die Arten der Korrosion und deren Erscheinungsformen in der Praxis sind vielfältig. Eine Möglichkeit der Einteilung bietet die Unterscheidung zwischen Korrosion ohne bzw. mit mechanischer Beanspruchung. 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 mechani-

schen Spannung Keime für Spannungsrißkorrosion bilden können, falls im vorgespannten Zustand zusätzliche 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.

### 2.1 Korrosion ohne mechanische Beanspruchung

Wesentliches Merkmal eines Korrosionsvorganges ist eine Phasengrenzreaktion zwischen einem angreifenden Medium (Elektrolyt) und einem Werkstoff. Da es sich zumeist um einen elektrochemischen Vorgang handelt, eignen sich zur Beschreibung des Reaktionsablaufes thermodynamische und kinetische Betrachtungen. Unter dem Gesichtspunkt der Thermodynamik kann erörtert werden, inwieweit in einem gegebenen System Metall/Elektrolyt die Möglichkeit eines Korrosionsangriffes besteht, die Kinetik der Reaktion liefert Hinweise über die Korrosionsgeschwindigkeit.

Von allen denkbaren Angriffsmitteln nimmt das Wasser eine Sonderstellung ein. Das Wassermolekül bildet einen Dipol und besitzt deshalb die Fähigkeit, Ionen aufzunehmen und gelöst zu halten. Dadurch können die bei einem Korrosionsvorgang nach der Reaktion



entstandenen Metallionen gelöst werden. Nach Gleichung (1) werden bei diesem als anodisch bezeichneten Reaktionsschritt Elektronen abgegeben. Die Elektroneutralitätsbedingung fordert, daß diesem Oxidationsvorgang ein Reduktionsvorgang gegenübersteht. Dieser kathodische Teilschritt richtet sich nach der Natur des Elektrolyten. In neutralen, Sauerstoff enthaltenen Elektrolyten tritt als kathodische Reaktion die Sauerstoffreduktion nach



ein. In sauren Lösungen mit hoher Wasserstoffaktivität vollzieht sich die kathodische Teilreaktion nach der Bruttoumsetzung



Diese Möglichkeit der Reaktion ist bedeutungsvoll, da sie zur Entwicklung von Wasserstoff führt, der unter bestimmten Umständen in das Metall eindringen kann und dort zur Wasserstoffversprödung führt (siehe Abschnitt 2.2).

Neben den elektrochemischen Betrachtungen erscheint es sinnvoll, Korrosionsarten ohne mechanische Beanspruchung nach der Art der Ausbildung des Korrosionsangriffes einzuteilen. Nach DIN 50 900 [4] läßt sich unterscheiden zwischen gleichmäßiger Flächenkorrosion, Muldenkorrosion, Lochkorrosion, Spaltkorrosion, Kontaktkorrosion, Korrosion durch unterschiedliche Belüftung, verschiedene Arten der selektiven Korrosion und Kondenswasserkorrosion. Diese hier angeführte Aufstellung enthält nur die für den Spannbetonbau wesentlichen Arten der Korrosion. In der Praxis liegen häufig verschiedene Arten der Korrosion in einem System nebeneinander vor, wobei eine Abgrenzung der einzelnen Korrosionsformen (Mulde—Lochfraß) unter Umständen Schwierigkeiten bereitet.

### 2.2 Korrosion mit zusätzlicher mechanischer Beanspruchung

Vergleichbar mit anderen Bereichen der Technik unterliegt auch beim Spannbetonbau der Stahl einer mechanischen Belastung. Tritt zusätzlich zu dieser Spannung eine korrosive Beanspruchung auf, so kann unter bestimmten Bedingungen eine Rißbildung im Spannstahl erfolgen, die zu einer kennzeichnenden Schadensart, der Spannungsrißkorrosion, führt. Im Gegensatz zu vielen anderen Korrosionserscheinungen ist das

Versagen des Bauteiles durch Ribbildung und -ausbreitung nicht unbedingt an eine vorherige, erkennbare Vorschädigung gebunden. Der abrupt eintretende Bruch beinhaltet somit ein erhöhtes Risiko für das Betriebspersonal und den Betriebsablauf.

In der Literatur [5, 6] wird unterschieden zwischen anodischer Spannungsrißkorrosion und kathodischer Spannungsrißkorrosion (Wasserstoffversprödung). Obwohl das äußere Erscheinungsbild des Schadens in beiden Fällen vielfach Ähnlichkeiten aufweist, sind die Mechanismen, die zum Versagen führen, unterschiedlich.

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 Werkstoffzustand (Festigkeit, Gefüge, Oberflächenzustand), mechanischen Zugspannungen (äußere Spannung, Eigenspannungszustand) und spezifischen Elektrolyten. Eine weitere notwendige, jedoch nicht hinreichende Bedingung für den Eintritt von Spannungsrißkorrosion ist das Vorliegen von schützenden Deckschichten auf der Metalloberfläche. Ausgangspunkte der Ribbildung sind örtliche Zerstörungen dieser Deckschicht, die sowohl durch chemische als auch mechanische Beanspruchung entstehen können. Die Erklärung für die Mechanismen der Ribausbreitung lassen sich in zwei Gruppen einteilen. Die eine Gruppe beschreibt Spannungsrißkorrosion als selektive elektrochemische Metallauflösung am Ribgrund, die andere Gruppe sieht die Ursache der Spannungsrißkorrosion in einer Herabsetzung der Bindungskraft der Atome am Ribgrund in Anwesenheit spezifischer Ionen oder Moleküle [6].

Das Erscheinungsbild der Spannungsrißkorrosion gleicht weitgehend dem eines Sprödbruches, der sich unter verringerter Bruchspannung senkrecht zur Richtung der größten Zugspannung durch ein Material ausbreitet. Die Risse können je nach Werkstoff trans- oder interkristallin oder als Mischform auftreten.

Bei der kathodischen Spannungsrißkorrosion oder Wasserstoffversprödung ist der durch einen Korrosionsvorgang angebotene Wasserstoff für die Versprödung des Werkstoffes verantwortlich. Voraussetzung für das Eindringen des Wasserstoffs in einen Werkstoff ist, daß er in dissoziierter Form vorliegt. Gleichung (3) zeigt die Bruttoumsetzung der kathodischen Teilreaktion. Der Gesamtvorgang läßt sich in Teilreaktionen aufspalten. Zunächst werden die Wasserstoffprotonen an der Phasengrenze nach der Gleichung



entladen. Erfolgt dort eine Rekombination dieser Wasserstoffatome zum Wasserstoffmolekül, kann das entstehende Wasserstoffmolekül desorbiert werden und in die Atmosphäre entweichen. Bei kinetischer Hemmung der Rekombination kann es durch Aufstauung der adsorbierten Wasserstoffatome vor der Oberfläche zu erheblichen Wasserstoffpartialdrücken kommen, die ein Eindringen des Wasserstoffs in das Metall bewirken.

Wesentlich gefördert und darum von ausschlaggebender Bedeutung für die Wasserstoffversprödung ist die Anwesenheit von Rekombinationsgiften [7], welche die Rekombination zum Wasserstoffmolekül verhindern. Hierzu zählen vor allem Schwefelwasserstoff und andere Sulfide, Verbindungen von Arsen, Selen, Phosphor und Rhodanide.

Die Versprödung metallischer Werkstoffe durch Wasserstoff kann durch verschiedene Hypothesen gedeutet werden. Die Drucktheorie, die insbesondere für weiche Stähle Gültigkeit

besitzt, geht davon aus, daß der Wasserstoff an inneren Fehlstellen (Einschlüsse, Poren) rekombiniert und dabei hohe Drücke erzeugt, die zum Versagen des Werkstoffes führen können. Für hochfeste Stähle, zu denen die Spannstähle gehören, sind andere Hypothesen wahrscheinlicher. Nach der Troiano-Theorie [8] finden die für die Ribausbreitung im Werkstoff wesentlichen Wechselwirkungen des absorbierten Wasserstoffs mit dem Grundmetall nicht in einem vorhandenen Hohlraum oder an dessen Grenzfläche statt, sondern in den Bereichen vor der Ribspitze, in denen sich aufgrund des dreiachsigen Spannungszustandes plastisch verformte Zonen bilden können. In diese Gitterbereiche diffundiert der Wasserstoff bevorzugt und kann dort zu Dekohäsionserscheinungen im Gitterbereich führen, die eine Beeinträchtigung der Gitterbindungskräfte hervorrufen.

Ein grundsätzlicher Unterschied zwischen anodischer und wasserstoffinduzierter Spannungsrißkorrosion besteht in der einleitenden Ribbildung. Während für die anodische Spannungsrißkorrosion das Aufreißen von Deckschichten notwendig ist, erfolgt die Ribbildung bei der Wasserstoffversprödung unter Umständen in oberflächenfernen, inneren Bereichen.

### 3. Baustellenuntersuchungen

#### 3.1 Messungen in Spannkanälen

Bislang lagen keinerlei Messungen der praktischen, für die Korrosion maßgeblichen Hüllrohrbedingungen in unverpreßten Spannkanälen vor. Die im Rahmen dieses Forschungsvorhabens durchgeführten Untersuchungen auf Baustellen gliederten sich in verschiedene Teilbereiche und sollten Aussagen über korrosionsrelevante Parameter im Spannkanal liefern. In einer nachfolgenden Stufe sollten diese Randbedingungen in Laborversuchen reproduziert und in ihrem Einfluß auf das Korrosionsverhalten handelsüblicher Spannstähle analysiert und gekennzeichnet werden.

Um die Korrosionsbedingungen des Spannstahles im Spannkanal zu ermitteln, sind mehrere Messungen auf verschiedenen Bauabschnitten eines Berliner Brückenbauwerks (Spannverfahren SUSPA) durchgeführt worden. Dabei konnten die für das Mikroklima im Spannkanal verantwortlichen Einflußgrößen wie relative Feuchtigkeit, Temperaturen, Sauerstoffgehalt und eventuell im Spannkanal vorhandenes Wasser gemessen bzw. analysiert werden. Die Versuche erfolgten in Spannmitgliedern, die nicht zusätzlich für den Versuch verlegt wurden, sondern entsprechend dem Bauplan im Bauwerk vorhanden waren.

#### 3.1.1 Feuchtigkeits- und Temperaturmessungen in Spannkanälen

Die atomosphärische Luft enthält neben Stickstoff, Sauerstoff sowie einigen Edelgasen auch Wasserdampf. Es handelt sich um ein Zweistoffgemisch, bestehend aus einem Gas und einem Dampf. Dieses Wasserdampf-Luft-Gemisch besitzt die Eigenschaft, daß die eine Komponente, das Wasser, den Dampfgesetzen, die andere den Gasgesetzen folgt. Für das Gemisch gilt das Dalton'sche Gesetz der Teildrücke. Im Gegensatz zu den Gasgemischen, bei denen jede Komponente jeden Anteil haben kann, ist für den Wasserdampf der Anteil am Gemisch durch den Satttdampfdruck entsprechend der Gemischtemperatur nach oben begrenzt. Der Teildruck des Wasserdampfes kann demnach nur gleich oder kleiner sein als der Sättigungsdruck für die vorhandene Temperatur. Da der Teildruck mit der Temperatur steigt, kann warme feuchte Luft wesentlich mehr Wasserdampf enthalten als kalte.

Feuchte Luft, deren Wasserdampfdruck gleich dem Satttdampfdruck ist, wird als gesättigt bezeichnet. Dieser Zustand tritt z. B. ein, wenn feuchte Luft längere Zeit mit einer Wasseroberfläche in Verbindung steht und beide Phasen die gleiche Temperatur aufweisen.



Wird die Temperatur gesättigter feuchter Luft verringert, so kann die vorhandene Feuchtigkeit nicht mehr dampfförmig existieren, sondern muß sich verflüssigen. Dieser Vorgang wird als Kondensation bezeichnet.

Bei der Erwärmung feuchter Luft ohne gleichzeitige Feuchtigkeitzufuhr entsteht, da der Teildruck des Wasserdampfes unverändert bleibt, ein ungesättigter Zustand. Der Wasserdampf befindet sich im überhitzten Zustand, da seine Temperatur höher liegt als die seinem Teildruck entsprechende Satt-dampf-temperatur.

Der Zustand feuchter Luft ist durch die Angabe der Temperatur, des Gesamtdruckes sowie des Teildruckes des Dampfes vollständig bestimmt. Zur Kennzeichnung des Feuchtigkeitsverhältnisses der Luft wird der Begriff der relativen Feuchte als Verhältnis des vorhandenen Wasserdampfdruckes zum Satt-dampfdruck definiert. Dieser Wert kann zwischen 0 und 1 bzw. bei der Angabe in Prozent zwischen 0 und 100 Prozent liegen.

Zur Bestimmung der Temperatur und Feuchtigkeitsverhältnisse im Spannkanaal stand ein Gerät zur Verfügung, das ermöglichte, über drei Meßfühler die Temperatur und relative Luftfeuchtigkeit einer Atmosphäre nebeneinander kontinuierlich an drei verschiedenen Meßstellen zu ermitteln und zu registrieren. Jede Meßsonde enthielt ein Thermoelement und einen Feuchtigkeitsfühler. Der Meßbereich für die Temperatur lag zwischen  $-20^{\circ}$  und  $60^{\circ}\text{C}$ , die relative Feuchtigkeit konnte im gesamten Feuchtigkeitspektrum zwischen 0 und 100 % rel. Feuchte gemessen werden. Der Sondendurchmesser betrug 10 mm, seine Länge 35 mm.

Die Funktionsweise des Feuchtigkeitsensors beruht auf einem in Dünnschichttechnik gefertigten Polymerkondensat. Das Polymer ist auf einem Glassubstrat aufgebracht und dient als Dielektrikum. Es besitzt die Eigenschaft, Wassermoleküle aus der umgebenden Atmosphäre innerhalb kürzester Zeit auszutauschen. Die durch die in Abhängigkeit von der Umgebungsfeuchte veränderliche Kapazität wird elektronisch als Maß für die relative Feuchte umgeformt. Da die Temperatur der Umgebung die Kapazität des Sensors nicht nennenswert beeinflußt, braucht ihr Einfluß nicht kompensiert zu werden. Kleine Abmessungen (ca.  $4 \times 6 \times 0,2 \text{ mm}$ ) des Kondensators und eine dünne Isolierschicht halten die Trägheit des Sensors gering; sie beträgt nur 1 sec. für 90 % des Endwertes. Auch eine gelegentliche Betauung schadet dem Sensor nicht.

Bevor mit den Versuchen auf Baustellen begonnen wurde, sollte in einem Vorversuch geklärt werden, welche Atmosphäre sich in einem Kanal ausbildet, dessen Boden mit Wasser gefüllt ist und in dem sich Spannstahl zur Auslagerung befindet. Für diesen Versuch wurde auf dem Dach der BAM ein ca. 12,5 m langer mit Wellen versehener, dünnwandiger Kunststoffschlauch von 50 mm Durchmesser in den Bodenwellen mit Wasser gefüllt und vier Spannstahlabschnitte (je 2 x St 835/1030 bzw. St 1080/1230,  $d = 26 \text{ mm}$ ) zur Auslagerung eingelegt. Der Schlauch blieb an den Enden geöffnet, in der Mitte und ca. 30 cm vom Schlauchende entfernt befand sich eine Meßsonde für die Temperatur- und Feuchtigkeitsmessung. Eine weitere Meßson-

de wurde in der freien Atmosphäre angebracht, um einen Vergleich zu den Außenbedingungen zu gewinnen.

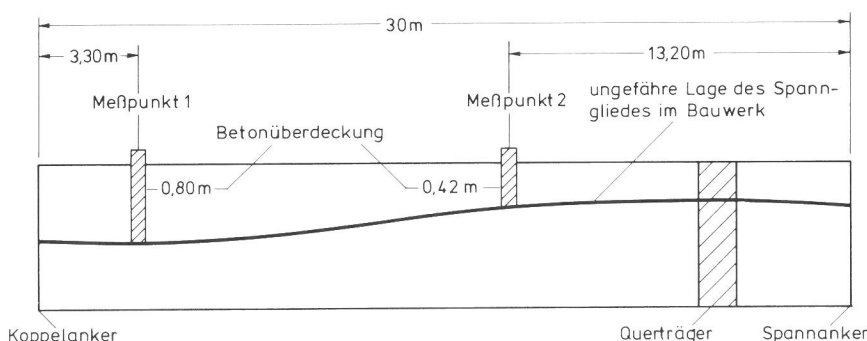
Als Ergebnis stellte sich heraus, daß die relative Feuchtigkeit an beiden Meßstellen im Kanal oberhalb des Spannstahles in der gesamten Meßzeit (ca. drei Wochen) stets 100 % betrug, völlig unabhängig von den klimatischen Bedingungen der Außenatmosphäre. Die Temperatur im Spannkanaal entsprach erwartungsgemäß den äußeren Bedingungen. Da die Messungen zu einer Zeit mit relativ großen Tag- und Nachttemperaturschwankungen (Differenzen bis zu  $15^{\circ}\text{C}$ ) durchgeführt wurden, stellten sich bereits nach kurzer Zeit aufgrund von Betauung punktförmige Korrosionsangriffe auf der Spannstahloberfläche ein. Auch als das Hüllrohr beidseitig verschlossen und abgedichtet wurde, ergaben sich keine Veränderungen im Feuchtigkeitsgehalt der Kanalatmosphäre.

Der hier geschilderte Fall kann als analog zu Verhältnissen bei Transport, Lagern, Einbau und Verweilen in der Verschalung angesehen werden, wenn der Spannstahl verrohrt zur Baustelle transportiert bzw. eingebaut wird und Wasser, selbst in geringem Umfang, in die Hüllrohre eindringen kann. Die ersten Messungen auf Baustellen beim Lagern bestätigten diesen Sachverhalt. Spannglieder, die kein Wasser enthielten, entsprachen in den Feuchtigkeitsbedingungen der Spannkanaalatmosphäre den äußeren Verhältnissen, sobald Wasser in den Spannkanaalen vorlag, betrug die rel. Feuchte stets 100 %.

Die weiteren Untersuchungen auf der Baustelle galten der Frage, inwieweit sich Temperatur und Feuchtigkeit im Spannkanaal nach dem Betonieren bis zum Verpressen der Hüllrohre verändern. Dazu wurden an einem Brückenbauwerk (Spannverfahren SUSPA) an einem 30 m langen Längsspannglied beim Verlegen der Spannglieder in die Verschalung von oben in die Hüllrohre an zwei Stellen Löcher gebohrt, die Meßsonden in die Löcher durch zusätzlich angebrachte Entlüftungsröhre in den Spannkanaal eingeführt und anschließend luftdicht verschlossen. *Abb. 1* zeigt die ungefähre Lage des Spanngliedes und der Meßstellen innerhalb des Brückenelementes. Ein Durchblasen mit Preßluft vor dem Betonieren ergab keine Hinweise auf vorhandenes Wasser im Hüllrohr, rel. Feuchtigkeit und Temperatur entsprachen vor dem Betonieren den äußeren atmosphärischen Bedingungen.

In den *Abb. 2 und 3* sind die Ergebnisse der Messungen dargestellt. Aus *Abb. 2*, die den Verlauf der rel. Feuchte in Abhängigkeit von der Zeit nach dem Betonieren darstellt, wird deutlich, daß bereits eine Stunde nach Beendigung des Betonierens die relative Feuchtigkeit an beiden Meßpunkten im Spannkanaal wesentlich höher lag als in der äußeren Atmosphäre. Dies ließ vermuten, daß beim Betonieren Wasser in die Spannkanaäle eingedrungen war. Ein Durchblasen des Spannkanaals mit Preßluft vor dem Verpressen bestätigte diese Annahme. Durch den Temperaturanstieg im Spannkanaal (*Abb. 3*) fiel die relative Feuchtigkeit zunächst ein wenig ab, da zur Einstellung des Gleichgewichtes zwischen Luftfeuchte, Wasser und Temperatur im Spannkanaal Zeit benötigt wird. Bereits 24 Stunden nach dem Betonieren wurde an beiden Meßstellen ein stationärer Wert

Meßpunkt 3 frei unterhalb der Brücke



*Abb. 1*  
Lage des Spanngliedes im Bauwerk

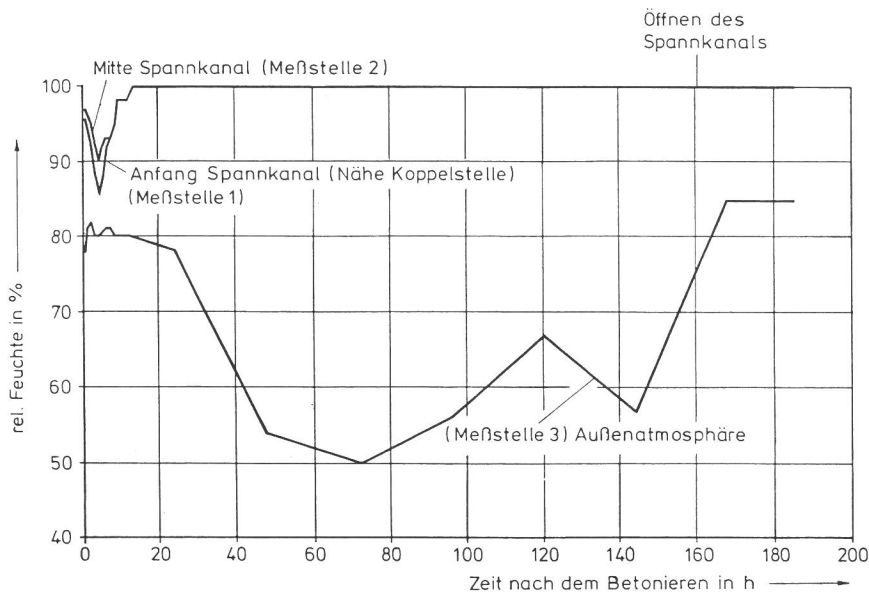


Abb. 2  
Relative Feuchte im Spannmitglied nach dem Betonieren

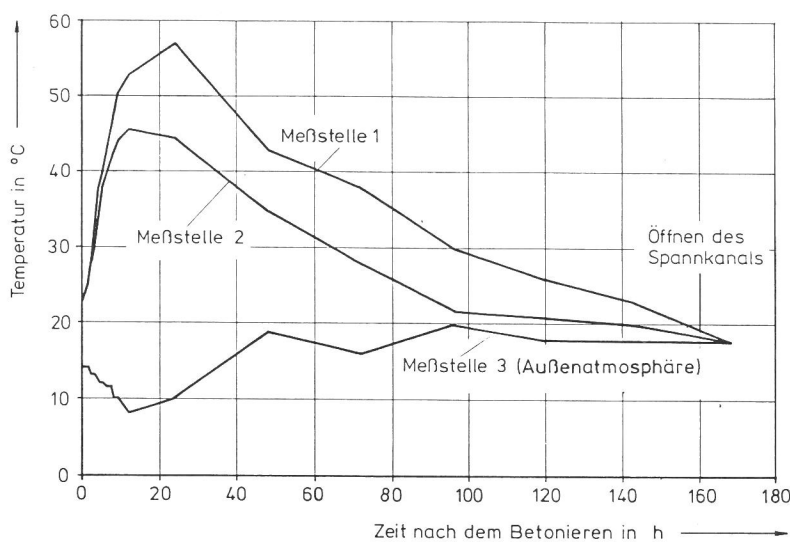


Abb. 3  
Temperatur im Spannmitglied nach dem Betonieren

von 100 % relativer Feuchte erreicht, der auch nach dem Öffnen des Spannkanals bis zum Injizieren unverändert blieb.

Abb. 3 zeigt, daß auch die Temperaturverläufe im Spannkanal von den atmosphärischen Bedingungen abweichen. Aufgrund der Reaktionswärme, die beim Erhärten des Betons entsteht, steigt die Temperatur an beiden Meßstellen zunächst an und erreicht nach ca. 160 Stunden die Temperatur der Umgebung. Die unterschiedlichen Temperaturhöhen der beiden Meßstellen im Spannkanal sind auf die ungleichen Betonüberdeckungen zurückzuführen.

Messungen an anderen Spannmitgliedern später folgender Bauabschnitte desselben Bauwerks bestätigten ebenso wie Untersuchungen an anderen Bauwerken mit anderen Spannsystemen die oben angeführten Ergebnisse. Die relative Feuchte in den Spannkanälen erreichte unabhängig von der Lage der Meßsonden nach spätestens 24 Stunden den Wert von 100 % und veränderte sich bis zum Verpressen in keinem Fall. Auch die hier vorgestellten Temperaturverläufe können als charakteristisch angesehen werden, da sie ebenfalls an anderen Bauwerken bestätigt werden konnten. Die Absoluthöhen der Temperatur richteten sich naturgemäß nach der Höhe der Betondeckungen.

### 3.1.2 Messung der Sauerstoffgehalte in Spannmitgliedern

Neben Feuchtigkeit und Temperatur ist der Sauerstoffgehalt der Spannkanalatmosphäre ein weiterer wichtiger Parameter für den Verlauf von Korrosionsreaktionen. An einem weiteren ca. 30 m langen Längsspannmitglied des im vorhergehenden Abschnitt

erwähnten Brückenbauwerks wurde deshalb eine Meßsonde zur Ermittlung des Sauerstoffgehaltes in der Spannkanalatmosphäre installiert. Die Lage der Sonde ist aus Abb. 4 ersichtlich. Der Spannkanal wurde luftdicht verschlossen.

Abb. 5 zeigt die Veränderung des Sauerstoffgehaltes im Spannkanal in Abhängigkeit von der Zeit (Versuch I). Während der Verweilzeit in der unbetonierten Verschalung entspricht der Sauerstoffgehalt des Spannkanals erwartungsgemäß den atmosphärischen Bedingungen, nach dem Betonieren fällt er jedoch innerhalb von ca. 1,5 Tagen auf einen stationären Wert von 8 % und erreicht nach dem Öffnen des Spannkanals innerhalb kurzer Zeit durch die einsetzende Konvektion den der Atmosphäre entsprechenden Gehalt.

Für einen weiteren Versuch zur Sauerstoffbestimmung in Spannkanälen standen zwei Sensoren zur Verfügung. Die Lage der Meßstellen im Bauwerk entsprach der Abb. 6. Im Gegensatz zum ersten Versuch, bei dem das Hüllrohr vor dem Betonierbeginn kein Wasser enthielt, wurde in diesem Fall Leitungswasser in das Hüllrohr bis zu einem bestimmten Niveau eingefüllt. Zum einen sollte durch diese Versuchsanordnung ermittelt werden, ob das Wasser als Diffusionssperre für Sauerstoff dient und sich somit im Teil des Spannkanals zwischen Koppelanker und Wasserfüllung ein anderer Sauerstoffgehalt einstellt als im hinteren Bereich zwischen Wasserfüllung und Spannanker. Des weiteren sollte vor dem Verpressen des Spannkanals das Wasser mit Preßluft ausgeblasen und anschließend analysiert werden.

Abb. 7 zeigt den Sauerstoffgehalt im Spannkanal in Abhängig-



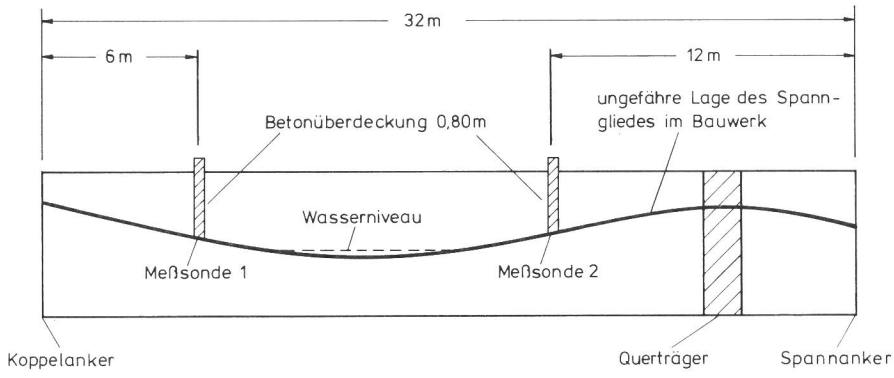


Abb. 4  
Lage des Spanngliedes im Bauwerk

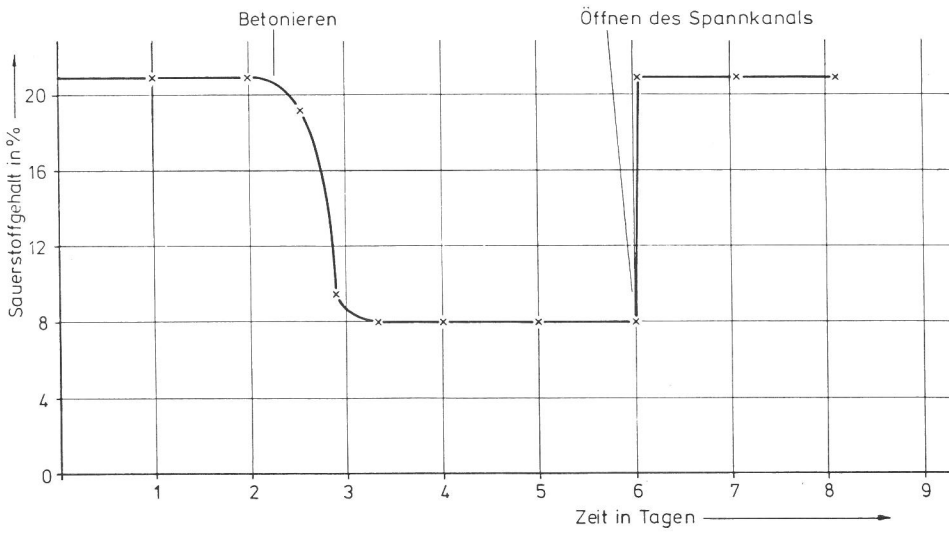


Abb. 5  
Sauerstoffgehalt im Spannglied nach dem Betonieren (Versuch I)

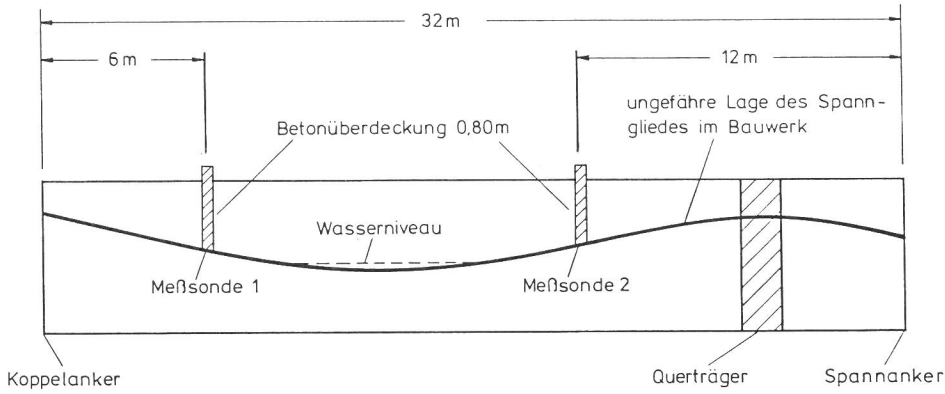


Abb. 6  
Lage des Spanngliedes im Bauwerk

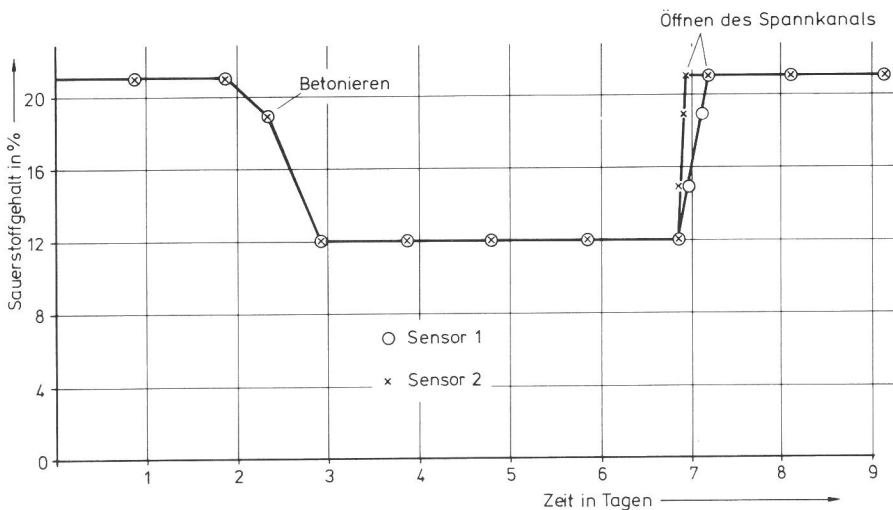


Abb. 7  
Sauerstoffgehalt im Spannglied nach dem Betonieren (Versuch II)

keit von der Zeit (Versuch II). Nach dem Betonieren fällt der Sauerstoffgehalt an beiden Meßpunkten gleichzeitig innerhalb von 24 Stunden auf 12 % ab, behält diesen Wert bis zum Öffnen des Spannkanals und steigt dann wieder auf 21 % an. Lediglich beim Öffnen der Spannkanäle ergibt sich zwischen den zwei Bereichen ein leicht unterschiedliches Verhalten, da der Sauerstoffgehalt im hinteren Teil des Spanngliedes nach der Wassersperre verzögert ansteigt.

Um weitergehende Aussagen bezüglich der Veränderung des Sauerstoffgehaltes in Spannkanälen nach dem Betonieren zu gewinnen, wurden noch vier ergänzende Messungen durchgeführt. Die Lage der Spannglieder im Bauwerk entsprach der Abb. 4, die Stellung der Meßsonde und die Betonüberdeckung im Bereich der Messung können der *Tabelle 1* entnommen werden.

*Tabelle 1*

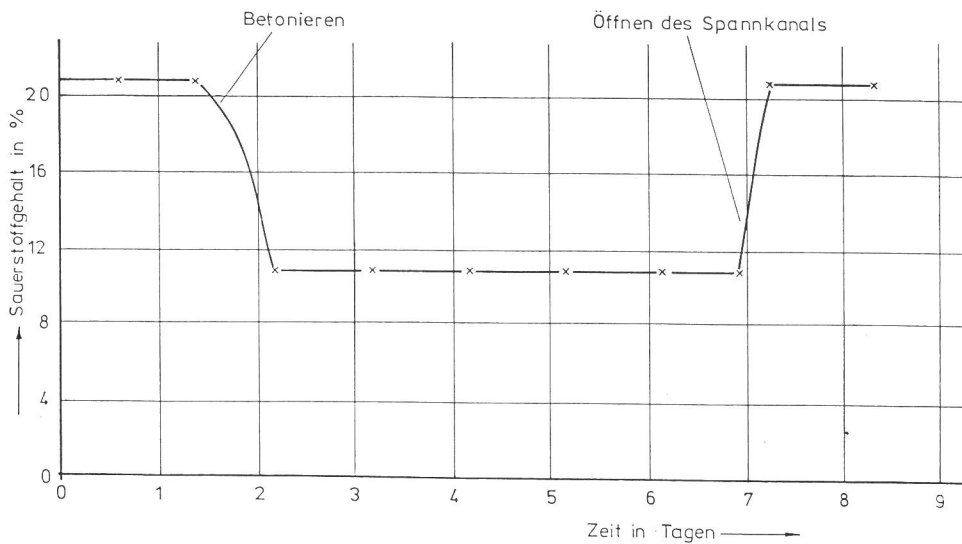
Versuch Nr.	Abstand vom Koppelanker in m	Betonüberdeckung in m
III	4,5	0,60
IV	24	0,50
V	21	0,40
VI		0,65

Bei dem Versuch VI handelt es sich um ein ca. 8 m langes Querspannglied aus einem Querträger, wobei sich der Sensor etwa in der Mitte des Spanngliedes befand.

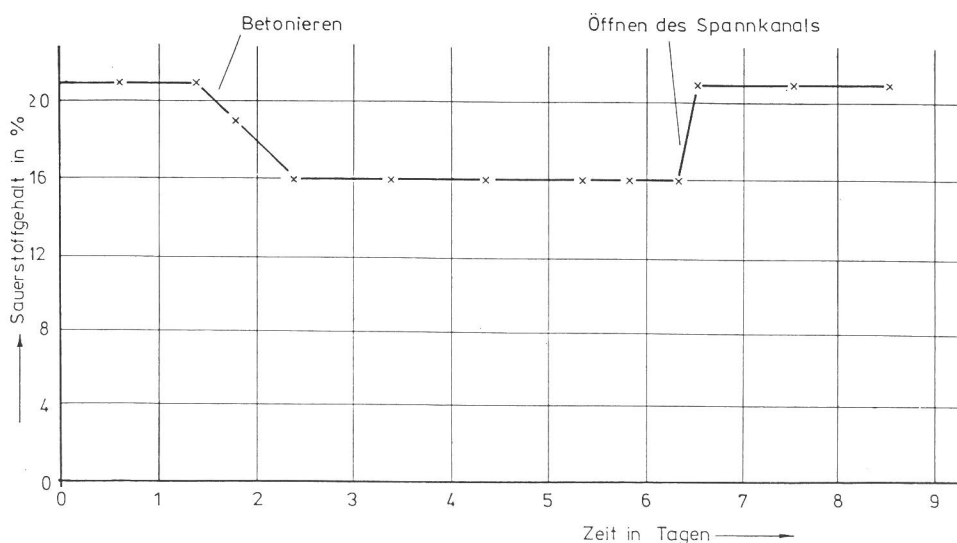
Die *Abb. 8 bis 11* enthalten die Ergebnisse der Messungen der Versuche III bis VI. Die Veränderung des Sauerstoffgehaltes in Abhängigkeit von der Zeit verläuft qualitativ ähnlich den Resultaten der Versuche I und II. Nach dem Betonieren sinkt der Sauerstoffgehalt rasch auf einen stationären Wert und erhöht sich nach dem Öffnen des Spannkanals in kurzer Zeit durch die einsetzende Konvektion wieder auf 21 %. Bei dem Querspannglied (Versuch VI, *Abb. 11*) wird zum Erreichen des stationären Sauerstoffgehaltes ein längerer Zeitraum als in den Längsspanngliedern benötigt.

*Abb. 12* zeigt den stationären Endgehalt des Sauerstoffs aus den Versuchen I bis V in Abhängigkeit von der Lage im Spannglied bzw. vom Abstand zum Koppelanker. Die Messungen entstammen zwar nicht aus einem Spannglied, sind aber vergleichbar, da die Lage der Spannglieder in den einzelnen Bauabschnitten nahezu identisch war. Kennzeichnend für das Sauerstoffprofil in einem Längsspannglied erscheint nach diesen Messungen, daß der Sauerstoffgehalt vom Spannanker bis zum Koppelanker nach dem Betonieren leicht abfällt.

Die o. g. genannten Messungen der Sauerstoffgehalte in Spannkanälen erfolgten stets an unverpreßten und gut abgedichteten Spanngliedern. Es wurden weitere Messungen an einseitig geöffneten Spanngliedern verschiedener Spannsysteme durchgeführt, die gleichartige Ergebnisse erbrachten. Unabhängig von den Spannverfahren und den Abständen vom geöffneten Spannankerbereich entsprach der Sauerstoffgehalt dieser Spannglieder auch über längere Zeiträume (max. 14 Tage) stets dem Luftsauerstoffgehalt von 21 %. Nach diesen



*Abb. 8*  
Sauerstoffgehalt im Spannglied in Abhängigkeit von der Zeit (Versuch III)



*Abb. 9*  
Sauerstoffgehalt im Spannglied in Abhängigkeit von der Zeit (Versuch IV)

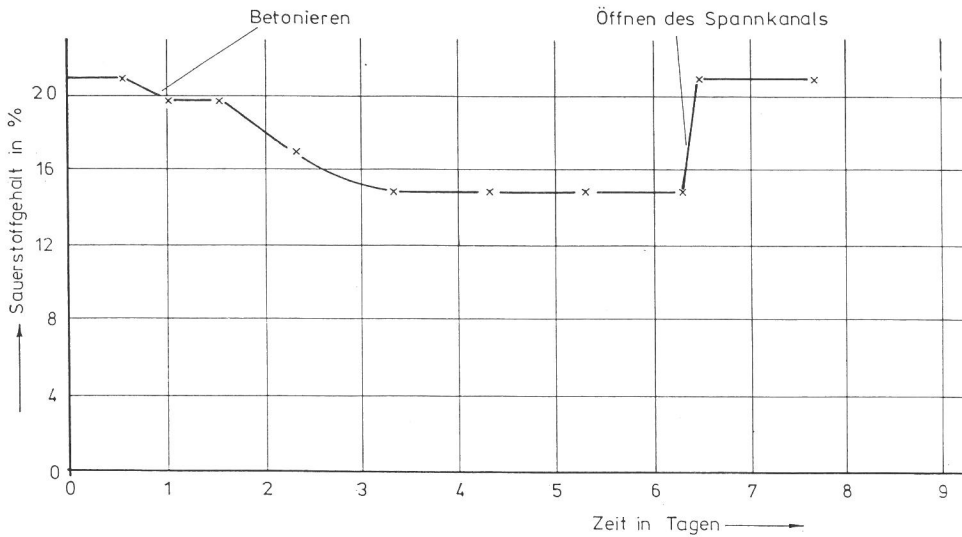


Abb. 10  
Sauerstoffgehalt im Spannkanal in  
Abhängigkeit von der Zeit (Versuch V)

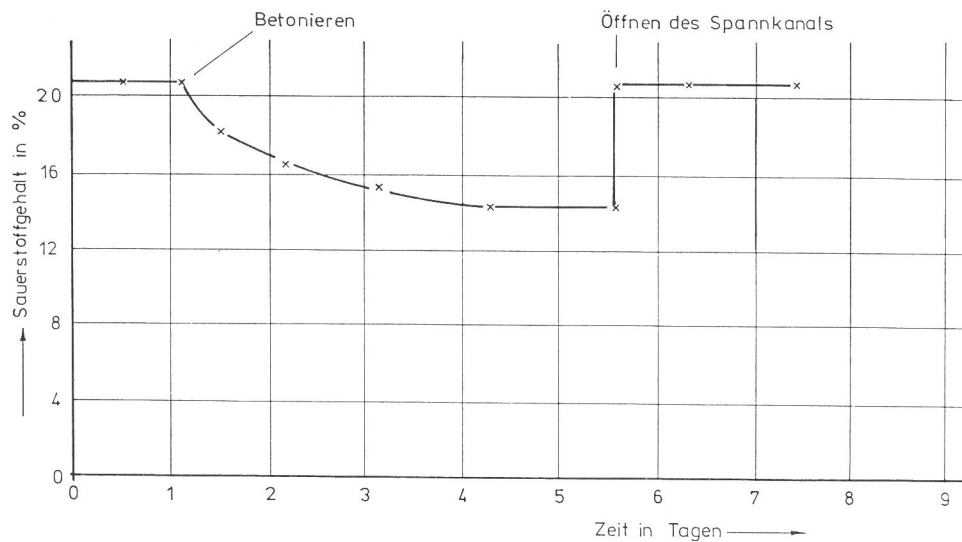


Abb. 11  
Sauerstoffgehalt im Spannkanal in  
Abhängigkeit von der Zeit (Versuch VI)

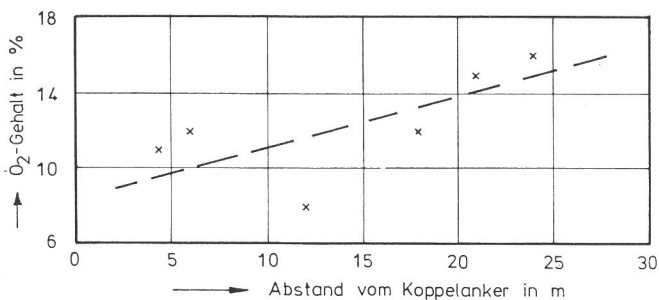


Abb. 12  
Sauerstoffgehalt im Spannkanal in Abhängigkeit vom Abstand zum  
Koppelanker

Messungen kann angenommen werden, daß bei geöffneten Spannkanälen keine Abminderung des Sauerstoffgehaltes im Hüllrohr zu erwarten ist.

Bei allen Versuchen wurde neben dem Sensor zur Sauerstoffmessung in unmittelbarer Nachbarschaft ein Feuchtigkeitssensor eingesetzt. Es zeigte sich auch in diesen Fällen das in den Abb. 2 und 3 dargestellte Verhalten des Feuchtigkeits- und Temperaturverlaufs nach dem Betonieren.

### 3.1.3 Untersuchung von Wasserproben aus Spannkanälen

Wasser kann auf vielfältige Weise in Spannkanäle eindringen. Schon beim Transport, Verlegen und Verweilen der Spannglieder in der unbetonierten Verschalung kann durch schadhafte

Hüllrohre oder an freiliegenden, nicht ausreichend abgedichteten Ankerteilen Wasser in Spannglieder eindringen. Nach dem Betonieren besteht ebenfalls die Möglichkeit, daß Restwasser von Betonieren in die Spannkanäle gelangt.

Vom elektrochemischen Standpunkt entspricht das in Hüllrohren eventuell vorhandene Wasser einem wäßrigen Elektrolyten, dessen Zusammensetzung einen überaus wesentlichen Einfluß auf das Korrosionsverhalten des Spannstahles im Hüllrohr ausübt. Neben der Zusammensetzung dieser im folgenden als Hüllrohrwasser bezeichneten Elektrolyten bildet auch deren Verbreitung im Spannkanal einen außerordentlichen Einfluß auf die Gefährdung des Spannstahles durch Korrosion. Besondere Würdigung verdient der Umstand, daß sich, falls Wasser in Spannkanälen angetroffen wird, dieses zumeist nur in einigen, tiefer liegenden Bereichen des Spannglieds den Spannstahl völlig umhüllt. Besonderer Korrosionsgefahr unterliegen die Phasengrenzgebiete, an denen der Spannstahl partiell vom Hüllrohrwasser und andernteils von der Hüllrohratmosphäre umgeben ist.

Die korrosionschemisch relevanten Parameter des Hüllrohr elektrolyten sind sein pH-Wert, die Gehalte an Fremdionen und das Potential des Spannstahles im Hüllrohr elektrolyten. Da die Aussagen über die Zusammensetzung von Hüllrohrwässern eine wesentliche Voraussetzung für praxisnahe Umgebungsbedingungen in Laborversuchen und die Entwicklung praxiskonformer Prüfverfahren bildeten, wurden auf verschiedenen Baustellen mit unterschiedlichen Spannsystemen durch Ausblasen der Spannkanäle mit Preßluft auftretende Hüllrohrwässer aufgefangen und chemisch auf ihren pH-Wert und den Gehalt an Fremdionen untersucht.

Zunächst konnte ermittelt werden, daß bei allen untersuchten Bauabschnitten aus einer großen Zahl von Spanngliedern (im Mittel 30 bis 50 % aller verlegten Spannglieder) Wasser in Form von Nebel, Tropfen oder auch ausfließendes Wasser nach dem Durchblasen mit Preßluft austrat. Farbe und Trübung des Wassers hatten entweder bräunlichen, durchsichtigen oder trüben Charakter. Als Extremfall wurde in der oberen Fahrbahnplatte eines Brückenbauwerkes in 80 % der 196, ca. 10 m langen Querspannglieder Wasseraustritt beim Durchblasen beobachtet.

Tabelle 2 enthält die pH-Werte sowie Chlorid- und Sulfatgehalte der auf verschiedenen Baustellen aufgefangenen und untersuchten Hüllrohrwässer. Neben den Chlorid- und Sulfatgehalten wurden die Lösungen auch hinsichtlich ihrer Gehalte an Nitrat-, Sulfid- und Rhodanidionen analysiert, meßbare Anteile konnten jedoch bei diesen Ionensorten nicht ermittelt werden. Die Angaben bezüglich des pH-Wertes der Hüllrohrwässer verdeutlichen, daß diese mit Ausnahme der Proben 12, 14 bis 17 und 19 in der Mehrzahl im alkalischen Bereich liegen. Ein weiteres übergreifend gültiges Ergebnis bilden die gegenüber Leitungswasser um ein vielfaches erhöhten Gehalte an Chloriden (max. 337 mg/l) bzw. Sulfaten (max. 4 881 mg/l), obwohl auch Proben mit geringeren Anteilen (18 bis 23) vorgefunden wurden. Sowohl die erhöhten pH-Werte als auch die Gehalte an Chloriden und Sulfaten geben Hinweise, daß es sich mit Ausnahme der Proben 18 bis 23 um in die Hüllrohre eingedrungenes Restwasser des Betoniervorgangs handeln muß. Ein vollkommener Schutz der Spannglieder gegen das Eindringen von Wasser durch die metallischen Hüllrohre kann demnach nicht vorausgesetzt werden. Bei den Proben 18 bis 23 lassen insbesondere die sehr geringen Chloridgehalte vermuten, daß es sich bei den Hüllrohrwässern um Regenwasser handeln muß, das entweder beim Verlegen bzw. während der Verweilzeit in der Verschalung in die Hüllrohre eindringen konnte. Auch diese Proben zeigen, daß trotz der niedrigen Fremdionengehalte eine Vermischung mit Restwasser vom Betoniervorgang stattgefunden haben muß, da, abgesehen von Probe 19, alle anderen Proben erhöhte pH-Werte aufweisen.

Tabelle 2  
Zusammensetzung von Hüllrohrwässern

Probe Nr.	Lage im Bauwerk	pH-Wert bei 20°C	Chloridgehalt in mg/l	Sulfatgehalt in mg/l
1	Querträger	12,0	181	1 584
2	Querspannglied	11,2	63	182
3	Querspannglied	11,2	63	181
4	Querspannglied	11,4	58	180
5	Querspannglied	11,4	58	182
6	Längsspannglied	11,4	81	869
7	Querspannglied	10,9	58	512
8	Fahrbahnplatte	11,5	32	100
9	Längsträger	11,3	145	—
10	Querträger	11,8	220	2 830
11	Rahmenstiel	11,9	301	4 304
12	Rahmenstiel	7,7	337	4 327
13	Rahmenstiel	11,1	284	4 881
14	Rahmenstiel	9,0	277	4 007
15	Rahmenstiel	7,1	291	3 969
16	Rahmenstiel	7,1	267	3 933
17	Rahmenstiel	9,7	250	3 667
18	Längsspannglied	11,3	4	28
19	Längsspannglied	8,6	8	117
20	Längsspannglied	11,1	2	31
21	Längsspannglied	11,3	2	49
22	Querspannglied	11,3	3	49
23	Querspannglied	10,2	18	260
24*	Längsspannglied	10,3	82	236
25*	Längsspannglied	10,3	82	239
26*	Längsspannglied	10,3	82	194
27	Längsspannglied	11,4	115	475

\* Wasser vor dem Betonieren eingefüllt

Die Proben 11 bis 17 entstammen einer Berliner Baustelle, bei der die Spannglieder senkrecht angeordnet waren und sich das Wasser im unteren Teil der Spannglieder angesammelt hatte. Die Spannstähle enthielten auf der Oberfläche einen temporären Korrosionsschutz (Esso Rustban) und befanden sich ca. sechs Monate betoniert, unverpreßt und nicht gespannt im Bauwerk. Die Chlorid- und Sulfatgehalte sind relativ hoch im Vergleich zu den anderen Messungen aus den Spannkanälen kurzfristig injizierter Spannglieder, dies könnte auf einen eventuellen Anreicherungsprozeß der Lösungen durch teilweises Verdampfen im Laufe der Zeit zurückzuführen sein. Die relativ niedrigen pH-Werte dieser Proben sind in der unter diesen Umständen allmählich ablaufenden Carbonatisierung begründet.

Bei den Versuchen 1 bis 23 handelte es sich um Wasser, das eindeutig beim oder nach dem Betonieren in die Spannglieder eindrang. In den Versuchen 24 bis 27 sollte geklärt werden, wie sich Wasser verhält, das sich bereits vor dem Betonieren in Spanngliedern befand. Deshalb wurde in drei Längsspanngliedern vor dem Betonieren je 5 l Wasser eingefüllt und vor dem Injizieren nach insgesamt zwölf Tagen Aufenthalt im Spannkanal durch Ausblasen wieder entfernt und aufgefangen. Daneben wurde bei demselben Bauabschnitt eine Wasserprobe aus einem anderen Spannglied entnommen (Probe 28), wobei an dieser Stelle vor dem Betonieren kein Wasser ins Hüllrohr eingefüllt bzw. durch andere Einflüsse vorhanden gewesen wäre. Die Analyseergebnisse der Proben 24 bis 26 verdeutlichen, daß das vor dem Betonieren eingefüllte Leitungswasser wesentlich höhere Gehalte an Fremdionen bzw. einen höheren pH-Wert aufweist als übliches Leitungswasser. Auch in den Fällen, wenn Wasser vor dem Betonieren in die Spannkanäle eindringt, kann angenommen werden, daß beim oder nach dem Betonieren durch Vermischung mit Restwasser oder Kontakt mit Beton eine Alkalisierung stattfindet. Die Werte der Vergleichsprobe 27 liegen etwas höher und entsprechen weitgehend anderen Proben der Tabelle 2.

Bei den Proben 1 bis 10 und 24 bis 27 wurde als Zement PZ 45 F verwendet. Der Wasser-Zement-Faktor betrug 0,47, als Erstarungsverzögerer wurde Plastiment (Fa. Sika) und als Betonverflüssiger Sikament (Fa. Sika) zugesetzt. Insgesamt erscheint die Wirkung von Betonzusatzmitteln auf das Auftreten von wäßrigen Phasen im Hüllrohr darin zu liegen, daß die Menge des Hüllrohrwassers aufgrund der größeren Fluidität des Betons bei der Verwendung von Betonzusatzmitteln ansteigt.

Um Aussagen über das sich einstellende Potential am Spannstahl bei Kontakt mit Hüllrohrwasser zu gewinnen, wurde vor der Analyse der Probe 6 das Ruhepotential eines St 1080/1230 in dieser Lösung gegen eine Kalomelektrode gemessen. Es ergab sich ein Wert von + 250 mV. In Leitungswasser betrug der Wert für das Ruhepotential desselben Stahles — 382 mV.

Zwei weitere, nicht in Tabelle 2 aufgeführte Wasserproben entstammen Bündelspanngliedern (SUSPA) aus der Fahrbahnplatte einer Brücke. Das Bauwerk mußte ca. sechs Monate nach dem Betonieren abgerissen werden, da die Überdosierung eines Betonzusatzmittels das Erhärten des Betons langfristig verhinderte und auch nach längerer Zeit keine ausreichenden Festigkeiten erreicht wurden. Das Hüllrohrwasser befand sich ca. sechs Monate in den Spannkanälen. Beide Wasserproben wiesen einen pH-Wert von 12 auf, die Chloridgehalte betragen 6,75 bzw. 59,28 g/l. Sulfatgehalte konnten aufgrund der geringen Probenmenge nicht ermittelt werden. Die außergewöhnlich hohen Chloridgehalte sind auf die überhöhte Dosierung des Zusatzmittels und die damit verbundene lange Phase des nicht erhärteten Betons zurückzuführen. Ein weiterer Grund könnte durch das Verdampfen von Hüllrohrwasser und das damit verbundene Aufkonzentrieren der Lösung gegeben sein. In den Hüllrohren befanden sich Bündelspannglieder aus kaltgezogenem Spannstahl, die ca. vier Monate mit 50 % der vollen Vorspannung vorgespannt waren. Eine optische Oberflächenbeurteilung der Spannstähle nach dem Ausbau ergab, daß trotz der hohen Chloridgehalte des Hüllrohrwassers keine nennenswerten Korrosionsangriffe am Spannstahl vorlagen.

### 3.2 Vorschädigungen während der Verarbeitung der Spannstähle auf der Baustelle

Die Phasen, in denen Vorschädigungen auftreten bzw. wirksam werden können, lassen sich folgendermaßen einteilen:

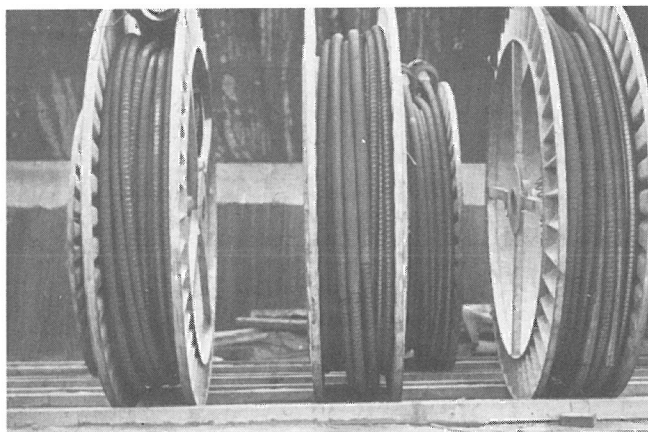
1. Transport des Stahles zur Baustelle,
2. Lagerung des Spannstahles auf der Baustelle,
3. Einbau der Spannlieder in die Verschalung,
4. Verweilzeit in der Verschalung, unbetoniert und ungespannt,
5. Verweilzeit im Bauwerk, gespannt, aber nicht injiziert.

Herstellungsbedingte Vorschäden sollen in dieser Untersuchung nicht berücksichtigt werden.

#### 3.2.1 Transport des Spannstahles zur Baustelle

Die Transportbedingungen zur Baustelle wurden durch eine Umfrage unter den Spannstahlverarbeitern und Baustellenbesuche untersucht. Von 13 angeschriebenen Spannstahlverarbeitern im Bundesgebiet haben nur sieben auf unsere Anfragen geantwortet. Aus den eingegangenen Antworten ist ersichtlich, daß je nach Spannverfahren unterschiedliche Bedingungen bezüglich des Transportes und der Verwendung von Korrosionsschutzmitteln vorliegen.

Fertigspannlieder gelangen meist auf offenem Lkw zur Baustelle. *Abb. 13* zeigt solche Spannlieder nach dem Eintreffen auf der Baustelle. Die Qualität solcher Spannlieder bei Anlieferung auf der Baustelle war auf den besichtigten Baustellen stets gut. Vom nicht zu verhindernden leichten atmosphärischen Anrosten der Hüllrohre abgesehen vermeidet diese Transportart bei kurzen Transportzeiten außerhalb der Wintersaison mit großer Wahrscheinlichkeit Vorschäden mechanischer oder korrosiver Art auf den Spannstählen. Im Winter wäre es unter Umständen denkbar, daß ohne zusätzliche Abdeckung durch Aufspritzen tausalzhaltigen Wassers während des Transports korrosionsbegünstigende Verhältnisse auf den Spannliedern entstehen könnten.



*Abb. 13*  
Verrohrte Spannlieder (SUSPA), Anlieferungszustand

Unverrohrte Spannstähle sind besonders gefährdet beim Transport. Sie werden stets auf geschlossenem Lkw bzw. mit Planen abgedeckt zur Baustelle transportiert. Auf den besuchten Baustellen befanden sich alle unter diesen Transportbedingungen angelieferten Spannstähle in unverletztem metallischen Oberflächenzustand. Nach den Erfahrungen dieser Besuche muß die Möglichkeit einer Vorschädigung durch den Transport der Stähle zur Baustelle als äußerst gering eingeschätzt werden.

Korrosionsschutzmittel werden nur dann verwendet, wenn für Transport, Lagerung auf der Baustelle oder unverpreßte Verweilzeit im Bauwerk außergewöhnlich lange Zeiten erwartet werden. Da sie die Haftung des Injektionsmörtels beeinträchtigen, müssen sie vor dem Verpressen der Spannlieder von der

Stahloberfläche entfernt werden. Dies bedeutet zusätzlichen Arbeitsaufwand. Die Verarbeiter, die unsere Anfrage beantworteten, teilten uns mit, daß solche Mittel nur selten verwendet werden. Die Erfahrungen mit Korrosionsschutzmitteln sind unterschiedlich. Es existieren verschiedene Untersuchungen von Firmen oder Forschungsinstituten, die Korrosionsschutzmitteln keinen bzw. einen geringen korrosionshemmenden Einfluß zubilligen. Ein Verarbeiter verweist sogar auf korrosionsfördernde Auswirkungen bei Anwendung eines bestimmten Korrosionsschutzmittels. Nach längerer Verweilzeit im gespannten Zustand rissen bei Verwendung dieses Mittels Spanndrähte im Bauwerk. Die Ursache für das Versagen konnte durch hygroskopische Eigenschaften des „Schutzmittels“ nachgewiesen werden. Drähte gleicher Qualität ohne diesen „Oberflächenschutz“ erwiesen sich unter gleichen Bedingungen im selben Bauwerk als resistent gegenüber Spannungsrißkorrosion. Im allgemeinen wird von den Spannstahlverarbeitern bemängelt, daß bisher zu wenig bauaufsichtliche Richtlinien für die Verwendung von Korrosionsschutzmitteln vorliegen.

#### 3.2.2 Lagerung des Spannstahles auf der Baustelle

Obwohl jeder Verarbeiter von Spannstahl bestrebt ist, die Zwischenlagerungszeiten auf der Baustelle möglichst kurz zu gestalten, kann es in Einzelfällen durch unvorhersehbare Witterungsänderungen zu recht langen Lagerungszeiten von mehreren Wochen, unter besonders ungünstigen Bedingungen sogar Monaten kommen. Optimale Lagerungsverhältnisse setzen einen überdachten, trockenen Raum voraus, dessen Luftfeuchtigkeit kontrolliert werden soll und der unter Umständen zur Gewährleistung einer bestimmten Luftfeuchtigkeit eine Heizung enthalten soll. Bei unverroht auf der Baustelle angelieferten Spannstählen sollte diese Art der Lagerung jederzeit praktiziert werden. Die besuchten Baustellen erfüllten diese Bedingungen nicht in allen Fällen.

Die *Abb. 14 und 15* zeigen die Lagerung von Fertigspannliedern des BBRV-SUSPA-Spannverfahrens auf einer Berliner Baustelle. Die Lagerung und Verarbeitung erfolgte im Herbst. Die längste Lagerzeit vor dem Einbau lag bei zwei Wochen. Der Lagerplatz ist direkt neben einem bereits fertiggestellten Teil des Bauwerks windgeschützt angelegt. Die bodenfreie Lagerung sorgt für eine ausreichende Belüftung. Ein abnehmbares Dach, welches nur bei der Entnahme von Spannliedern entfernt wird, schützt die Spannlieder gegen das Eindringen von Niederschlägen.

Die *Abb. 16 und 17* zeigen einen Lagerplatz von Spannliedern desselben Verfahrens auf einer anderen Baustelle im norddeutschen Raum. Zum Zeitpunkt der Besichtigung betrug die Lagerzeit erst zwei Tage. Die Abdeckung mit Zeltplanen schützt zwar gegen das Eindringen von Niederschlägen, ruft aber durch Kondenswasserbildung infolge von Temperaturschwankungen einen besonders an den Festankerstellen auftretenden punktförmigen Korrosionsangriff hervor. *Abb. 18* demonstriert diesen Sachverhalt. Diese Art der Lagerung muß insbesondere bei längeren Lagerzeiten mit differierenden Witterungsbedingungen als unzureichend bezeichnet werden. Durch das vielfache Übereinanderschichten der Spannlieder wird zusätzlich die Voraussetzung für mechanische Oberflächenverletzungen der Hüllrohre und auch der freiliegenden Ankerteile geschaffen.

Die folgenden *Abb. 19 bis 21* zeigen Aufnahmen von Spannstahlilitzen, die zwei Wochen im Herbst in einem überdachten Raum ohne Beheizung unverroht in Bündeln gelagert wurden. Die Baustelle befand sich in Schleswig-Holstein. Auf der Oberfläche und besonders an den Berührungsstellen zeichnen sich punktförmige und 2 bis 4 cm lange Korrosionsangriffe ab. Die Roststellen ließen sich durch mechanisches Reiben oder Schaben nicht mehr entfernen. Nach eingehender Diskussion zwischen Baubehörde und Verarbeiter und Überprüfung der mechanischen Eigenschaften dieser Drähte erfolgte Einbau ins Bauwerk.

Das Einziehen von Spannstahlilitzen ins Hüllrohr konnte nur auf einer Baustelle besichtigt werden (*Abb. 22*). Der Abrollhaspel



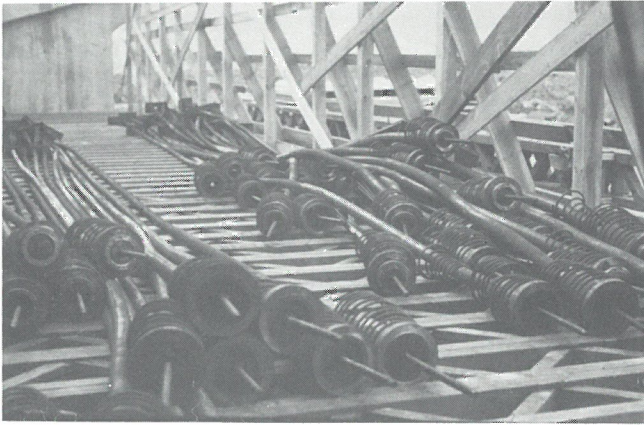


Abb. 14  
Lagerung von Spanngliedern (SUSPA) auf der Baustelle



Abb. 17  
Ungünstige Lagerung von Spanngliedern (SUSPA) auf der Baustelle

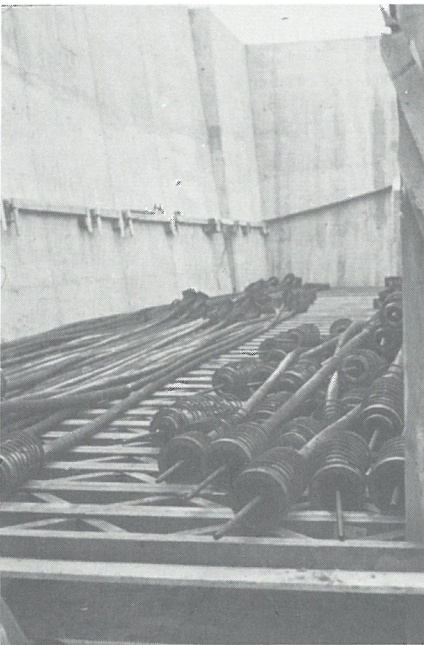


Abb. 15  
Lagerung von  
Spanngliedern  
(SUSPA)  
auf der Baustelle



Abb. 18  
Punktförmiger Korrosionsangriff durch Kondenswasser an Spannglied-  
enden

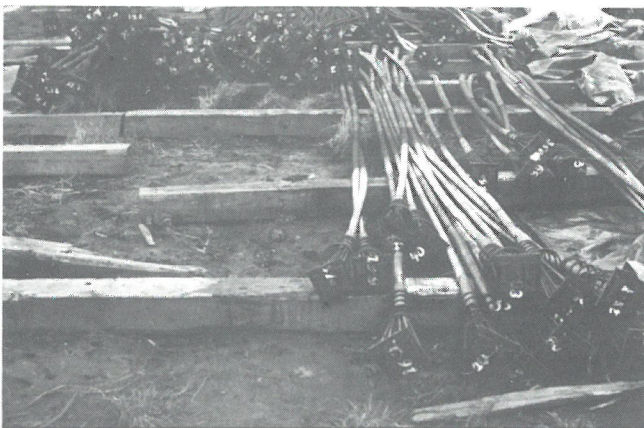


Abb. 16  
Ungünstige Lagerung von Spanngliedern (SUSPA) auf der Baustelle



Abb. 19  
Korrosion im Zwickelbereich von Litzen

befindet sich optimal gegen Niederschläge und Seitenwind geschützt in einem überdachten Bereich. Beim Einziehen der Spannstahlilitzen in das Hüllrohr könnte es durch Reibungseinflüsse zu oberflächlichen Gefügeveränderungen (Reibmartensit) am Spannstahl kommen. Diese Möglichkeit ist nur durch sorgfältiges Verarbeiten auf der Baustelle einzuschränken. Unter sehr ungünstigen Umständen sind auch Anrisse auf der Stahloberfläche denkbar. Auf der besichtigten Baustelle konnte dies nicht beobachtet werden.

Auf einer Berliner Baustelle lagerten ca. 100 Spannanker eines Spannstahls St 1080/1230,  $d = 36$  mm, gerippt, die als Verpreßanker für vorübergehende Zwecke eingesetzt werden sollten. Die Lagerzeit betrug ungefähr drei Monate (Dezember bis März). Die 19 m langen Stäbe waren übereinander gestapelt in Lagen zu rd. zehn Stäben, die unterste Lage befand sich auf dem Untergrund (staubiger Asphalt), die übrigen Lagen waren durch quadratische Kanthölzer getrennt. Die Begrenzung des Lagerplatzes bildete auf der einen Seite eine ausgehobene Baugrube, auf der anderen Seite eine Holzverschalung zur Fahrbahnseite einer stark befahrenen Hauptverkehrsstraße (Abb. 23). Zwei Schichten einer Kunststoffolie bedeckten die Spannstähle unvollständig, die Lagerseite in Richtung der Fahrbahn war völlig ungeschützt. Alle Stäbe umhüllte im Bereich der späteren freien Ankerlänge auf einer Strecke von ca. 10 m ein PE-Rohr  $\varnothing 46 \times 2$ ,





Abb. 20  
Korrosion im Zwickelbereich von Litzen



Abb. 23  
Ungünstige Lagerung von Spannstählen auf der Baustelle



Abb. 21  
Korrosion im Zwickelbereich von Litzen



Abb. 24  
Rost auf gelagerten Spannstählen

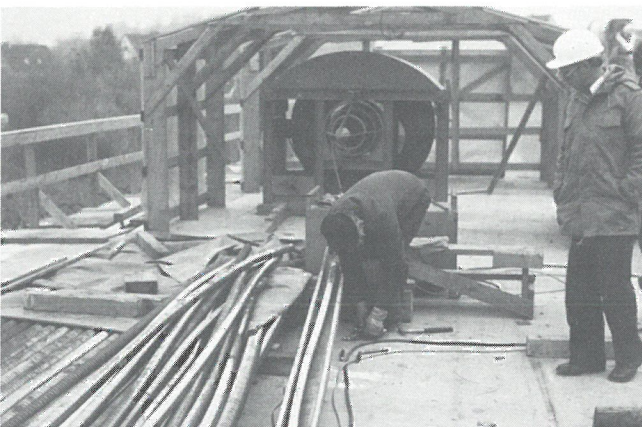


Abb. 22  
Einziehen von Spannstahlilitzen in Hüllrohre auf der Baustelle

das beidseitig entsprechend der Zulassung mit einer dreilagigen Coroplastbinde abgedichtet war.

Eine optische Begutachtung des Korrosionszustandes ergab, daß alle Stäbe im Bereich der späteren Verpreßstrecke auf einer Länge von ca. 5 m mit einer festhaftenden, gleichmäßigen Rostschicht bedeckt waren (Abb. 24). Den Ankerkopf umgab eine Fettschicht, deren Art und Zusammensetzung nicht ermittelt werden konnte. Die Verrostung war an diesen Stellen deutlich geringer und beschränkte sich im wesentlichen auf leicht zu entfernende, gleichmäßig angeordnete, punktförmige Rostflächen, die sich teilweise auch unter der Coroplastbinde auf der Staboberfläche fortsetzten. Die Art der Verteilung dieser punktförmigen Korrosionsangriffe legte die Vermutung nahe, daß diese bereits vor dem Aufziehen des PE-Rohres, eventuell bei der Lagerung der Stäbe im Werk, entstanden waren.

Die Art der Lagerung muß als völlig unzureichend im Sinne der bestehenden Richtlinien über die langfristige Lagerung von Spannstählen bezeichnet werden. Spannstähle sollen bis zum Einbau ins Bauwerk bodenfrei und trocken gelagert und vor Berührung mit schädigenden Chemikalien und Feuchtigkeit geschützt werden. Diese Forderungen waren, wie insbesondere durch den Korrosionszustand der späteren Verpreßstrecke deutlich wurden (Abb. 24), keinesfalls erfüllt. Das Abdecken mit Kunststoffolie, im vorliegenden Fall sogar nur unvollständig durchgeführt, fördert aufgrund klimatischer Wechselbedingungen im Tagesverlauf die Betauung der Oberfläche des Spannstahles und kann dadurch ungleichmäßigen, punktförmigen Korrosionsangriff provozieren, der unter Umständen in Verbindung mit Spalten zwischen den gelagerten Stählen bzw. der Folie und Stahloberfläche zu narbenförmigen Korrosionsstellen führt, deren Wirkung unter Last wesentlich gefährlicher einzuschätzen ist als eine gleichmäßige Oberflächenverrostung.

Ein Schutz der Spannstähle in Richtung der Fahrbahnseite fehlte fast völlig, da die Holzverschalung aus Brettern durch Spalte zwischen den Brettern bzw. das Auftreten von Sprühnebel jederzeit das Einwirken von Feuchtigkeit auf den Spannstahl zuließ.

Da der Zeitraum der Lagerung in der Wintersaison lag, war zu befürchten, daß die Spannstähle in Richtung der Fahrbahn auch mit tausalzhaltiger Feuchtigkeit beaufschlagt worden sind. Von drei, an unterschiedlichen Stellen gelagerten Spannstählen wurden die Korrosionsprodukte mit Lackmuspapier auf ihre pH-Reaktion getüpfelt.

Als Ergebnis konnte bei allen drei Proben Sulfat qualitativ deutlich nachgewiesen werden. Dieses Sulfat konnte sich wahrscheinlich aus dem Schwefeldioxid der Abgase vorbeifahrender Autos bilden. Die Lackmusprüfung der Proben ergab eine



saure pH-Reaktion, die auf den Sulfat- bzw. Chloridgehalt der Proben zurückzuführen ist. Letzterer variierte je nach Lage der Probe. Der Chloridgehalt der Probe eines Spannstahls, der zur Fahrbahnseite gelagert war, betrug 0,042 %, zwei weitere Proben von der Innenseite bzw. aus dem mittleren Bereich der Lagerung zeigten erwartungsgemäß niedrigere Chloridgehalte von je 0,025 %.

Um herauszufinden, ob diese Lagerungsbedingungen die mechanischen Eigenschaften des Spannstahls negativ beeinflussten, wurden von zwei Stäben, die zur Straßenseite gelagert waren, Proben entnommen und im Zugversuch geprüft. Wie aus *Tabelle 3* hervorgeht, unterscheiden sich die mechanischen Kennwerte der Proben 1 und 2 nur unwesentlich, beide Proben entsprechen in vollem Umfang den Gewährleistungswerten. Der Bruchausgang befand sich bei beiden Proben am Umfang im Bereich des Übergangs zwischen umlaufender Gewinderippe und glatter Stahloberfläche. Dies entspricht dem üblichen Verhalten dieser Stahlqualität im Zugversuch.

*Tabelle 3*  
*Mechanische Kennwerte*

	Probe 1	Probe 2	Gewährleistungswerte
Rp <sub>0,2</sub> in N/mm <sup>2</sup>	1 116	1 111	1 080
R <sub>m</sub> in N/mm <sup>2</sup>	1 252	1 249	1 230
Bruchdehnung A <sub>5</sub> in %	9,9	9,3	—
Bruchdehnung A <sub>10</sub> in %	8,4	8,3	6,0
Gleichmaßdehnung Ag in %	6,9	7,3	4,0

Das Ergebnis dieses Falles der Praxis steht in guter Übereinstimmung zu den Erfahrungen der Laborversuche nach Vorkorrosion mit ionenhaltigen Medien, die im zweiten Teil des Forschungsberichts diskutiert werden. Auch dort wird deutlich nachgewiesen, dass alleinige Vorkorrosion ohne das Einwirken einer mechanischen Belastung die mechanischen Kennwerte eines Spannstahls der Qualität St 1080/1230 nicht beeinflusst.

### 3.2.3 Einbau der Spannglieder in die Verschalung

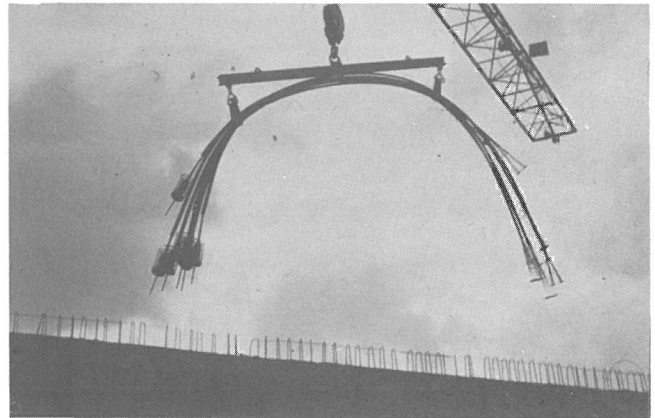
Das Einlegen der Spannglieder in die Verschalung erfolgt mittels eines Kranes, entweder direkt vom Ablaufhaspel oder unter Zuhilfenahme einer Traverse, *Abb. 25*. *Abb. 26* zeigt einen unsachgemäßen Transport ohne die Verwendung der vorgeschriebenen Traverse. In solch einem Fall muß mit mechanischen Oberflächenverletzungen zumindest der Hüllrohre und einer damit verbundenen Beeinträchtigung beim nachfolgenden Injizieren der Spannglieder gerechnet werden.

Für einen Transport von Stabstählen im Kran ist nur eine bestimmte Zahl von Stäben zulässig. Diese Richtlinie wird auf der Baustelle nach unseren Beobachtungen häufig außer acht gelassen. Die Folge können Knicke und Anrisse an den Hüllrohren sein.

### 3.2.4 Verweilzeit in der Verschalung, unbetoniert und ungespannt

Die für Vorschädigungen bedeutendste Phase liegt nach den Erfahrungen der Baustellenbesuche beim Einbau der Spannglieder in die Verschalung bzw. während der Verweilzeit in der Verschalung in unbetoniertem Zustand. In diesem Zeitraum sind die Spannglieder ungeschützt der Atmosphäre ausgesetzt. *Abb. 27 und 28* zeigen Längsspannglieder, die sechs Wochen in der Verschalung eingebaut waren.

Die Spannglieder sind im Bereich der Festanker auf ca. 0,5 bis 0,7 m Länge stark verrostet. Es handelt sich sowohl um großflächigen als auch punktförmigen Korrosionsangriff. Der Rost setzt sich auch im Hüllrohr auf einer Länge von ca. 1 m fort. Dies läßt auf das Eindringen von Regenwasser schließen. Bis zum endgültigen Betonieren vergingen auf dieser Baustelle noch weitere vier Wochen, so daß die Spannglieder insgesamt zehn Wochen der Atmosphäre ausgesetzt waren.



*Abb. 25*  
*Transport von Spanngliedern mittels Krantraverse*



*Abb. 26*  
*Transport von Spanngliedern ohne Traverse*

*Abb. 29* zeigt einen der zugehörigen Spannanker der auf dieser Baustelle eingebauten Spannglieder. Die ungenügende Abdichtung zwischen Hüllrohr und Trompete des Spannankers hat zu einer starken punktförmigen Korrosion der freiliegenden Drähte geführt. An den Berührungsstellen zwischen Trompete und Spanndrähten ist der Korrosionsangriff deutlich stärker ausgeprägt.

Aus den *Abb. 30 und 31* wird deutlich, daß neben Regenwasser auch Leitungswasser für das Eindringen in Spannglieder in Frage kommen kann. Später folgende Bilder werden beweisen, daß Löcher in Hüllrohren häufig anzutreffen sind.

Direktes Aufspritzen von Leitungswasser auf Spannglieder (*Abb. 30*) bzw. Auftropfen von Wasser aus schadhaften oder ungenügend abgedichteten Schläuchen sollte deshalb vermieden werden (*Abb. 31*).

In den *Abb. 32 bis 34* sind unverrohrte bzw. nicht ausreichend verrohrte Koppelstellen von Litzen Spanngliedern dargestellt. Das Eindringen von Wasser ist bei diesen Spanngliedern besonders gefährlich, weil sich die Feuchtigkeit und in ihr u. U. enthaltene Schadstoffanreicherungen in den Spalten zwischen den Drähten ansammeln können und sich Spaltkorrosionsselemente ausbilden können.

Die *Abb. 35 bis 39* zeigen Beispiele für Knicke in den Hüllrohren, die entweder beim Transport oder während des Einbaus entstanden sind. Neben den z. B. nach *Abb. 39* zu erwartenden Oberflächenbeschädigungen der Spannstähle kann das ordnungsgemäße Verpressen in diesen Bereichen behindert werden.

Eine weitere Vorschädigung kann durch Schweißen in der Nähe von Spanngliedern entstehen. Spannstähle dürfen in keinem Fall



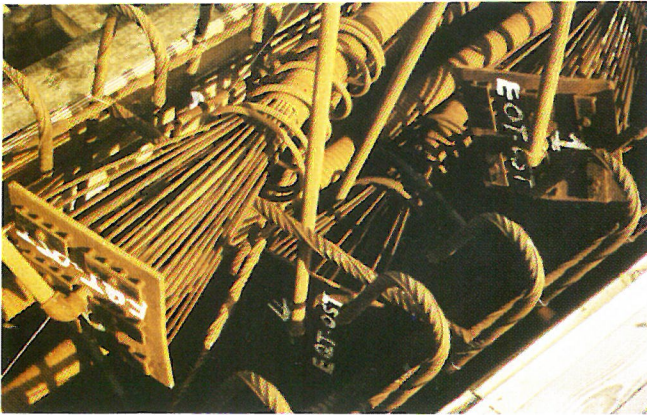


Abb. 27  
Flächige Korrosion an freiliegenden Spanngliedenden (Festanker)



Abb. 28  
Flächige Korrosion an freiliegenden Spanngliedenden (Festanker)

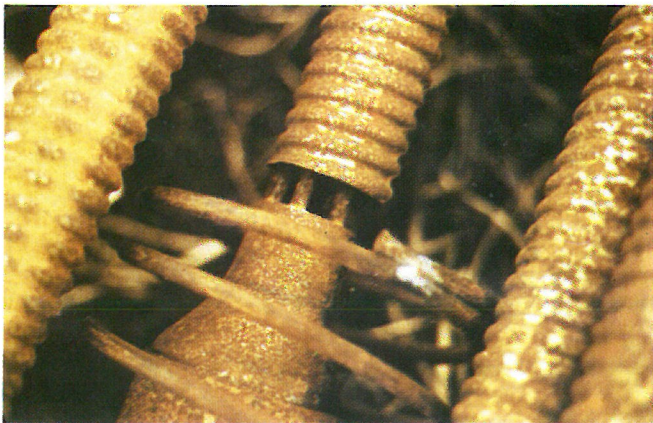


Abb. 29  
Korrosion an ungenügend verrohrten Spanngliedern

geschweißt werden, nach dem Einbau sollte auch in ihrer Umgebung nicht mehr geschweißt werden. Auf den besichtigten Baustellen wurde diese Richtlinie nicht immer angewendet, so daß durch Schweißtropfen entstandene Löcher von 1 bis 2 cm Durchmesser in den Hüllrohren gefunden wurden, Abb. 40 und 41. Neben den Löchern kann durch die Wärmeeinwirkung des Schweiß- oder Brennvorganges eine Änderung des oberflächlichen Gefügestandes verursacht werden. Es ist bekannt, daß bereits 0,5 mm tiefe Martensitnarben in der Regel zum mechanischen Versagen des Spannstahls beim Spannen führen.

Abb. 33  
Freiliegende Koppelstellen

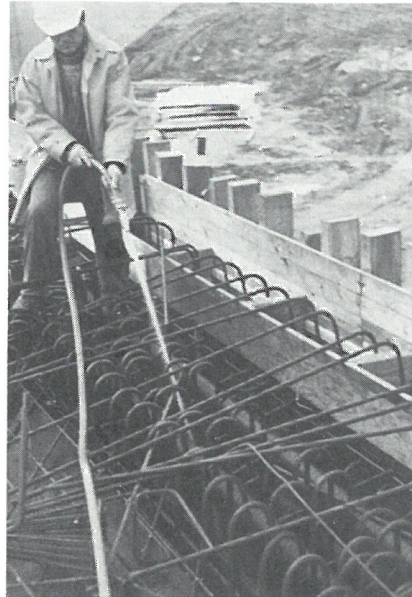


Abb. 30  
Aufspritzen von Wasser auf Spannglieder

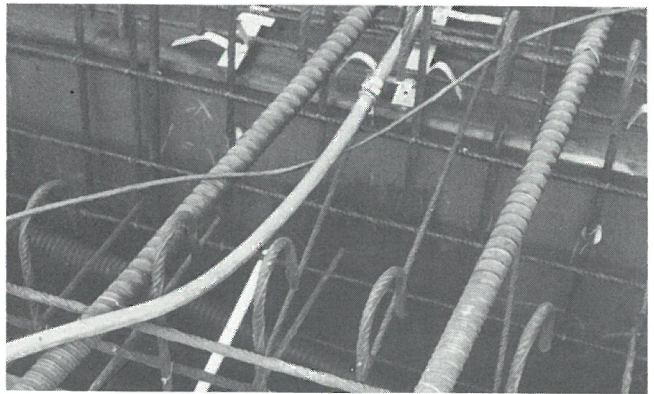


Abb. 31  
Auftropfen von Wasser aus einem schadhaften Schlauch auf Spannglieder

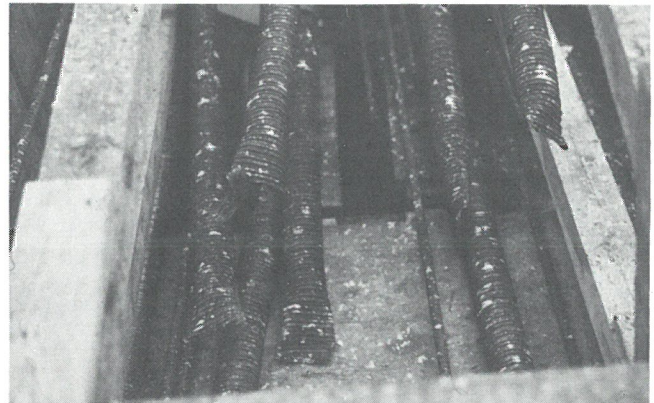


Abb. 32  
Freiliegende Koppelstellen





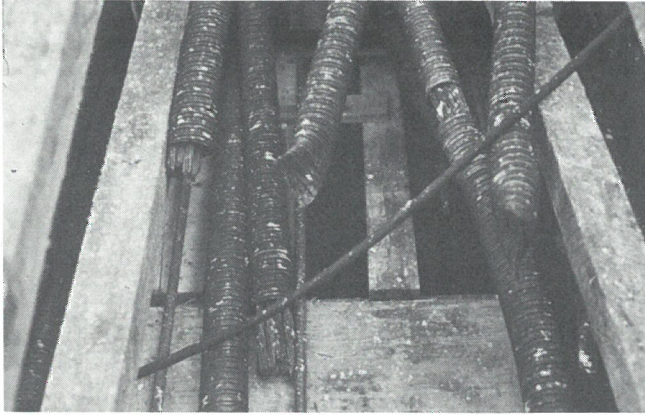


Abb. 34  
Freiliegende Koppelstellen

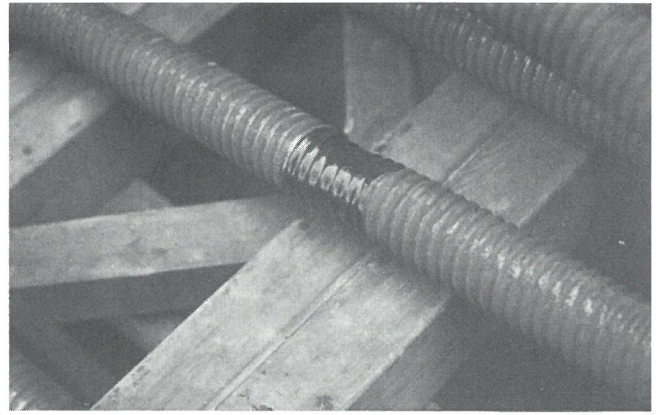


Abb. 38  
Knick am Hüllrohr

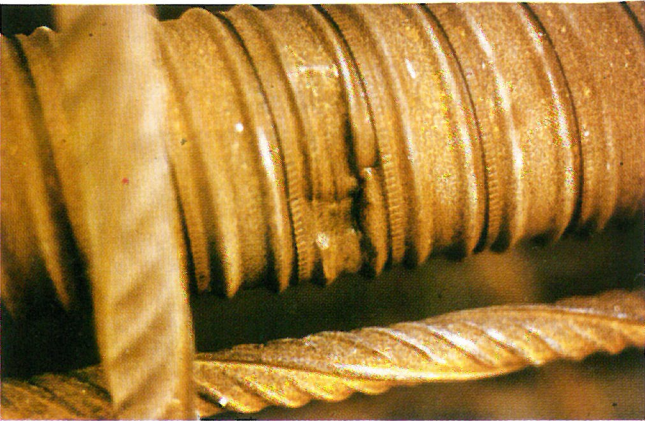


Abb. 35  
Knick und Loch am Hüllrohr

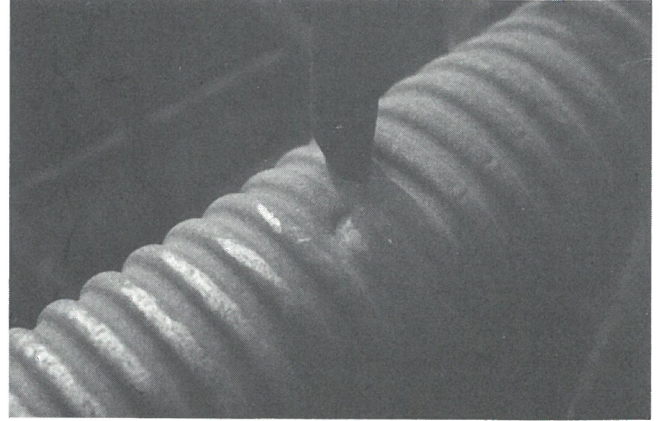


Abb. 39  
Knick am Hüllrohr

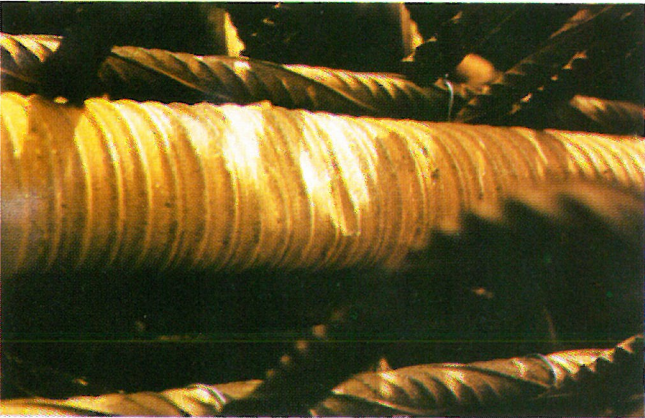


Abb. 36  
Knick am Hüllrohr

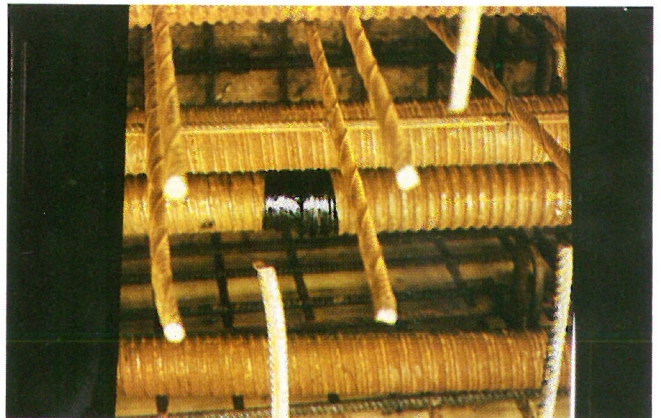


Abb. 40  
Loch im Hüllrohr infolge Schweißbeinwirkung

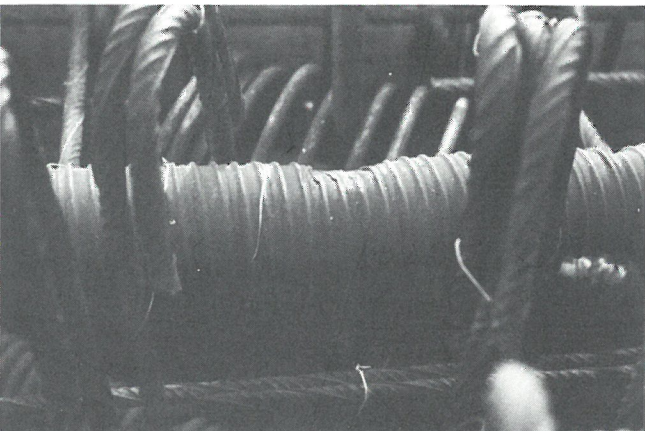


Abb. 37  
Knick am Hüllrohr

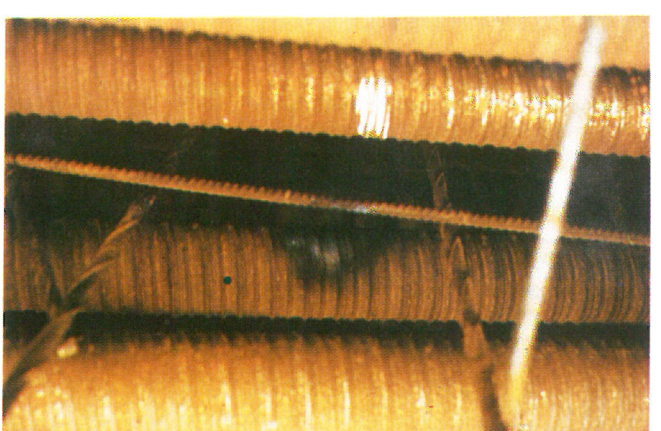


Abb. 41  
Loch im Hüllrohr infolge Schweißbeinwirkung



### 3.2.5 Verweilzeit im Bauwerk, gespannt, aber nicht injiziert

Unter gewissen, durch die Konstruktion eines Bauwerks vorgegebenen Bedingungen, können in der Spannbetonpraxis Fälle auftreten, in denen Spannglieder relativ lange (drei bis sechs Monate) unverpreßt und gespannt der Spannkanalatmosphäre ausgesetzt sind. Da im Regelfall diese Spannglieder anschließend injiziert werden, können Informationen über eventuelle korrosionsbedingte Veränderungen oder Schädigungen des Spannstahles in dieser Zeit nur in Sonderfällen gewonnen werden.

Die BAM hatte die Möglichkeit, aus drei Bauwerken Spannstahlproben zu entnehmen und zu prüfen, bei denen Spannstähle unter definierten Lastbedingungen über einen längeren Zeitraum sich unverpreßt im Bauwerk befanden.

#### Fall I:

Bei einem Brückenbauwerk, das sich u. a. aus Fertigteilträgern zusammensetzte, konnte ein auf der Baustelle hergestellter Fertigteilträger von ca. 35 m Länge nicht verwendet werden, da sich nach dem Erhärten des Betons und dem Vorspannen der Spannglieder eine unzulässige Längsdurchbiegung des Trägers ergeben hatte. Abb. 42 zeigt eine Längsseite des T-förmigen Trägers, Abb. 43 seine Vorderseite.

In dem Träger befanden sich sieben Bündelspannglieder des Spanverfahrens SUSPA, St 1470/1670,  $d = 7 \text{ mm } \varnothing$ , die ca. vier

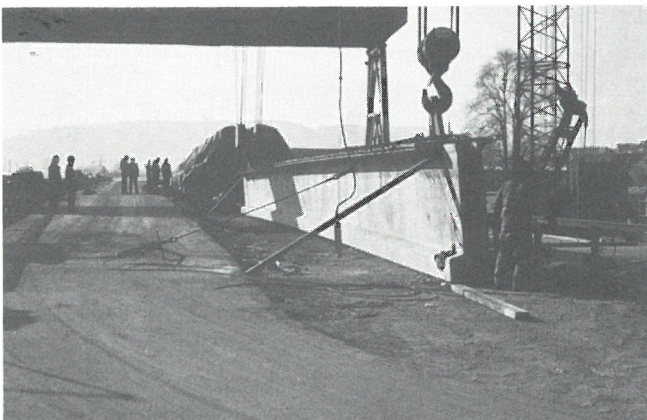


Abb. 42  
Fertigteilträger (Längsseite)



Abb. 43  
Fertigteilträger  
(Vorderseite)

bis fünf Monate mit 55 % der Zugfestigkeit unverpreßt der Spannkanalatmosphäre ausgesetzt waren. Der Festanker war jeweils einbetoniert, der Spannanker in einem Fall nach drei Monaten geöffnet worden, in den anderen Fällen während des gesamten Zeitraums verschlossen. Der Träger stand in einem Abstand von ca. 50 m neben einem Betrieb zur Stahlerzeugung und war zusätzlich mit einer Zeltplane (Abb. 44) gegen Witterungseinflüsse geschützt.



Abb. 44  
Abdeckung des Fertigteilträgers

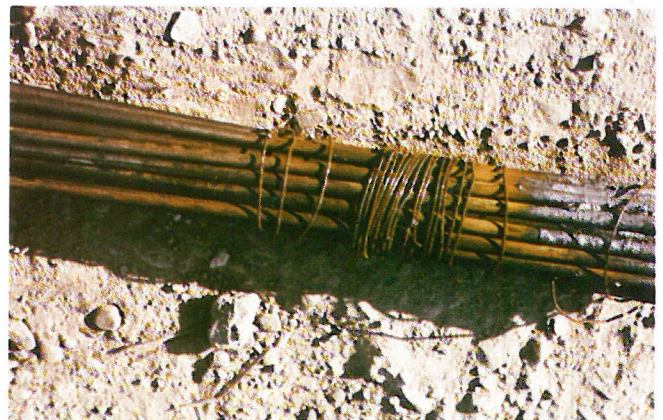


Abb. 45  
Korrosionszustand in der Nähe des Spannankers

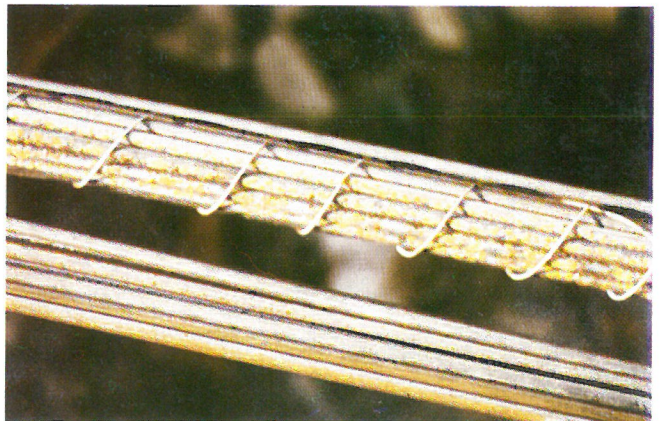


Abb. 46  
Punktförmiger Oberflächenrost

Um zu ermitteln, welcher Zustand der Spanndrähte unter diesen Bedingungen vorliegt, wurde der Festanker freigestemmt und die aufgestauchten Verankerungsköpfchen der Spanndrähte am Spannanker mittels eines Schneidbrenners abgetrennt, so daß die Drähte aus den Spannkanälen herausgezogen werden konnten. Alle Spannkanäle wurden mit Preßluft ausgeblasen, Wasser konnte jedoch in keinem Spannkanal gefunden werden.

Der Korrosionszustand der Drähte richtete sich nach der Lage im Spannkanal. Abb. 45 zeigt die Drahtoberfläche in der Nähe des



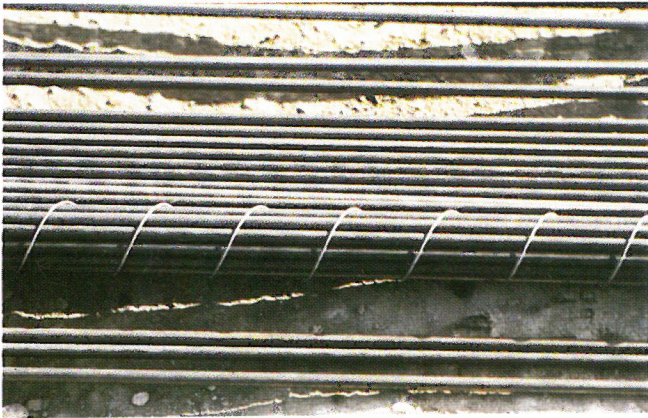


Abb. 47  
Spanngliedmitte

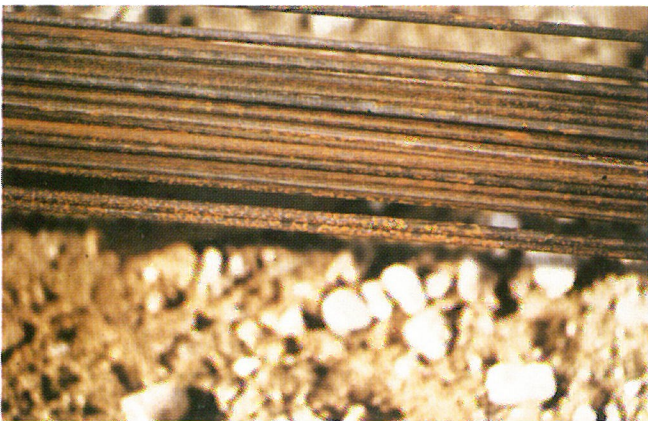


Abb. 48  
Korrosionszustand am Festanker

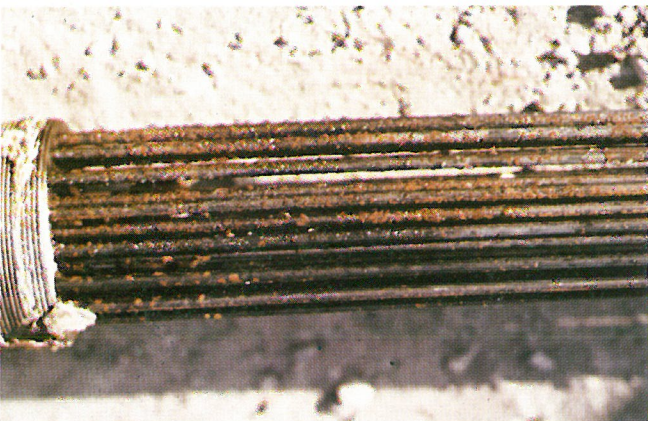


Abb. 49  
Durch Betauung entstandene Rostpusteln

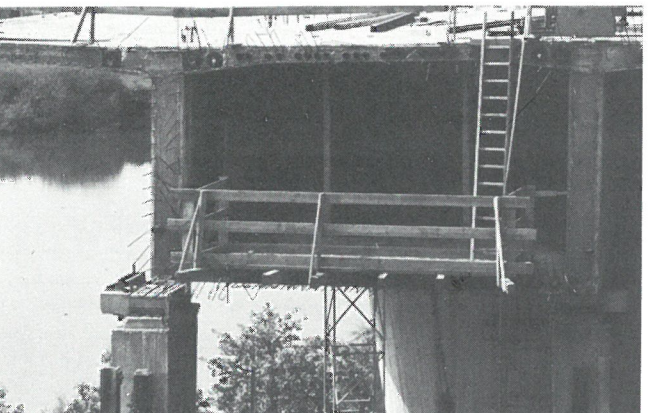


Abb. 50  
Bauwerk (Fall II)

Spannankers, die mit leicht zu entfernendem Flugrost behaftet war. Dasselbe Verhalten zeigt die Stahloberfläche bis zur Mitte des Spanngliedes hin, wobei die inneren Lagen des Bündels zum Teil punktförmigen Oberflächenrost (Abb. 46) und Korrosionselemente mit Narbenbildung aufwiesen. In der Mitte der Spannglieder bot der Stahl einen nahezu unversehrten Zustand (Abb. 47). Zwischen Spanngliedmitte und Festanker nahm die punktförmige, durch Betauung hervorgerufene Oberflächenkorrosion zu (Abb. 48), in der Umgebung des Festankers traten auf der Stahloberfläche ebenfalls durch Kondensation entstandene Rostpusteln auf (Abb. 49), unter denen sich zum Teil Korrosionsnarben von ca. 30 bis 40  $\mu\text{m}$  Tiefe befanden.

Aus allen Bereichen wurden Proben entnommen, um die mechanischen Kennwerte zu bestimmen. Tabelle 4 zeigt eine Übersicht der mechanischen Kennwerte im Vergleich zu den Werten der Zulassung. Alle Proben zerrissen duktil, auch bei den Proben mit Korrosionsnarben lag der Bruchausgang im Zentrum des Drahtquerschnitts. Die Abweichungen von den Zulassungswerten sind unwesentlich und liegen im Streubereich für diese Stahlqualität.

Tabelle 4

Probenlage	Art der Verrostung	R <sub>p0,2</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	A <sub>10</sub> %	Z
Nennwerte der Zulassung	—	1 470	1 670	6,0	—
Festanker	gleichmäßiger	1 518	1 718	5,7	39
Festanker	Oberflächenrost	1 539	1 713	6,4	38
Mitte	unverrostet	1 505	1 679	6,2	38
Mitte		1 507	1 658	6,0	38
Spannanker	punktförmiger	1 455	1 633	6,0	37
Spannanker	Rost	1 483	1 661	6,1	35
Spannanker	Korrosionsnarben	1 519	1 707	6,6	39
Spannanker		1 514	1 697	6,9	37

#### Fall II:

Bei einem Brückenbauwerk nach dem Taktschiebverfahren wurden zur konstruktiven Verstärkung während des Vorbaus in die untere Bodenplatte (Abb. 50) mehrere nebeneinander angeordnete Längsspannglieder nach dem System SUSPA, St 1470/1670 eingebaut. Die Spannglieder wurden eine Woche nach der Anlieferung bei starkem Regen verlegt, einen Monat später mit 55 % der Zugfestigkeit vorgespannt, fünf Monate im gespannten Zustand belassen, entspannt und nach weiteren sieben Monaten ausgebaut, so daß die Gesamtverweilzeit im Bauwerk im unverpreßten Zustand ca. 13 Monate betrug.

Beim Herausziehen der in einem leichten Bogen nach unten verlegten ca. 16 m langen Spanndrahtbündel aus dem Spannkanal zeigte es sich, daß die meisten Spannglieder trocken und nur mit leichtem Flugrost behaftet waren. Lediglich ein Spannglied (Abb. 51) war naß. Beim Durchblasen des Spannkanals floß so viel Wasser aus dem Spannkanal, daß angenommen werden konnte, ca. 2/3 der Spanngliedlänge war völlig von Wasser umhüllt. Ein Teil des Wassers wurde aufgefangen und analysiert (Tabelle 5).

Tabelle 5

pH-Wert bei 20°C	11,1
Leitfähigkeit bei 25°C	249 mS/m
Chloridgehalt	14,8 mg/l
Sulfatgehalt	443,7 mg/l.

Nach Angaben der Bauleitung wurde kein Betonzusatzmittel verwendet. Mehrere Wochen konnte Regenwasser in die Spannkanäle aufgrund der Bildung von Wasserlachen auf der Bodenplatte eindringen. Dies erklärt auch die große Wassermenge, die aus dem Spannkanal austrat und den relativ geringen Chloridgehalt der Probe. Das Wasser war, wie der pH-Wert nachweist, wahrscheinlich durch zusätzlich im Spannkanal



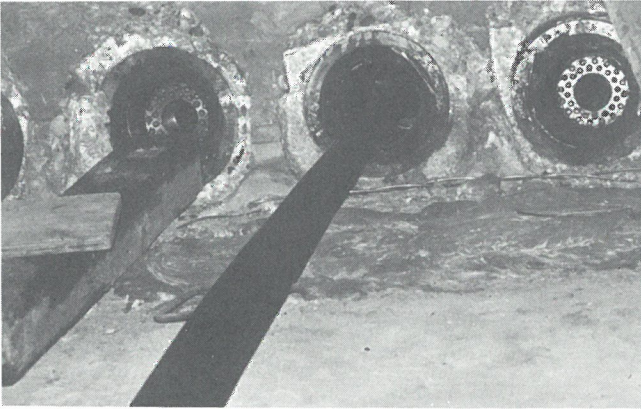


Abb. 51  
Entnahme des Spanngliedes

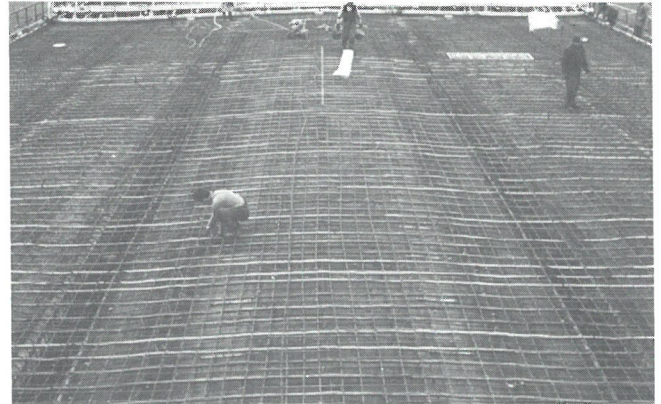


Abb. 53  
Bauwerk (Fall III)

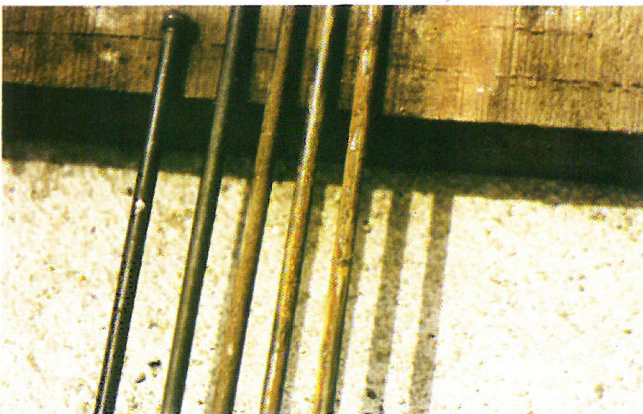


Abb. 52  
Korrosionszustand verschiedener Spanndrähte

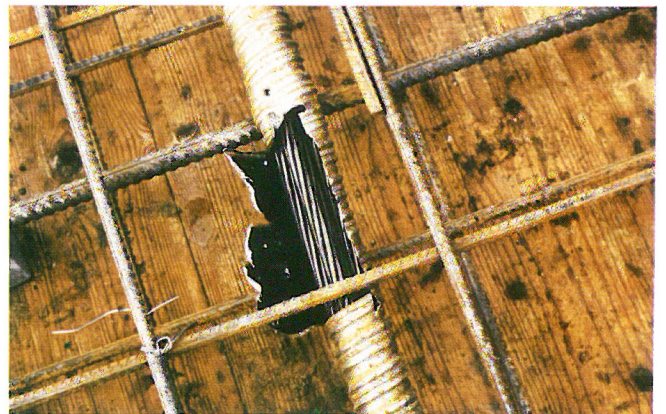


Abb. 54  
Oberfläche der Litzen beim Verlegen

vorhandenes Restwasser oder den Kontakt mit dem Beton der Bodenplatte vor dem Eindringen völlig alkalisiert. Das Korrosionsverhalten der Spanndrähte aus diesem Spannkanal läßt sich anhand der Abb. 52 beschreiben. Im vorderen Teil des Spannkanals gelegene Drahtbereiche zeigten ebenso wie die Drahtoberflächen aus dem mit Wasser gefüllten Teil des Spannkanals keinerlei Korrosionsangriff (Abb. 52, links). Die Oberfläche entsprach dem Anlieferungszustand nach dem Walzen. Dies entspricht einer Korrosionsschutzwirkung der in Tabelle 6 angegebenen Lösung. Im hinteren Teil des Spanngliedes traten in einer Wechseltauchzone kurz vor dem Festanker in den Spalten zwischen den Spanndrähten starke Korrosionserscheinungen in Form von Rost auf (Abb. 52, rechts), unter denen sich Korrosionsnarben erheblicher Länge (bis zu 10 cm) und Tiefe (50  $\mu\text{m}$ ) verbargen.

An den fünf in Abb. 52 dargestellten Proben wurden Zugversuche durchgeführt. Die Ergebnisse entsprachen in allen Fällen den Werten der Zulassung. Sämtliche Proben rissen duktil, zwischen verrosteten und ungeschädigten Proben bestand kein Unterschied.

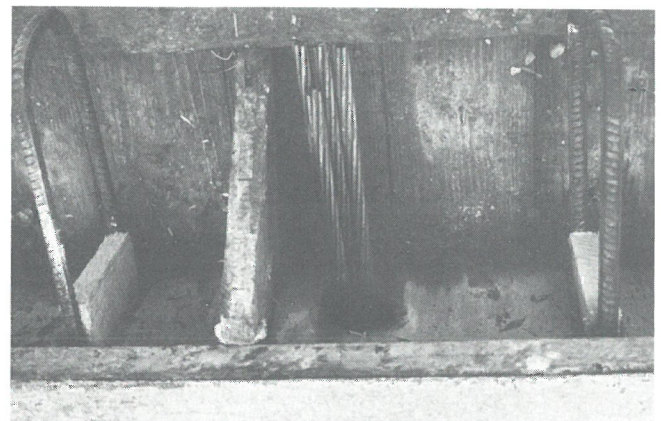


Abb. 55  
Überstehende Enden am Spannanker

Tabelle 6  
Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe

Werkstoffbezeichnung	handelsübliche Bezeichnung	Durchmesser in mm	Massengehalt in %									
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Al.Lös.	V	
A	St 835/1030	26	0,73	0,74	1,37	0,013	0,028	0,17	0,06	0,042	—	
B	St 1080/1230	26	0,71	0,81	1,41	0,012	0,021	0,15	0,04	0,032	0,26	
D 2	St 1420/1570	12,2	0,50	1,80	0,62	0,012	0,018	0,05	0,40	0,036	—	
E	St 1375/1570	12,2	0,83	0,26	0,64	0,010	0,012	0,02	0,03	0,032	—	

### Fall III:

Beim Bau einer Hochbrücke wurde in einem Überbaufeld ein zusätzliches Querspannglied des Typs VSL 5-4 (St 1580/1760) verlegt und nach dem Betonieren mit der Vollspannung von 36,8 Mp vorgespannt. Abb. 53 zeigt den Verlauf der ca. 20 m langen Querspannglieder in der Verschalung des für den Versuch ausgewählten Vorbauabschnittes. Das Versuchsspann-



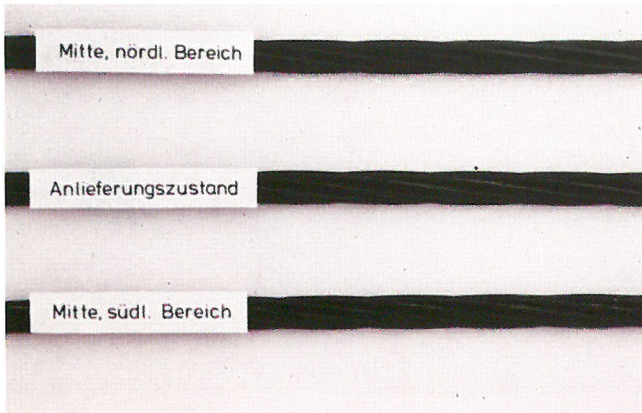


Abb. 56  
Oberflächenzustand nach ca. drei Monaten

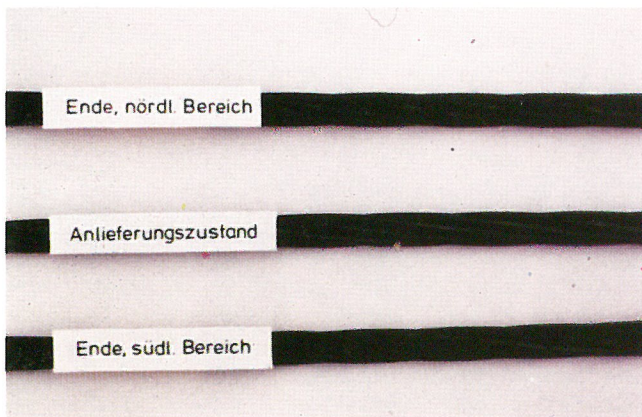


Abb. 57  
Oberflächenzustand nach ca. drei Monaten

glied enthielt vier Litzen, 5", deren Länge ca. 20 m betrug. Es wurde am 12. 3. 1981 in die Verschalung verlegt. Am 17. 3. 1981 wurde an zwei Stellen das Hüllrohr des Musterspanngliedes geöffnet, um einen Eindruck über die Oberfläche der Litzen zu gewinnen. Beide Stellen zeigten, wie aus Abb. 54 hervorgeht, keinerlei Korrosionsangriff. Die Oberfläche entsprach dem nach der Herstellung der Litze vorgegebenen Zustand. Die Hüllrohrinnenfläche war metallisch blank, die Außenfläche wies leichte punktförmige Anrostungen auf. Um das Eindringen von Feuchtigkeit einzuschränken, war das Hüllrohr an den überstehenden Enden mit Coroplastbinden verschlossen (Abb. 55). Für beide Spanngliedenden wurde ein Spannanker verwendet, um einen späteren Ausbau zu ermöglichen.

Nach dem Betonieren (17. 3. 1981) wurde ca. eine Woche später das Spannglied mit der üblichen Vorspannkraft ( $0,55 \cdot R_m$ ) vorgespannt und in diesem nicht injizierten Zustand ca. drei Monate bis zum 23. 6. 1981 belassen. Am letztgenannten Termin wurden sämtliche vorgespannten Litzen des Spanngliedes entlastet und aus dem Hüllrohr entnommen. Der Oberflächenzustand der Litzen untereinander unterschied sich nur unwesentlich. Aus einer der eingebauten Litzen (untere Lage im Hüllrohr) wurden vier ca. 1 m lange Abschnitte herausgetrennt.

Abb. 56 zeigt den Oberflächenzustand der eingebauten Litzen in Bereichen nahe der Mitte des Spanngliedes im Vergleich zum Anlieferungszustand von Proben derselben Charge. Es wird deutlich, daß unter den in dem Musterspannglied herrschenden Umgebungsbedingungen innerhalb der drei Monate kein visuell erkennbarer Korrosionsangriff an den Litzen eintrat. Das Aussehen der Litzen entsprach dem Zustand beim Einbau, wie ein Vergleich mit Abb. 54 bestätigt.

In Abb. 57 ist ein Vergleich des Korrosionszustandes der Endbereiche des Spanngliedes mit dem Anlieferungszustand dargestellt.

Die Proben wurden ca. 50 cm von den jeweiligen Verankerungsbereichen des Spanngliedes entnommen. Beide Bereiche zeigen im Vergleich zum Anlieferungszustand nur unwesentliche, zumeist in den Zwickeln der Litze auftretende Korrosionsercheinungen. Naturgemäß wirken sich äußere klimatische Schwankungen in den Endbereichen der Spannglieder stärker aus als in den entfernteren Zonen des Hüllrohres. Die punktförmigen Anrostungen in den Zwickeln sind deshalb mit größter Wahrscheinlichkeit auf Taupunktunterschreitungen in der Hüllrohratmosphäre zurückzuführen, die ein geringes Feuchtigkeitsangebot auf der Stahloberfläche durch Kondensation bewirken. Der Gesamtzustand der Litzen bezüglich des Korrosionsangriffs unterschied sich kaum vom Anlieferungszustand.

### 3.2.6 Zeitliche Statistik der Verarbeitungsphasen auf der Baustelle

Die Korrosion eines Stahles in feuchter Umgebung hängt in starkem Maße von der Zeit ab, in der das Korrosionsmedium mit dem Werkstoff Kontakt hat. Aus diesem Grunde baten wir die Verarbeiter von Spannstahl um Unterlagen, die es uns ermöglichten, eine zeitliche Statistik über die Länge der einzelnen Verarbeitungsphasen auf der Baustelle zu ermitteln. Die gewonnenen Daten sollten als Richtschnur für die Zeiten gelten, in denen der Spannstahl in den praxisnahen Laborversuchen der Vorkorrosion und ihrer Aktivierung unter Last unterworfen ist.

Leider stellte uns lediglich die Firma SUSPA Baustellenprotokolle zur Verfügung, so daß sich die Auswertung auf dieses Spannverfahren beschränken muß. In den Abb. 58 bis 61 ist die relative Häufigkeit zwischen den Verarbeitungsphasen in verschiedenen Kategorien für die Jahre 1977 und 1978 dargestellt. Eine Aufteilung zwischen den Jahren oder eine Differenzierung nach Jahreszeiten ergab keinen statistisch relevanten Unterschied bezüglich der Verteilungen. Aus den Abbildungen wird deutlich, daß sich der Median in allen Verarbeitungsphasen jeweils in den unteren Kategorien befin-

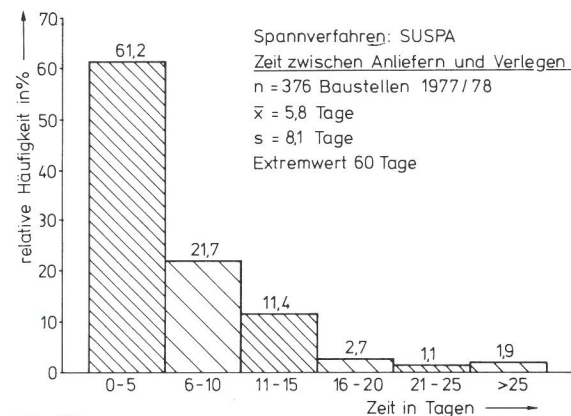


Abb. 58

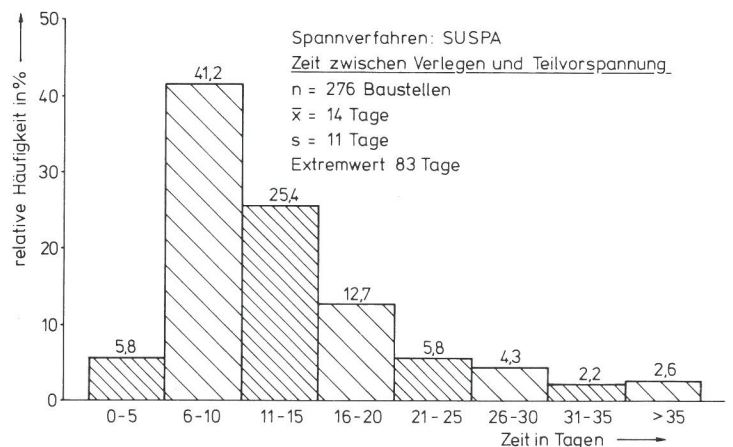


Abb. 59

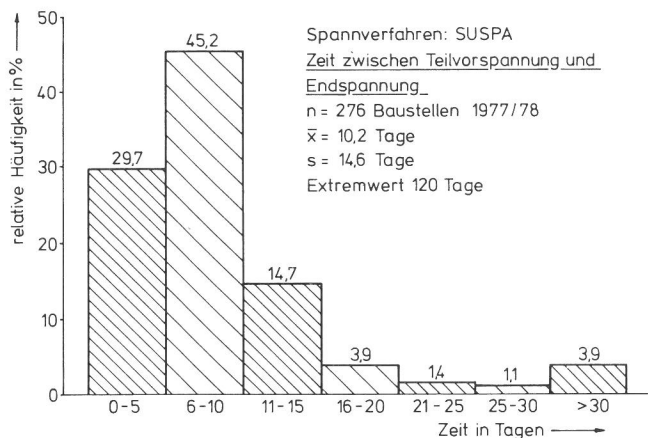


Abb. 60

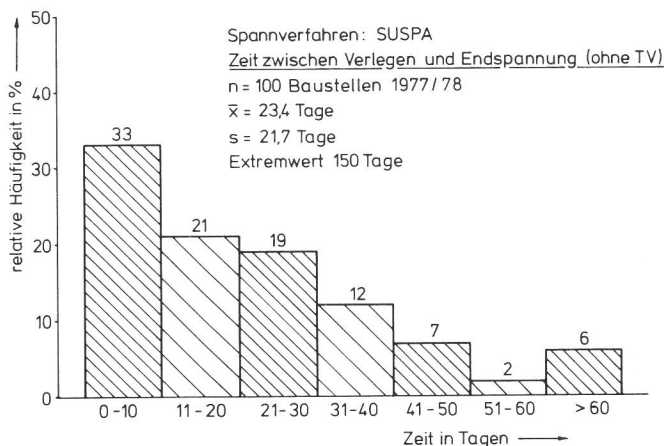


Abb. 61

det. Für das Auftreten von Spannungsrißkorrosion sind die Zeiträume wichtig, in denen der Spannstahl unverpreßt unter Teil- bzw. Endvorspannung im Bauwerk belastet wird. Bei diesem Spannverfahren erfolgt das Injizieren der Spannkanäle in fast allen Teilen unmittelbar nach dem Aufbringen der Endspannung. Lediglich in 7 % aller Fälle der letzten zwei Jahre ergaben sich Abweichungen. Der längste Zeitraum zwischen Endspannung und Injizieren lag auf einer Baustelle bei ca. drei Monaten, bei den übrigen Baustellen zwischen zwei und drei Wochen.

#### 4. Laboruntersuchungen

Die Prüfung der Spannstähle vollzog sich in zwei Stufen. Im ersten Teil der Untersuchungen wurden die Stähle einer Feuchtlagerung in salzfreier und salzhaltiger Umgebung ausgesetzt. Eine mechanische Belastung während dieser Phase fand nicht statt. Die Stähle wurden kurzzeitig vollständig mit dem Korrosionsmedium beaufschlagt und anschließend atmosphärisch feuchter Luft ausgesetzt. Die Beanspruchung wiederholte sich zyklisch über drei Wochen. Danach wurde durch optische Begutachtung der Einfluß der Vorkorrosion auf das Oberflächenverhalten der Spannstähle untersucht und weiterhin in

Zugversuchen überprüft, ob signifikante Änderungen der mechanischen Kennwerte der Spannstähle eingetreten waren.

Da in der Praxis die bei der Lagerung oder beim Einbau der Spannglieder entstandenen und durch Korrosion bedingten Vorschädigungen nach dem Vorspannen durch das Einwirken der mechanischen Spannung und spezifischer Mikroklimata im Spannkanal aktiviert und verschärft werden können, wurden im zweiten Teil der Laborversuche die Stähle mit 80 % der Zugfestigkeit vorgespannt und in einem Dauerstandversuch Elektrolyten ausgesetzt, die in ihrer Zusammensetzung den auf Baustellen gefundenen Hüllrohrwässern entsprachen. Trat unter diesen Bedingungen innerhalb von 1 000 h kein bruchbedingtes Versagen der Spannstähle auf, wurde anschließend ein Zugversuch an den Proben durchgeführt, um einen eventuell vorhandenen Einfluß auf die mechanischen Kennwerte der Spannstähle nachzuweisen.

#### 4.1 Versuchswerkstoffe

Als Versuchswerkstoffe wurden vier handelsübliche Spannstahlqualitäten verwendet. Tabelle 6 zeigt die chemische Zusammensetzung der Stähle, Tabelle 7 deren mechanische Kennwerte. Um den Einfluß von Gewinderippen oder Profilierungen der Spannstahloberflächen zu eliminieren, wurden nur Spannstähle mit runder, glatter Oberfläche einbezogen.

#### 4.2 Vorkorrosion ohne mechanische Belastung

Um die Vorkorrosion für alle Spannstahlqualitäten reproduzierbar zu gestalten, wurde eine Versuchsanlage entwickelt, bei der gleichzeitig zehn Spannstahlproben geprüft werden können. Abb. 62 zeigt schematisch den Aufbau der Vorkorrosionsanlage. Der Spannstahl befindet sich in einem an den Enden abgedichteten und verschlossenen, gewellten PVC-Hüllrohr von 50 mm Durchmesser. Als Elektrolytlösung wird destilliertes Wasser mit Zusätzen von Chloriden (500 mg/l), Sulfaten (500 mg/l), Nitraten (500 mg/l), Sulfiten (300 mg/l), Sulfiden (300 mg/l) oder destilliertes Wasser allein von oben über eine Steuereinrichtung in das Hüllrohr geleitet. Der Einfluß jeder Ionensorte wird einzeln geprüft, in einer ergänzenden Versuchsreihe wurden Lösungen, die sowohl Chlorid- als auch Sulfatzusätze enthielten, als Medium eingesetzt. Der Stab bleibt eine Stunde lang vom Prüfmedium völlig umgeben. Danach wird die Lösung aus dem Hüllrohr entfernt. Um den Einfluß von Spalten zu simulieren, liegt der Stab im unteren Teil des Hüllrohres an den Wellungen an, die auch nach dem Ablassen der Prüflösung noch mit einem Rest des Elektrolyten gefüllt bleiben. In diesem Zustand wird der Stahl zwei Stunden einer Feuchtlagerung ausgesetzt, danach wird wieder Lösung zugeführt und der gesamte Prozeß über einen Zeitraum von insgesamt drei Wochen periodisch wiederholt.

Abb. 63 zeigt die praktische Ausführung der Vorkorrosionsanlage im Labor. Im oberen Teil des Bildes sind die Vorratsbehälter der Elektrolyten für die insgesamt zehn gleichzeitig zu prüfenden Stäbe oder Drähte zu erkennen. Aus versuchstechnischen Gründen müssen je zwei Proben mit demselben Elektrolyten beaufschlagt werden. Alle Steuervorgänge (Aufkonzentration der Lösung, Einfüllen und Ablassen der Prüflösung) verlaufen automatisch mittels einer programmierten Umschaltanlage.

Tabelle 7

Mechanische Kennwerte der Versuchswerkstoffe

Werkstoffbezeichnung	Herstellungsart	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung	Brucheinschnürung
		$R_{p0,2}$ N/mm <sup>2</sup>	$R_m$ N/mm <sup>2</sup>	$A_{10}$ %	Z %
A	warmgewalzt	908	1 056	9,9	31,4
B	warmgewalzt	1 165	1 287	8,1	29,5
D 2	vergütet	1 499	1 607	8,1	53,0
E	kaltgezogen	1 526	1 673	7,0	42,0



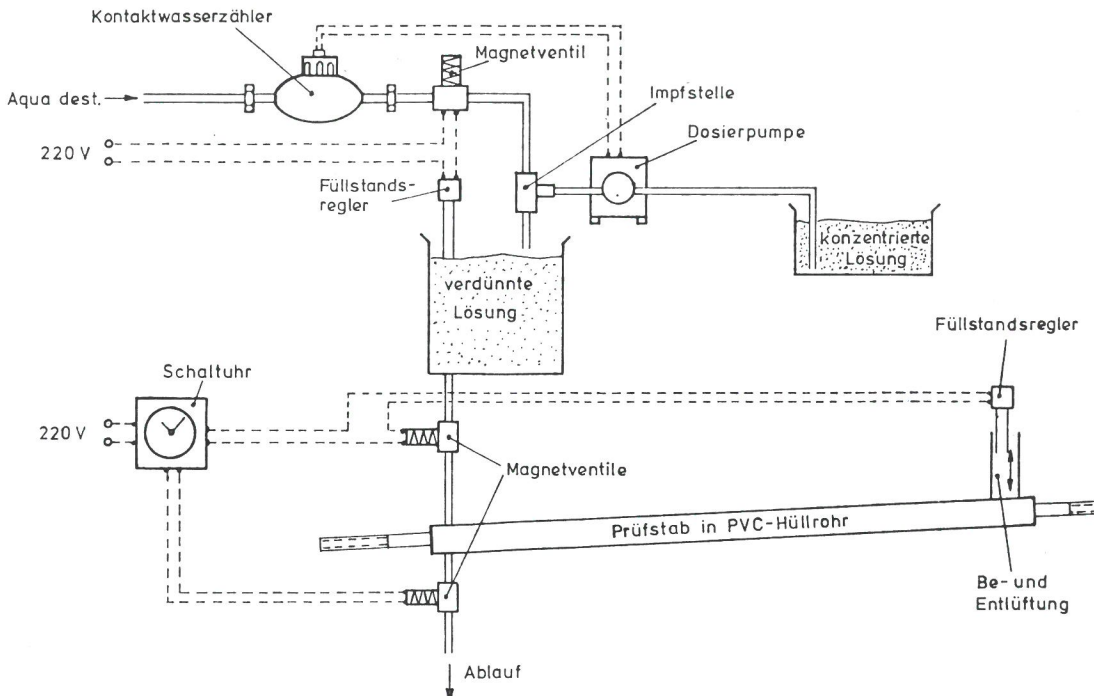


Abb. 62  
Schematische Darstellung einer Vorkorrosions-Prüfanlage

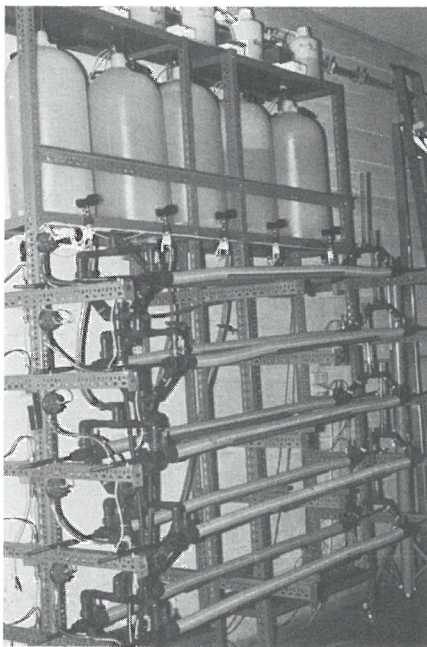


Abb. 63  
Vorkorrosionsanlage

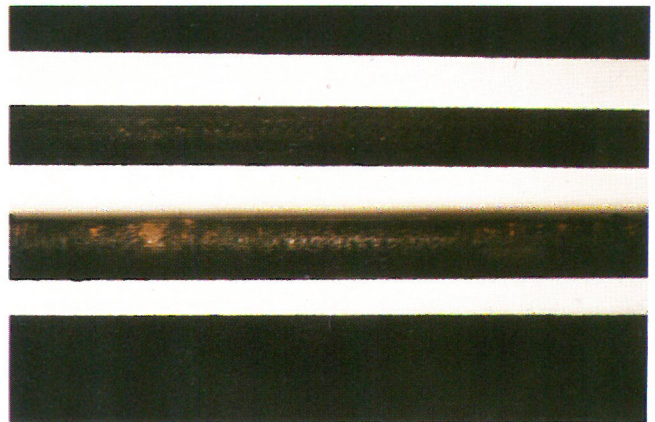


Abb. 64  
Vorkorrosion in  $\text{Cl}^-$ -haltiger Umgebung (500 mg/l), Stahl B



Abb. 65  
Vorkorrosion in  $\text{NO}_3^-$ - bzw.  $\text{SO}_4^{2-}$ -haltiger Umgebung (500 mg/l), Stahl B

## 4.2.1 Ergebnisse der Vorkorrosionsversuche

Die Auswertung der Vorkorrosionsversuche erfolgte in zwei Richtungen: zunächst wurden die Korrosionserscheinungen auf der Spannstahloberfläche bezüglich der Rostbildung und des Auftretens von Narbenkorrosion visuell beurteilt, anschließend wurden die Proben in einem Zugversuch geprüft.

### 4.2.1.1 Beurteilung des Korrosionsverhaltens

Die Korrosionserscheinungen auf der Stahloberfläche nach Vorkorrosion waren abhängig vom verwendeten Elektrolyten und unterschieden sich nur unwesentlich zwischen den Stahlqualitäten A, B, D 2 und E. Im einzelnen lassen sie sich wie folgt charakterisieren:

**500 mg  $\text{Cl}^-$  /l (Abb. 64)**

dunkle Oberflächenschicht, unter den Anlagestellen des

Hüllrohres befanden sich Spaltkorrosionselemente mit ca. 200 bis 300  $\mu\text{m}$  tiefen Narben.

**500 mg  $\text{SO}_4^{2-}$  /l (Abb. 65, unten)**  
siehe  $\text{Cl}^-$ .

**500 mg  $\text{NO}_3^-$  /l (Abb. 65, oben)**

gleichmäßig dichte, rostbraune Oberflächenschicht ohne Spaltkorrosionselemente und Narben.





Abb. 66  
Vorkorrosion in  $\text{SO}_3^{--}$ -haltiger Umgebung (300 mg/l), Stahl D 2

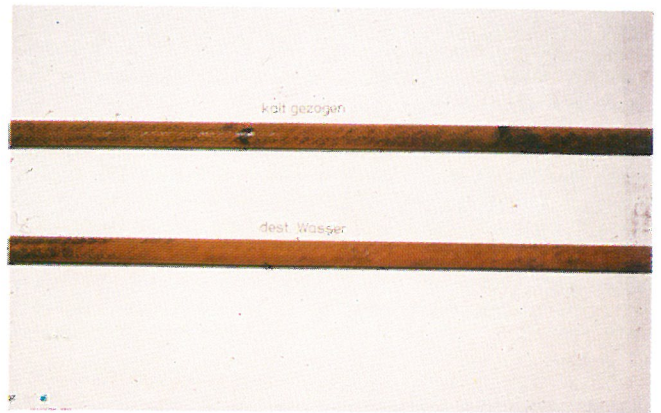


Abb. 70  
Vorkorrosion in destilliertem Wasser, Stahl E

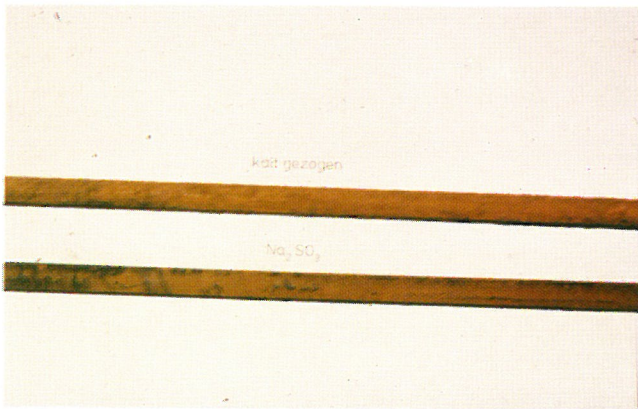


Abb. 67  
Vorkorrosion in  $\text{SO}_3^{--}$ -haltiger Umgebung (300 mg/l), Stahl E

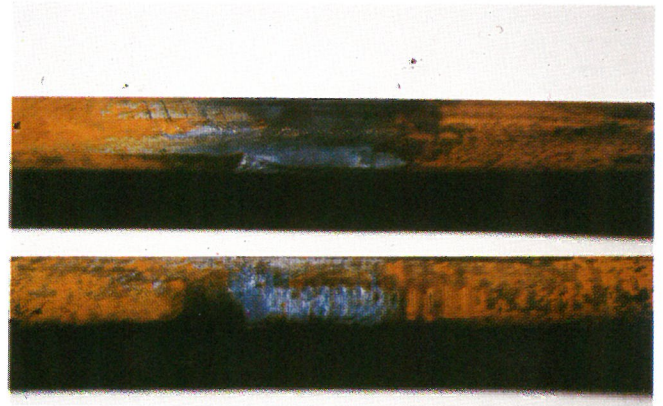


Abb. 71  
Vorkorrosion in  $\text{NO}_3^-$ -haltiger Umgebung im Bereich der Farbmarkierungen, Stahl B

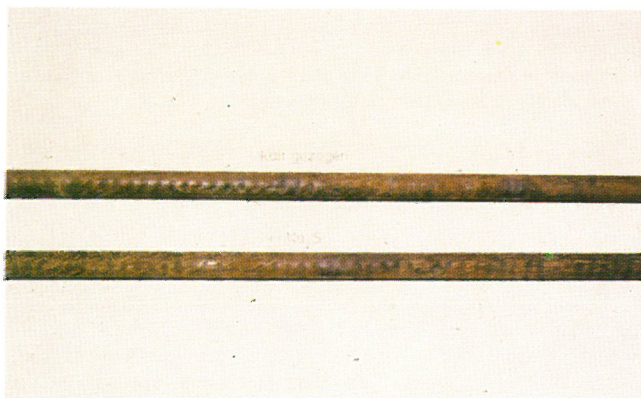


Abb. 68  
Vorkorrosion in  $\text{S}^{--}$ -haltiger Umgebung (300 mg/l), Stahl E

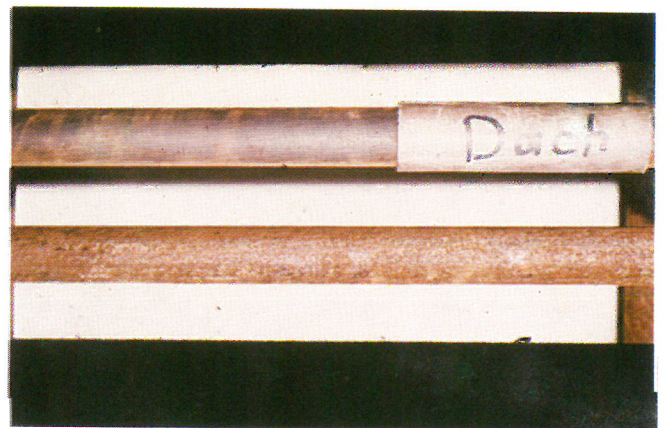


Abb. 72  
Korrosionserscheinungen nach 12wöchiger Auslagerung im Hüllrohr auf dem Dach der BAM, Stahl A unten, Stahl B oben

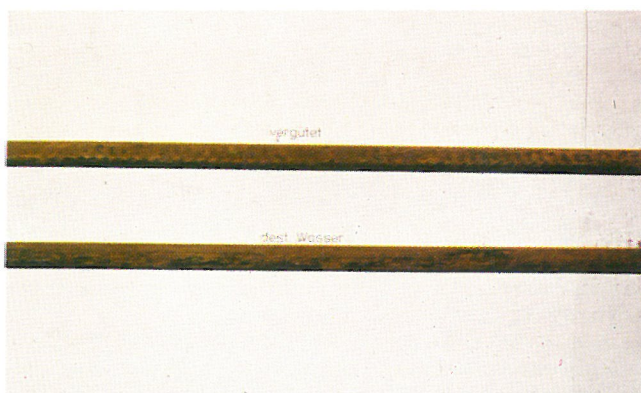


Abb. 69  
Vorkorrosion in destilliertem Wasser, Stahl D 2

**300 mg  $\text{SO}_3^{--}$  /l (Abb. 66 und 67)**

braune, voluminöse aufgewachsene Rostschicht, teilweise mit darunter liegenden Narben bis zu 200  $\mu\text{m}$  Tiefe.

**300 mg  $\text{S}^{--}$  /l (Abb. 68)**

brauner Oberflächenrost und einzelne aufgewachsene Rostpusteln, unter denen sich lochfraßartige Korrosionsnarben bis zu 200  $\mu\text{m}$  Tiefe befanden.

**500 mg  $\text{Cl}^-$  + 500 mg  $\text{SO}_4^{--}$  /l**

siehe  $\text{Cl}^-$ .

**dest. Wasser (Abb. 69 und 70)**

gleichmäßig, hellbrauner, dünner Oberflächenrost.

Besonders augenfällig erschien, daß die Farbmarkierungen zur Unterscheidung der Stahlqualität korrosionseinschränkend wirken, da, wie beispielsweise aus Abb. 71 hervorgeht, dort eine deutlich geringere Verrostung als auf dem Restbereich der Stahloberfläche vorlag.

Zusätzlich zu den Vorkorrosionsversuchen im Labor wurden Stäbe der Qualitäten A und B in einem gewellten Kunststoffschlauch (d = 50 mm) einer Feuchtlagerung auf dem Dach der BAM in destilliertem Wasser ausgesetzt. Während die Oberfläche des Stahles A (Abb. 72, unten) außerhalb der Wasserlinie durch Betauung hervorgerufenen, punktförmigen festhaftenden braunen Rost aufwies, erscheint die Oberfläche des Stahles B (Abb. 72, oben) in einem relativ wenig veränderten Zustand gegenüber einem nicht ausgelagerten Stab.

#### 4.2.1.2 Mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion

Um zu prüfen, ob die Einwirkung der Vorkorrosion (Narbenbildung, eventuelle Wasserstoffaufnahme des Stahles bei der Vorkorrosion) den Stahl bereits soweit schädigt, daß eine Veränderung der mechanischen Kennwerte eintritt, sind an Stählen der Qualitäten B, D 2 und E im Anschluß an die Vorkorrosion Zugversuche durchgeführt worden. Der Zeitraum zwischen dem Ausbau der Stähle aus der Vorkorrosionsanlage und dem Zugversuch überschritt in keinem Fall eine Stunde.

Abb. 73 zeigt die Ergebnisse der Zugversuche nach unterschiedlicher Vorkorrosion bei den drei untersuchten Spannstahlqualitäten. Die relativen mechanischen Kennwerte (Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung und -einschnürung) sind in Abhängigkeit von der Art der Vorkorrosion dargestellt. Der relative mechanische Kennwert ist als Quotient aus dem im Zugversuch nach Vorkorrosion ermittelten Wert und dem ursprünglichen Wert der gleichen Probe ohne Vorkorrosion definiert. Ein Quotient von 1 entspräche also keiner Veränderung nach Vorkorrosion gegenüber der unbehandelten Probe, Werte

kleiner als 1 sind als korrosionsbedingte Veränderungen der Materialeigenschaften zu werten. Wie aus Abb. 73 hervorgeht, konnten nur in zwei Versuchen ( $\text{Cl}^-$ -Vorkorrosion, Stahl E Zugfestigkeit und Streckgrenze, bzw.  $\text{SO}_4^{--}$ -Vorkorrosion, Stahl D 2, Bruchdehnung) geringfügige Abminderungen gegenüber den Ausgangswerten beobachtet werden. Eine Auswertung aller Bruchformen aus den Zugversuchen ergab jedoch ebenso bei den Proben mit den leichten Abminderungen wie auch bei den anderen Prüflingen nur Brüche mit duktilem Charakter. Trotz des zum Teil sehr hohen Schädigungsgrads der Stahloberflächen durch Rostablagerungen, Narben oder lochfraßähnliche Vertiefungen, befand sich der Bruchausgang stets in der Mitte des Stabes.

Andererseits muß berücksichtigt werden, daß die Zugspannungsänderung in den Zugversuchen mit 10 bis 30 N/mm<sup>2</sup> · sec relativ hoch lag. Bei Anwendung niedrigerer Dehnraten, die zur Zeit der Untersuchungen experimentell nicht realisiert werden konnten, wären Veränderungen insbesondere der Bruchdehnung und -einschnürung nicht auszuschließen.

### 4.3 Dauerstandversuche

#### 4.3.1 Aufbau der Versuchsanlage

Die Dauerstandversuche sollten möglichst genau die praktischen Bedingungen reproduzieren, denen ein Spannstahl vor dem Injizieren im Bauwerk ausgesetzt ist. Die Baustellenuntersuchungen ergaben als wesentliche Ergebnisse:

- Das Eindringen von Feuchtigkeit in Spannkäme ist sehr wahrscheinlich.
- Die eingedrungene Feuchtigkeit (Hüllrohrwasser) besitzt zumeist alkalischen Charakter und enthält Anteile an Chloriden und Sulfaten. In wenigen Fällen wurden Wässer gefunden, deren Zusammensetzung Leitungswasser entsprach.
- Der Sauerstoffgehalt in Spannkämen sinkt nach dem Betonieren ab (längere gut abgedichtete) Spannglieder) oder stagniert bei 21 % (offene Spannglieder).
- Beim Vorliegen von Hüllrohrwässern in Spannkämen tritt der heftigste Korrosionsangriff im Grenzbereich Elektrolyt/ Spannkanalatmosphäre ein.

Um diese Bedingungen im Laborversuch zu simulieren, wurden die Spannstähle nach dem Ausbau aus der Vorkorrosionsanlage in einem Dauerstandversuch mit 80 % ihrer Zugfestigkeit vorgespannt und gleichzeitig hüllrohrähnlichen Umgebungsbedingungen ausgesetzt. Abb. 74 zeigt schematisch den Aufbau einer Prüfeinrichtung, Abb. 75 deren Realisierung im Labor. Der vorkorrodierte Stab wurde gegen den Rahmen vorgespannt und war auf einer Länge von ca. 1 m von einer hüllrohrähnlichen PVC-Zelle umgeben (Abb. 76), die in zwei Bereiche unterteilt war. Der linke Teil war durch einen Kunststoffschwamm, mit dem der Prüfstab umwickelt war, gasdicht vom rechten Teil der Zelle getrennt. Nach Aufbringen der Prüflast wurden beide Zellbereiche entweder mit übersättigter  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung, die 1 000 mg/l  $\text{SO}_4^{--}$  und 100 mg/l  $\text{Cl}^-$  enthielt, bzw. mit Leitungswasser soweit gefüllt, daß nur der untere Teil der Spannstahloberfläche vom Elektrolyten benetzt wird. Sowohl die verwendeten Elektrolyten als auch die geometrischen Bedingungen in der Zelle entsprachen bei dieser Anordnung in hohem Maße den praktischen Gegebenheiten im Spannkanal. Der rechte Einfüllstutzen wurde verschlossen, um auch den möglicherweise auf der Baustelle eintretenden abnehmenden Sauerstoffgehalt im Hüllrohr zu simulieren.

Die zeitliche Abnahme des Sauerstoffgehaltes in der Zellatmosphäre bei verschlossener Zelle wurde in zwei Versuchen mittels eines Sauerstoffsensors überprüft. Abb. 77 zeigt die Veränderung des Sauerstoffgehaltes in der verschlossenen Zelle in Abhängigkeit von der Zeit. Als Spannstahl wurde der Stahl A

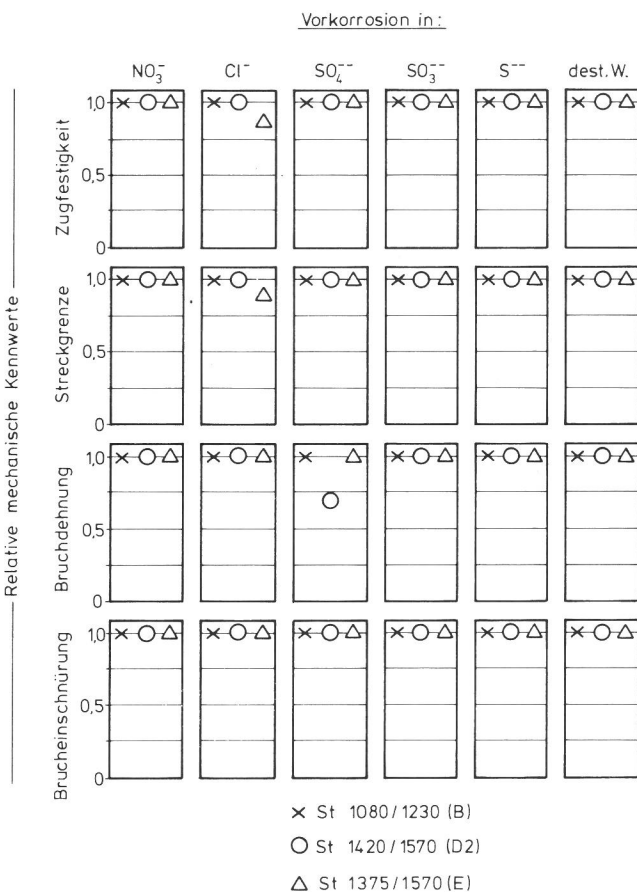
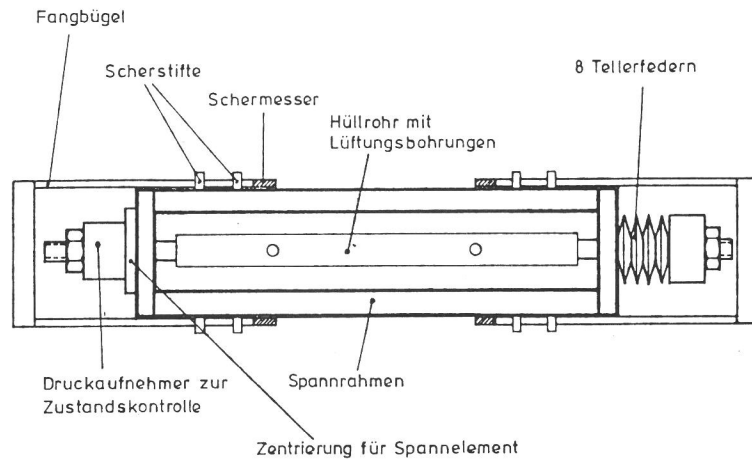
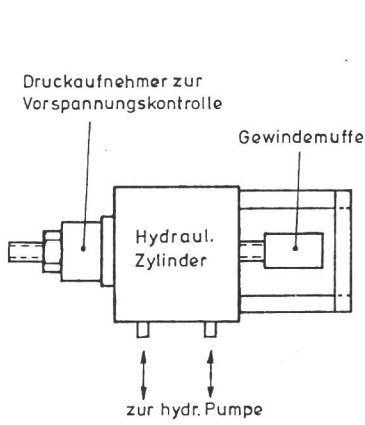


Abb. 73  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion





Abnehmbares Spannelement

Prüfstand in gespanntem Zustand mit Sicherheitsfangbügel. (Draufsicht)

Abb. 74  
Dauerstandanlage (schematisch)

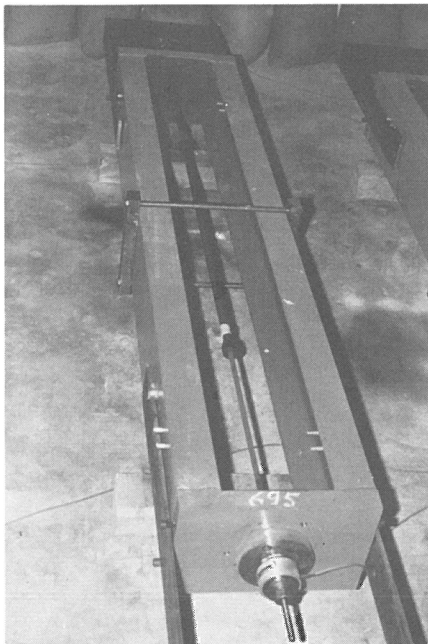


Abb. 75  
Dauerstandanlage

eingesetzt, die Vorkorrosion erfolgte in chlorid- bzw. nitrathaltiger Umgebung. Beide Messungen weisen nach, daß der Sauerstoffgehalt in der Zelle innerhalb sehr kurzer Zeit durch die einsetzende Korrosionsreaktion verbraucht wurde.

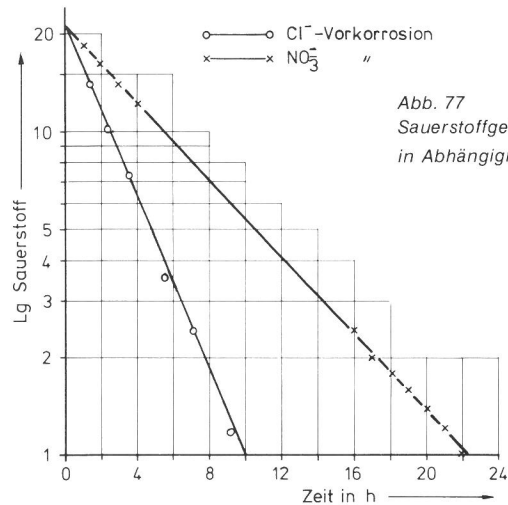


Abb. 77  
Sauerstoffgehalt in der Zelle  
in Abhängigkeit von der Zeit

### 4.3.2 Ergebnisse

Tabelle 8 gibt eine Übersicht aller insgesamt 150 im Rahmen der Untersuchungen durchgeführten Laborversuche. Neben der Stahlqualität und der Art der Vorkorrosion sind aus den Dauerstandversuchen der Zelltyp (metallisches Hüllrohr oder PVC-Doppelzelle, das Medium (ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung und Zusätze oder Leitungswasser) und die Standzeit im Dauerstandversuch aufgeführt. Um die Ergebnisse der Dauerstandversuche abzusichern bzw. reproduzierbar zu gestalten, ist jeder Versuch zumindest einmal wiederholt worden, bei starken Diskrepanzen zwischen dem Erst- und Zweitversuch erfolgte zusätzlich ein dritter Test.

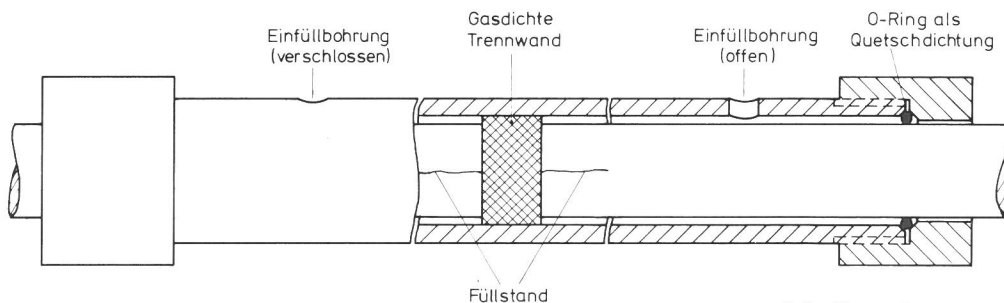


Abb. 76  
Prinzipdarstellung einer Prüfzelle

Zellenlänge: 1m  
Material : Hart-PVC  
Maßstab 1:1

Tabelle 8  
Übersicht der Versuche

Versuch Nr.	Qualität	Vorkorrosion	Dauerstandversuche		
			Zelltyp	Medium	Standzeit
1	St 1080/1230 B	ohne Vorkorrosion 4 Rundkerben	metallisches Hüllrohr	dest. Wasser	> 1 000 h
2	St 1080/1230 B	siehe Versuch 1	metallisches Hüllrohr	dest. Wasser	> 1 000 h
3	St 835/1030 A	siehe Versuch 1	metallisches Hüllrohr	dest. Wasser	> 1 000 h
4	St 835/1030 A	siehe Versuch 1	metallisches Hüllrohr	ges. Ca(OH) <sub>2</sub> -Lösung + 500 mg/l SCN <sup>-</sup>	> 1 000 h
5	St 1080/1230 B	ohne Vorkorrosion	metallisches Hüllrohr	ges. PZ 45-Lösung + 500 mg/l SCN <sup>-</sup> + 4 000 mg/l SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	> 1 000 h
6	St 835/1030 A	Dachauslagerung im Hüllrohr	metallisches Hüllrohr	Leitungswasser	> 1 000 h
7	St 1080/1230 B	siehe Versuch 6	metallisches Hüllrohr	Leitungswasser	> 1 000 h
8	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
9	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
11	St 1080/1230 B	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
11	St 1080/1230 B	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
12	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
13	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
14	St 835/1030 A	Dachauslagerung im Hüllrohr, 2300 h	PVC-Doppelzelle	ges. PZ 45-Lösung + 500 mg/l SCN <sup>-</sup> + 4 000 mg/l SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	> 1 000 h
15	St 1080/1230 B	siehe Versuch 14	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 14	> 1 000 h
16	St 845/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	ges. Ca(OH) <sub>2</sub> -Lösung + 500 mg/l Cl <sup>-</sup> + 4 000 mg/l SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	> 1 000 h
17	St 835/1030 A	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16 + Bandagen als Spalt- elemente	> 1 000 h
18	St 845/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
19	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
20	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
21	St 835/1030 A	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
22	St 1080/1230 B	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	—	—	—
23	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	—	—	—
24	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> , 500 h	—	—	—
25	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
26	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
27	St 1080/1230 B	NO <sub>2</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
28	St 835/1030 A	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
29	St 835/1030 A	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
30	St 835/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h

Tabelle 8  
Übersicht der Versuche

Versuch Nr.	Qualität	Vorkorrosion		Dauerstandversuche		
				Zelltyp	Medium	Standzeit
31	St 835/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
32	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
33	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
34	St 1080/1230 B	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
35	St 1080/1230 B	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	—	—	—
36	St 1080/1230 B	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
37	St 1080/1230 B	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
38	St 1080/1230 B	ohne Vorkorrosion		PVC-Doppelzelle	Leitungswasser + 2 x tägliches Einleiten von H <sub>2</sub> S	> 1 000 h
39	St 835/1030 A	ohne Vorkorrosion		PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 38	> 1 000 h
40	St 835/1030 A	ohne Vorkorrosion		PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16 + 2 x tägliches Einleiten von H <sub>2</sub> S	> 1 000 h
41	St 835/1030 A	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
42	St 835/1030 A	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
43	St 835/1030 A	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
44	St 1080/1230 B	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
45	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> + SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
46	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> + SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	500 h	VPC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
47	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup> + SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
48	St 835/1030 A	Cl <sup>-</sup> + SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 16	> 1 000 h
49	St 1080/1230 B	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
50	St 1080/1230 B	S <sup>2-</sup>	500 h	—	—	—
51	St 835/1030 A	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	ges. Ca(OH) <sub>2</sub> -Lösung + Zusätze	> 1 000 h
52	St 835/1030 A	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
53	St 1080/1230 B	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
54	St 1080/1230 B	dest. Wasser,	500 h	—	—	—
55	St 835/1030 A	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
56	St 835/1030 A	S <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
57	St 835/1030 A	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
58	St 835/1030 A	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
59	St 1080/1230 B	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
60	St 1080/1230 B	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h

Tabelle 8  
Übersicht der Versuche

Versuch Nr.	Qualität	Vorkorrosion	Dauerstandversuche		
			Zelltyp	Medium	Standzeit
61	St 1420/1570 D 2	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
62	St 1420/1570 D 2	dest. Wasser, 500 h	—	—	—
63	St 1375/1570 E	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
64	St 1375/1570 E	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelseite	Leitungswasser	> 1 000 h
65	St 1375/1570 E	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
66	St 1375/1570 E	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
67	St 1420/1570 D 2	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	Bruch nach 150 h
68	St 1420/1570 D 2	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
69	St 1375/1570 E	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
70	St 1375/1570 E	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
71	St 1420/1570 D 2	ohne Vorkorrosion	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
72	St 1420/1570 D 2	S <sup>2-</sup> , 500 h	—	—	—
73	St 1375/1570 E	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
74	St 1375/1570 E	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
75	St 1420/1570 D 2	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	Bruch nach 612 h
76	St 1420/1570 D 2	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
77	St 1375/1570 E	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
78	St 1357/1570 E	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
79	St 1420/1570 D 2	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
80	St 1420/1570 D 2	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
81	St 1420/1570 D 2	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	Bruch nach 42 h
82	St 1375/1570 E	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	—	—	—
83	St 1375/1570 E	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
84	St 1420/1570 D 2	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	—	—	—
85	St 1375/1570 E	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
86	St 1420/1570 D 2	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
87	St 1420/1570 D 2	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
88	St 1420/1570 D 2	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	—	—	—
89	St 1420/1570 D 2	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	—	—	—
90	St 1375/1570 E	dest. Wasser, 500 h	—	—	—
91	St 1375/1570 E	S <sup>2-</sup> , 500 h	—	—	—

Tabelle 8  
Übersicht der Versuche

Versuch Nr.	Qualität	Vorkorrosion		Dauerstandversuche		
				Zelltyp	Medium	Standzeit
92	St 1420/1570 D 2	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
93	St 1420/1570 D 2	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
94	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	—	—	—
95	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	—	—	—
96	St 1420/1570 D 2	$\text{Cl}^-$	500 h	—	—	—
97	St 1375/1570 E	$\text{Cl}^-$	500 h	—	—	—
98	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
99	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
100	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	> 1 000 h
101	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
102	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_3^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	Bruch nach 72 h
110	St 1420/1570 D 2	$\text{S}^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 51	Bruch nach 20 h
111	St 1420/1570 D 2	$\text{S}^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	Bruch nach 379 h
112	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung	> 1 000 h
113	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
114	St 1375/1570 E	$\text{SO}_3^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
115	St 1375/1570 E	$\text{SO}_3^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
116	St 1420/1570 E	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
117	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--}$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
118	St 1420/1570 D 2	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
119	St 1420/1570 D 2	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
120	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
121	St 1420/1570 D 2	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
122	St 1375/1570 E	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
123	St 1375/1570 E	dest. Wasser,	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
124	St 1375/1570 E	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
125	St 1375/1570 E	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
126	St 1375/1570 E	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
127	St 1420/1570 D 2	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
128	St 1420/1570 D 2	$\text{NO}_3^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 112	> 1 000 h
129	St 1375/1570 E	$\text{NO}_4^-$	500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h

Tabelle 8  
Übersicht der Versuche

Versuch Nr.	Qualität	Vorkorrosion	Dauerstandversuche		
			Zelltyp	Medium	Standzeit
130	St 1080/1230 B	Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	ges. Ca(OH) <sub>2</sub> -Lösung + Zusätze	> 1 000 h
131	St 1080/1230 B	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
132	St 1080/1230 B	dest. Wasser, 500 h	PVC-Doppelzelle	Leitungswasser	> 1 000 h
133	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
134	St 835/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
135	St 1080/1230 B	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
136	St 835/1030 A	S <sup>2-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
137	St 1080/1230 B	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> + Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
138	St 835/1030 A	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> + Cl <sup>-</sup> , 500 h	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
139	St 1030/1230 B	ges. Ca(OH) <sub>2</sub> -Lsg. + SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup> + Cl <sup>-</sup> + SCN <sup>-</sup>	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
140	St 1080/1230 B	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
141	St 1375/1570 E	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
142	St 1375/1570 E	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
143	St 1420/1570 D 2	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	Bruch nach 161 h
144	St 1420/1570 D 2	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
145	St 1375/1570 E	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h
146	St 1420/1570 D 2	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	Bruch nach 1 h
147	St 1420/1570 D 2	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	Bruch nach 65 h
148	St 1375/1570 E	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
149	St 1080/1230 B	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
149	St 1080/1230 B	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 130	> 1 000 h
150	St 1080/1230 B	siehe Versuch 139	PVC-Doppelzelle	siehe Versuch 132	> 1 000 h

Die vorhergehende Zeitgrenze in den Dauerstandversuchen betrug 1 000 h. Trat innerhalb dieses Zeitraums kein bruchbedingtes Versagen der Probe ein, so schloß sich, ähnlich wie bei den Versuchen mit alleiniger Vorkorrosion, ein Zugversuch an, dessen Ergebnisse mit den Werten un behandelter Proben derselben Charge verglichen wurden. Sowohl die Brüche im Dauerstandversuch als auch die Bruchflächen in den Zugversu-

chen wurden mit den üblichen Untersuchungsmethoden (Lichtmikroskop, Rasterelektronenmikroskop) charakterisiert und dokumentiert. *Tabelle 9* enthält in übersichtlicher Form die Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- bzw. Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche nach 1 000 h Standzeit.

Tabelle 9  
Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- und Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche

Versuch Nr.	Art der Vorkorrosion	Bruchverhalten	Lage des Bruches in der Zelle und Bemerkungen
1— 7	ohne Vorkorrosion	duktil	—
8	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	duktil	außerhalb der Zelle, Bruchausgang zentrisch
9	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	eingeschränkte Brucheinschnürung	Bruchausgang am Umfang des Stabes oberhalb der Einfüllbohrung im sauerstoffreichen Bereich
10	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	25 cm im sauerstofffreien Bereich, Bruchausgang zentrisch



Tabelle 9

Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- und Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche

Versuch Nr.	Art der Vorkorrosion	Bruchverhalten	Lage des Bruches in der Zelle und Bemerkungen
11	$\text{NO}_3^-$	duktil	Bruchausgang zentrisch im Grenzbereich zwischen sauerstoffreichem und -freiem Bereich
12	$\text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 9
13	$\text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 9
14 + 15	Dachauslagerung	duktil	10 bzw. 15 cm im sauerstoffreichen Bereich, zentrischer Bruchausgang
16	$\text{SO}_4^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	siehe Versuch 9
17	$\text{NO}_3^-$	duktil	außerhalb der Zelle
18	$\text{SO}_4^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	von einer Korrosionsnarbe am Umfang außerhalb der Zelle ausgehend
19	$\text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	siehe Versuch 9
20	$\text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	zentrischer Bruchausgang, 30 cm im sauerstoffreichen Bereich
21	$\text{NO}_3^-$	duktil	außerhalb der Zelle, zentrischer Bruchausgang
22—24	$\text{NO}_3^-$ , $\text{SO}_4^{--}$ , $\text{Cl}^-$	duktil	kein Dauerstandversuch
25	$\text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 9, von einer tiefen Korrosionsnarbe
26	$\text{SO}_4^{--}$	spröde	14 cm im sauerstoffreichen Bereich, von einer Korrosionsnarbe ungefähr 5 mm unterhalb der Grenzlinie zwischen Zellatmosphäre und $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung ausgehend
27	$\text{NO}_3^-$	duktil	zentrischer Bruchausgang 17 cm im sauerstoffreichen Bereich
28	$\text{NO}_3^-$	duktil	außerhalb der Zelle
29	$\text{NO}_3^-$	duktil	außerhalb der Zelle
30	$\text{SO}_4^{--}$	duktil	sauerstoffarmer Bereich, 7 cm in der Zelle, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre
31	$\text{SO}_4^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	siehe Versuch 30
32	$\text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	sauerstoffarmer Bereich, 6 cm in der Zelle, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre
33	$\text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	außerhalb der Zelle, Risse neben der Bruchfläche, Bruchausgang zentrisch
34	$\text{SO}_3^{--}$	stark verringerte Dehnung	11 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang zentrisch mit normaler Brucheinschnürung
35	$\text{SO}_3^{--}$	duktil	zentrischer Bruchausgang
36	$\text{S}^{--}$	eingeschränkte Dehnung und Brucheinschnürung	43 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre
37	$\text{S}^{--}$	eingeschränkte Dehnung und Brucheinschnürung	15 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre ausgehend von einer großen Korrosionsnarbe
38—40	ohne Vorkorrosion	duktil	zentrischer Bruchausgang
41	$\text{S}^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	33 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang zentrisch
42	$\text{S}^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	32 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre ausgehend von einer lochfraßähnlichen Korrosionsnarbe
43	$\text{SO}_3^{--}$	eingeschnürte Brucheinschnürung	34 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre ausgehend von einer Korrosionsnarbe der Vorkorrosion
44	$\text{SO}_3^{--}$	eingeschränkte Brucheinschnürung	14 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang siehe Versuch 43
45	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	außerhalb der Zelle
46	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung und Dehnung	44 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang seitlich am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre
47	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	6 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang siehe Versuch 46
48	$\text{SO}_4^{--} + \text{Cl}^-$	eingeschränkte Brucheinschnürung	44 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang siehe Versuch 46
49	$\text{S}^{--}$	duktil	5 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang zentrisch
50	$\text{S}^{--}$	duktil	Bruchausgang zentrisch
51	dest. Wasser	spröde	40 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang am Übergang zwischen Lösung und Zellatmosphäre, Spaltkorrosion unterhalb der Zelltrennung

Tabelle 9

Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- und Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche

Versuch Nr.	Art der Vorkorrosion	Bruchverhalten	Lage des Bruches in der Zelle und Bemerkungen
52	dest. Wasser	duktil	29 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang mittig, keine Korrosion größeren Ausmaßes
53	dest. Wasser	spröde	siehe Versuch 51
54	dest. Wasser	duktil	38 cm im sauerstoffreichen Bereich, leichte Oberflächenkorrosion
55	S <sup>2-</sup>	duktil	20 cm im sauerstoffreichen Bereich, geringer Korrosionsangriff, Bruchausgang zentrisch
56	S <sup>2-</sup>	spröde	38 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang oberhalb der Lösung, ausgehend von einer kleinen Korrosionsnarbe, nur geringer Korrosionsangriff
57	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	17 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang zentrisch, vorhandene Korrosionsnarben besitzen keinen Einfluß auf das Bruchverhalten
58	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	36 cm im sauerstoffreichen Bereich, siehe Versuch 57
59	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	spröde	39 cm im sauerstoffarmen Bereich, Bruchausgang am Übergang Lösung / Zellatmosphäre
60	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	spröde	20 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang oberhalb der Lösung ausgehend von einer Korrosionsnarbe
61	dest. Wasser	eingeschränkte Dehnung und Brucheinschnürung	12 cm im sauerstoffreichen Bereich, Bruchausgang an einer tiefen Korrosionsnarbe am Übergang Lösung / Atmosphäre
62	dest. Wasser	duktil	Bruchausgang am Übergang Lösung / Atmosphäre, keine Narben
63	dest. Wasser	duktil	Bruchausgang zentrisch
64	dest. Wasser	duktil	siehe Versuch 63, starke Narbenkorrosion durch Spaltelemente
65	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	siehe Versuch 63, starke Narbenkorrosion
66	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	siehe Versuch 63, starke Narbenkorrosion
67	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	Sprödbbruch im Dauerstandversuch nach 150 h	Bruchausgang 12 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung / Zellatmosphäre
68	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	siehe Versuch 63, Narbenkorrosion
69	S <sup>2-</sup>	spröde	Bruchausgang zentrisch, Scherlippen zerfasert
70	S <sup>2-</sup>	duktil	Bruchausgang zentrisch, Korrosionsnarben, 14 cm im sauerstoffreichen Bereich
71	ohne Vorkorrosion	duktil	Bruchausgang zentrisch 16 cm im sauerstoffreichen Bereich, keine Korrosionsnarben
72	S <sup>2-</sup>	duktil	Spaltkorrosion aus der Vorkorrosion
73	Cl <sup>-</sup>	duktil	Bruchausgang zentrisch 30 cm im sauerstofffreien Bereich
74	Cl <sup>-</sup>	duktil	siehe Versuch 73
75	Cl <sup>-</sup>	spröde nach 612 h im Dauerstandversuch	außerhalb des Zellbereichs von einer lochfraßähnlichen Korrosionsnarbe ausgehend
76	Cl <sup>-</sup>	spröde	Bruchausgang 25 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung / Atmosphäre
77	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	spröde	Bruchausgang 18 cm im sauerstoffreichen Bereich, Lochfraßnarbe als Bruchausgang
78	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	duktil	Bruchausgang zentrisch 6 cm im sauerstoffreichen Bereich
79	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	spröde	Bruchausgang 7 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung / Atmosphäre
80	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	spröde	12 cm, siehe Versuch 79
81	S <sup>2-</sup>	Sprödbbruch nach 42 h im Dauerstandversuch	Bruchausgang 45 cm im sauerstoffreichen Bereich in der Lösung
82	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	—
83	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	Bruchausgang 13 cm im sauerstoffarmen Bereich, zentrisch
84	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	—
85	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	22 cm, siehe Versuch 83
86	dest. Wasser	—	42 cm, siehe Versuch 83
87	S <sup>2-</sup>	duktil	24 cm, siehe Versuch 83
88	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	—
89	SO <sub>3</sub> <sup>2-</sup>	duktil	—
90	dest. Wasser	duktil	—
91	S <sup>2-</sup>	duktil	—
92	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	—
93	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	duktil	—
94	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	duktil	—

Tabelle 9

Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- und Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche

Versuch Nr.	Art der Vorkorrosion	Bruchverhalten	Lage des Bruches in der Zelle und Bemerkungen
95	$\text{SO}_4^{2-}$	duktil	—
96	$\text{Cl}^-$	duktil	—
97	$\text{Cl}^-$	duktil	—
98	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	spröde	Bruchausgang 21 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung/Atmosphäre, starke abtragende Korrosion
99	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	duktil	Bruchausgang 12 cm zentrisch im sauerstoffreichen Gebiet
100	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	duktil	Bruchausgang zentrisch im Trennbereich der Zeile
101	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	duktil	siehe Versuch 99
102	$\text{SO}_3^{2-}$	Spröbruch nach 27 h im Dauerstandversuch	40 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang zwischen der Lösung und Atmosphäre
110	$\text{S}^{2-}$	Spröbruch nach 20 h im Dauerstandversuch	siehe Versuch 102
111	$\text{S}^{2-}$	spröde	Bruchausdehnung 16 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung/Atmosphäre
112	$\text{SO}_4^{2-}$	duktil	Bruchübergang zentrisch 10 cm im sauerstoffreichen Bereich
113	$\text{SO}_4^{2-}$	duktil	siehe Versuch 112 (12 cm)
114	$\text{SO}_3^{2-}$	duktil	siehe Versuch 112 (30 cm)
115	$\text{SO}_3^{2-}$	duktil	siehe Versuch 112 (5 cm), starke Narbenkorrosion
116	$\text{SO}_4^{2-}$	spröde	siehe Versuch 111 (35 cm)
117	$\text{SO}_4^{2-}$	spröde	siehe Versuch 111 (19 cm)
118	dest. Wasser	duktil	zentrischer Bruchausgang 10 cm im sauerstoffarmen Bereich, keine Korrosionsnarben
119	dest. Wasser	duktil	Bruchausgang 16 cm im sauerstoffreichen Bereich am Übergang Lösung/Atmosphäre, leichte Narbenbildung
120	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	spröde	Bruchausgang siehe Versuch 111 (25 cm), sehr starke Narbenkorrosion an der Grenzfläche Lösung/Atmosphäre
121	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 111 (25 cm)
122	dest. Wasser	duktil	siehe Versuch 112 (20 cm)
123	dest. Wasser	duktil	siehe Versuch 112 (15 cm)
124	$\text{NO}_3^-$	duktil	siehe Versuch 112 (23 cm)
125	$\text{NO}_3^-$	duktil	siehe Versuch 112 (30 cm)
126	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	duktil	siehe Versuch 112 (12 cm)
127	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	duktil	siehe Versuch 112 (11 cm)
128	$\text{NO}_3^-$	spröde	siehe Versuch 111 (16 cm), leichte Narben
129	$\text{NO}_3^-$	duktil	siehe Versuch 112 (22 cm)
130	$\text{Cl}^-$	spröde	Bruchausgang 12 cm im sauerstoffreichen Bereich der Zelle, Korrosionsnarbe am Bruchausgang
131	dest. Wasser	duktil	Bruchausgang 22 cm im sauerstoffreichen Bereich, gleichmäßige Verrostung, keine Narben
132	dest. Wasser	spröde	siehe Versuch 130 (12 cm), keine Narben
133	$\text{SO}_4^{2-}$	spröde	siehe Versuch 130 (38 cm)
134	$\text{SO}_4^{2-}$	duktil	siehe Versuch 130 (30 cm), Bruchausgang mittig
135	$\text{S}^{2-}$	spröde	siehe Versuch 130 (19 cm)
136	$\text{S}^{2-}$	duktil	siehe Versuch 130 (44 cm), kleine Narben
137	$\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 130 (43 cm), langgezogene Narben am Übergang Lösung/Zellatmosphäre
138	$\text{SO}_4^{2-} - \text{Cl}^-$	spröde	siehe Versuch 130 (4 cm), Korrosionsnarbe am Übergang als Bruchausgang
139	ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung + $\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^- - \text{SCN}^-$	spröde	außerhalb der Zelle
140	siehe Versuch 139	spröde	siehe Versuch 130 (14 cm), Bruchausgang am Umfang
141	siehe Versuch 139	duktil	Bruchausgang zentrisch 6 cm im sauerstoffreichen Bereich
142	siehe Versuch 139	duktil	siehe Versuch 141, zahlreiche lochfraßähnliche Narben auf der Oberfläche
143	siehe Versuch 139	spröde	$t_s = 161$ h, Bruchausgang am Übergang Lösung/Zellatmosphäre, Lochfraß auf der Oberfläche
144	siehe Versuch 139	spröde	siehe Versuch 130 (3 cm), Lochfraß
145	siehe Versuch 139	duktil	zentrischer Bruchausgang, 16 cm im sauerstoffreichen Teil der Zelle

Tabelle 9

Auswertung der Brüche aus den Dauerstand- und Zugversuchen im Anschluß an die Dauerstandversuche

Versuch Nr.	Art der Vorkorrosion	Bruchverhalten	Lage des Bruches in der Zelle und Bemerkungen
146	siehe Versuch 139	spröde	$t_s = 1$ h, siehe Versuch 143
147	siehe Versuch 139	spröde	$t_s = 65$ h, siehe Versuch 143
148	siehe Versuch 139	duktil	siehe Versuch 141
149	siehe Versuch 139	spröde	siehe Versuch 130 (20 cm), starke Narbenkorrosion
150	siehe Versuch 139	spröde	siehe Versuch 130 (38 cm), starke Narbenkorrosion

#### 4.3.2.1 Vorkorrosion in destilliertem Wasser

Nach Vorkorrosion in destilliertem Wasser konnte im anschließenden Dauerstandversuch in beiden Prüfmedien und bei allen Stahlqualitäten kein Bruch innerhalb von 1 000 h beobachtet werden, so daß an allen Proben Zugversuche durchgeführt werden mußten. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in Abb. 78 dargestellt, die linken Teilbilder entsprechen den Proben für die Zeitstandversuche in gesättigter  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Sulfat- und Chloridzusatz, die rechten Teilbilder gelten für die Proben mit Leitungswasser. Die Werte aus den Ergebnissen der Zugversuche nach dem Dauerstandversuch sind wiederum ins Verhältnis gesetzt zu den Ausgangswerten unbehandelter Proben derselben Charge. Zunächst fällt auf, daß in beiden Prüfelektrolyten Zugfestigkeit und Streckgrenze keinerlei Abweichungen gegenüber den unbehandelten Proben aufweisen. Unter dem Gesichtspunkt einer korrosionsbedingten Wasserstoffaufnahme erscheint dieses Phänomen jedoch nicht ungewöhnlich, da diese Kennwerte bei einer Wasserstoffversprödung des Spannstahles nicht unbedingt abnehmen müssen.

Wesentlich aussagefähiger bezüglich der Wasserstoffversprödung von Stählen sind die Verformungskennwerte (Bruchdehnung  $A_{10}$ , Brucheinschnürung  $Z$ ). Wie die unteren Teilbilder der Abb. 78 nachweisen, werden auch diese Werte nur bei den Stahlqualitäten A, B und D2 beeinflusst. Der kaltgezogene Spannstahl E erlitt in beiden Elektrolyten keine nachweisbaren korrosionsbedingten Abminderungen von Brucheinschnürung und -dehnung.

Die stärkste Beeinflussung der Verformungskennwerte wurde beim Stahl B in ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen beobachtet. Brucheinschnürung und Bruchdehnung sanken auf 25 bis 50 % der Ausgangswerte ab. Auch beim vergüteten Spannstahl D2 traten leichte Abweichungen vom duktilen Bruchverhalten auf.

Da die Charakteristik des spröden Bruches sich nach der Stahlqualität richtet, werden die Bruchverläufe gemeinsam in einem später folgenden Teil des Berichtes dargestellt und diskutiert.

#### dest.W.-Vorkorrosion

Zeitstandversuch in:

ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lsg. + Zusätze

Leitungswasser

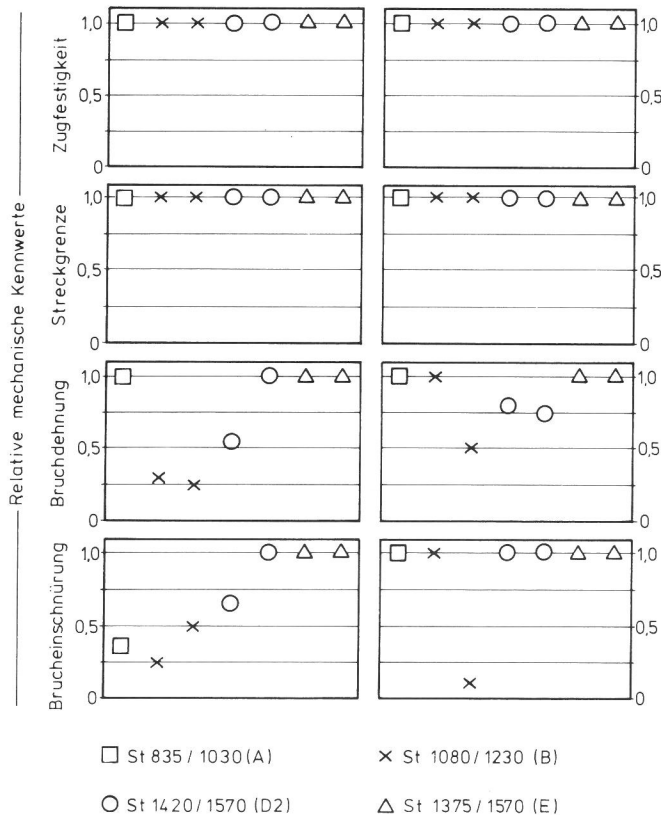


Abb. 78  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in destilliertem Wasser und Dauerstandversuch

#### $\text{NO}_3^-$ -Vorkorrosion

Zeitstandversuche in:

ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lsg. + Zusätze

Leitungswasser

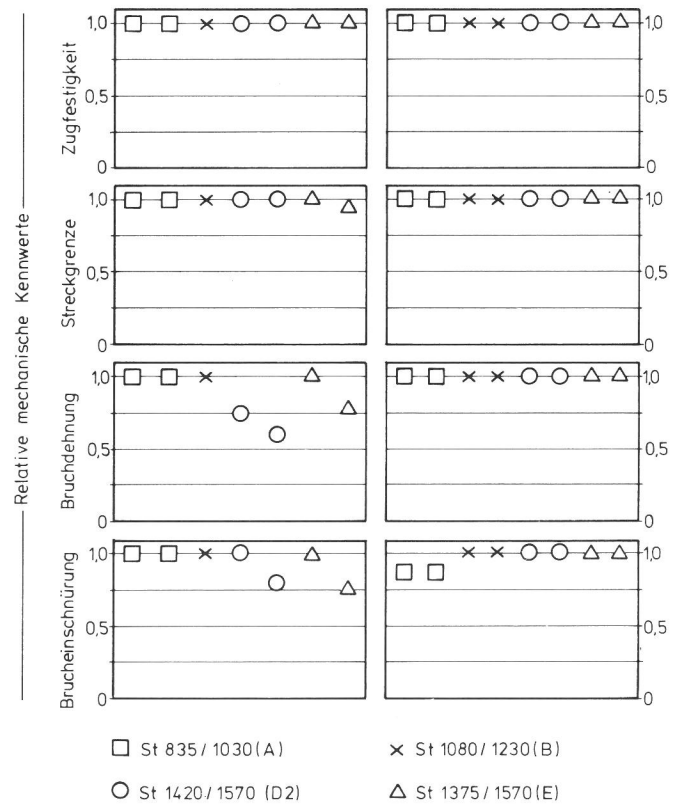


Abb. 79  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in nitrathaltiger Umgebung und Dauerstandversuch

### 4.3.2.2 Vorkorrosion in nitrathaltiger Umgebung

Die Vorkorrosion in nitrathaltiger Lösung erwies sich bei allen Stahlqualitäten und in beiden Medien als die am wenigsten den Stahl gefährdende Art der Vorkorrosion. Abb. 79 zeigt, daß nur geringfügige Änderungen der Brucheinschnürung und -dehnung ermittelt wurden, die jedoch in ihrer Wirkung als unbedeutend eingestuft werden können, da wie an anderer Stelle gezeigt wird, alle Brüche ohne Versprödungsmerkmale verliefen.

### 4.3.2.3 Vorkorrosion in chloridhaltiger Umgebung

Auch bei dieser Art der Vorkorrosion zeigte sich (Abb. 80), daß Zugfestigkeit und Streckgrenze unbeeinflusst blieben. Beim Dauerstandversuch in Leitungswasser konnte nach 612 h ein Bruch beim Stahl D 2 beobachtet werden. Das Versagen des Stahles (Versuch 75) hing jedoch nicht ursächlich von der Zelllösung ab, da der Bruch außerhalb der Zelle auftrat. Den Ausgangspunkt des Bruches bildete eine ca. 200 µm tiefe lochfraßähnliche Kerbe (Abb. 81), die im Zusammenhang mit dem aus der Luftfeuchtigkeit vorgegebenen Feuchtigkeitsfilm der Stahloberfläche die ausreichenden Bedingungen für einen wasserstoffinduzierten Sprödbbruch lieferten (Abb. 82). Insgesamt zeichnete sich die gesamte Oberfläche dieser Probe sowohl innerhalb als auch außerhalb des Zellbereiches durch eine ausgeprägte Narbenstruktur aus (Abb. 83).

Bruchdehnung und -einschnürung erfahren in beiden Elektrolyten bei den Stählen B und D 2 erhebliche Veränderungen in Richtung einer durch Wasserstoffaufnahme bedingten Versprödung, während der Stahl A und insbesondere der Stahl E auch unter diesen Prüfverhältnissen unbeeinflusst bleibt (Abb. 80).

### Cl<sup>-</sup>-Vorkorrosion

Zeitstandversuche in:

ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lsg. +Zuschläge

Leitungswasser

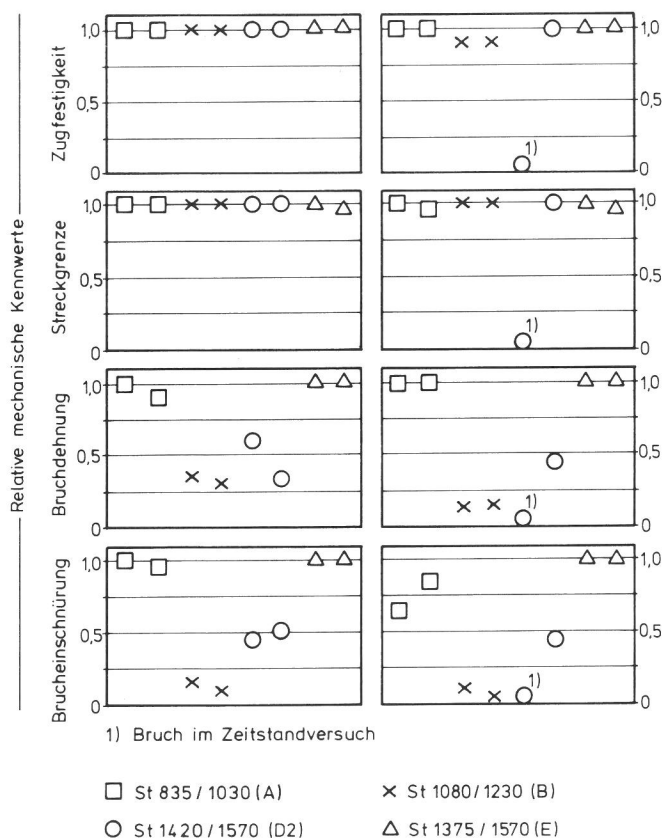


Abb. 80  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in chloridhaltiger Umgebung und Dauerstandversuch

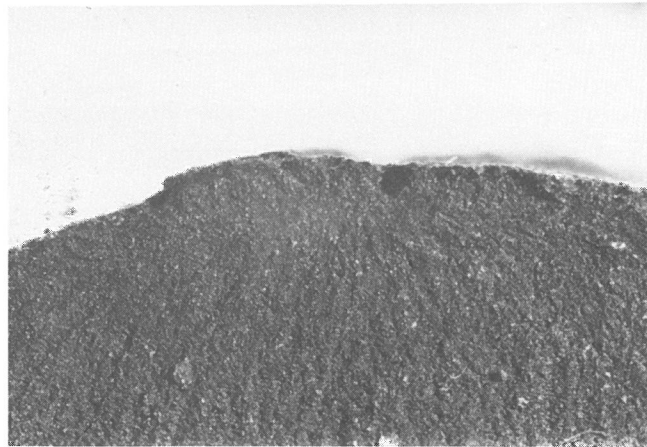


Abb. 81  
Lochfraßnarbe am Bruchausgang, Versuch 75 (Vergrößerung 30 : 1)

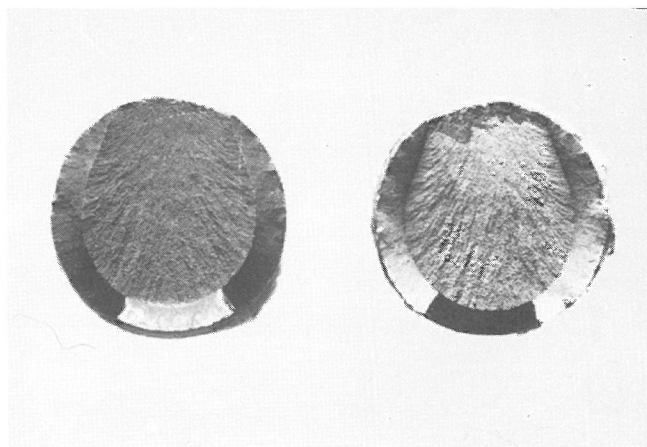


Abb. 82  
Bruchfläche, Versuch 75 (Vergrößerung 3 : 1)

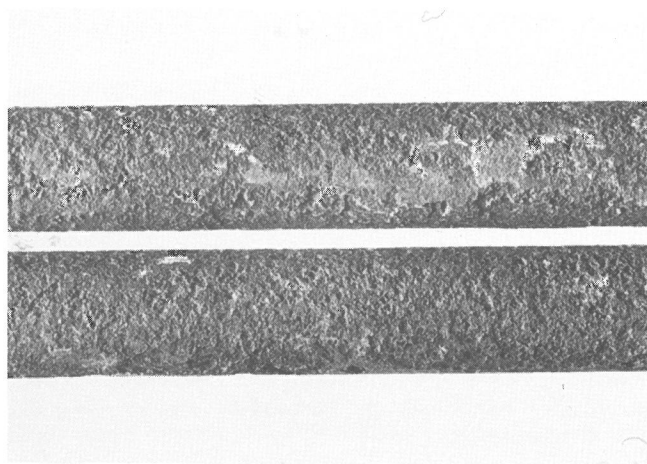


Abb. 83  
Stahloberfläche nach der Vorkorrosion und Dauerstandversuch, Versuch 75 (Vergrößerung 2 : 1)

### 4.3.2.4 Vorkorrosion in sulfathaltiger Umgebung

Die Ergebnisse der Dauerstandversuche nach Sulfatvorkorrosion sind qualitativ ähnlich den Ergebnissen nach Chloridvorkorrosion. Auch in diesem Fall treten, wie Abb. 84 verdeutlicht, die stärksten Abminderungen der Verformungskennwerte bei den Stählen B und D 2 ein, Stahl A wird im Bereich der Brucheinschnürung beeinflusst, während der Stahl E die höchste Widerstandsfähigkeit unter diesen Bedingungen aufweist. Insgesamt sind die versprödenden Effekte in der gesättigten Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung mit Zusätzen stärker ausgeprägt als im Leitungswasser, eine Tendenz, die sich auch bei den anderen Arten der Vorkorrosion bestätigte.



### $\text{SO}_4^-$ -Vorkorrosion

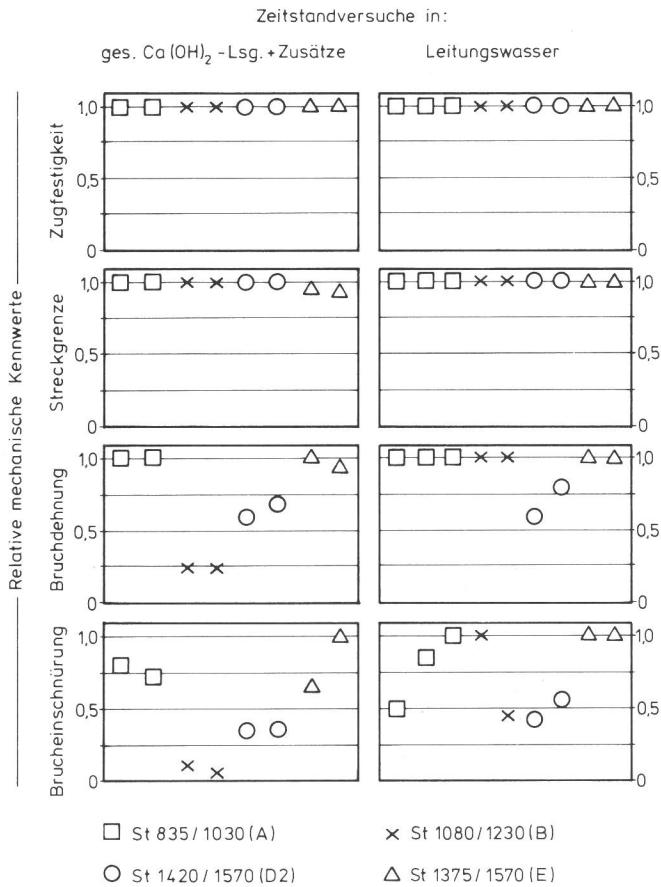


Abb. 84  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in sulfathaltiger Umgebung und Dauerstandversuch

### $\text{SO}_4^- + \text{Cl}^-$ - Vorkorrosion

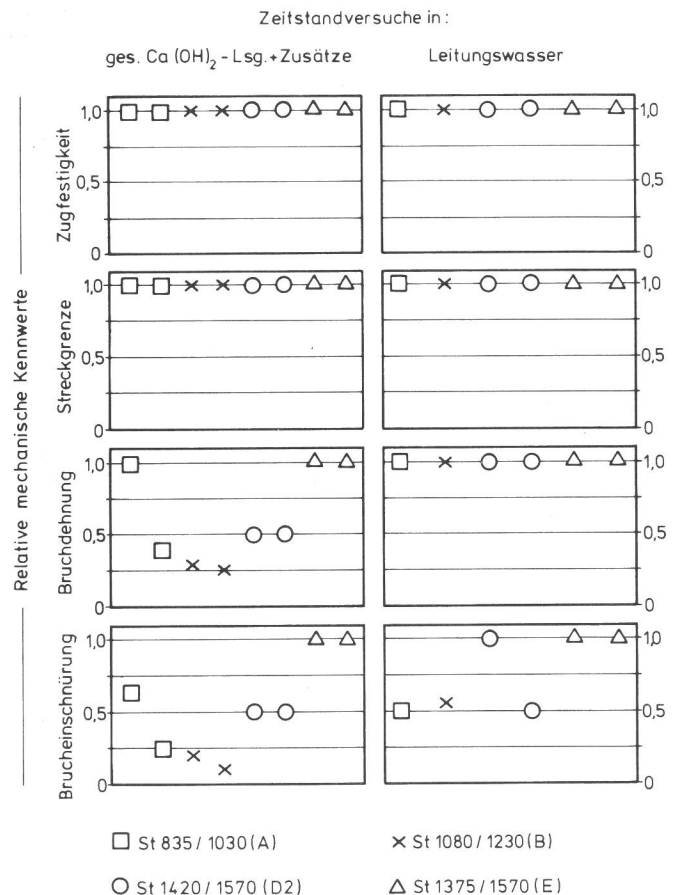


Abb. 85  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in sulfat- und chloridhaltiger Umgebung nach Dauerstandversuch

#### 4.3.2.5 Vorkorrosion in sulfat- und chloridhaltiger Umgebung

Durch die Vorkorrosion in Lösungen, die sowohl Sulfat- als auch Chloridzusätze enthielten, sollte geklärt werden, ob durch das gemeinsame Einwirken beider Ionensorten eine verstärkte schädliche Wirkung bezüglich des Korrosionsverhaltens der Spannstähle vorliegt. Aus Abb. 85 geht hervor, daß die gleichzeitige Beaufschlagung mit beiden Ionen nicht zu einem heftigeren Korrosions- bzw. Versprödungseffekt führt. Die Ergebnisse weichen nicht von den Erfahrungen der Versuche mit jeweils alleinigem Einwirken von Chlorid oder Sulfat ab. In der Reihenfolge der Empfindlichkeit sticht wiederum der kaltgezogene Spannstahl E als der Spannstahl mit der höchsten Resistenz gegen Wasserstoffversprödung hervor.

#### 4.3.2.6 Vorkorrosion in sulfidhaltiger Umgebung

Die Vorkorrosion in sulfidhaltiger Lösung erwies sich als die korrosionschemisch ungünstigste Beanspruchungsform für alle untersuchten Spannstahlqualitäten (Abb. 86). Beim vergüteten Spannstahl D 2 traten sowohl in  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen als auch in Leitungswasser innerhalb kurzer Zeit (42 h Versuch 81, 20 h Versuch 110 bzw. 379 h Versuch 111) spröde Brüche im Dauerstandversuch auf. Alle anderen Spannstahlqualitäten erfuhren wesentliche Abminderungen ihrer Verformungskennwerte, wobei die basische Lösung wiederum stärkere Effekte zeigte als das Leitungswasser.

Im Gegensatz zu den anderen Ionensorten, die vor allem die anodische Teilreaktion beeinflussen, liegt die schädliche, bruchauslösende bzw. Versprödung hervorrufende Wirkungsweise des Sulfids im Einfluß auf die kathodische Teilreaktion des Korrosionsvorgangs. Bekanntermaßen liegt die Wirkung des  $\text{S}^{2-}$

bzw. eventuell vorliegenden  $\text{HS}^-$  in einer Hemmung der Rekombinationsreaktion der Wasserstoffatome zum Wasserstoffmolekül, so daß die Adsorption des atomaren Wasserstoffs an der Stahloberfläche gefördert wird, hohe Wasserstoffaktivitäten entstehen können und diese das Eindringen des Wasserstoffs in den Stahl und die damit verbundene Versprödung bewirken.

Auch der kaltgezogene Spannstahl E zeigt unter diesen Bedingungen in ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen deutliche Versprödungsmerkmale, wie zusätzlich durch die Bruchanalyse bestätigt werden konnte.

#### 4.3.2.7 Vorkorrosion in sulfidhaltiger Lösung

Die Vorkorrosion in sulfidhaltiger Lösung zeigt bei anschließendem Dauerstandversuch in ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen ähnliche Effekte wie bei der Vorkorrosion in sulfidhaltigem Elektrolyten, während der Dauerstandversuch in Leitungswasser nur in zwei Fällen beim Stahl D 2 geringfügige Abminderungen der Brucheinschnürung bzw. -dehnung bewirkt (Abb. 87). In gesättigter  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen brach der vergütete Spannstahl D 2 nach 27 bzw. 150 Stunden spröde im Dauerstandversuch, Stahl A und B zeigten Abminderungen der Verformungskennwerte im Zugversuch, beim Stahl E blieben die mechanischen Kennwerte unbeeinflusst.

Die Wirkung des Sulfids auf das Korrosionsverhalten muß nach diesen Versuchen ähnlich eingeschätzt und bewertet werden wie das Vorliegen von Sulfid in einer Lösung.

### S<sup>2-</sup>-Vorkorrosion

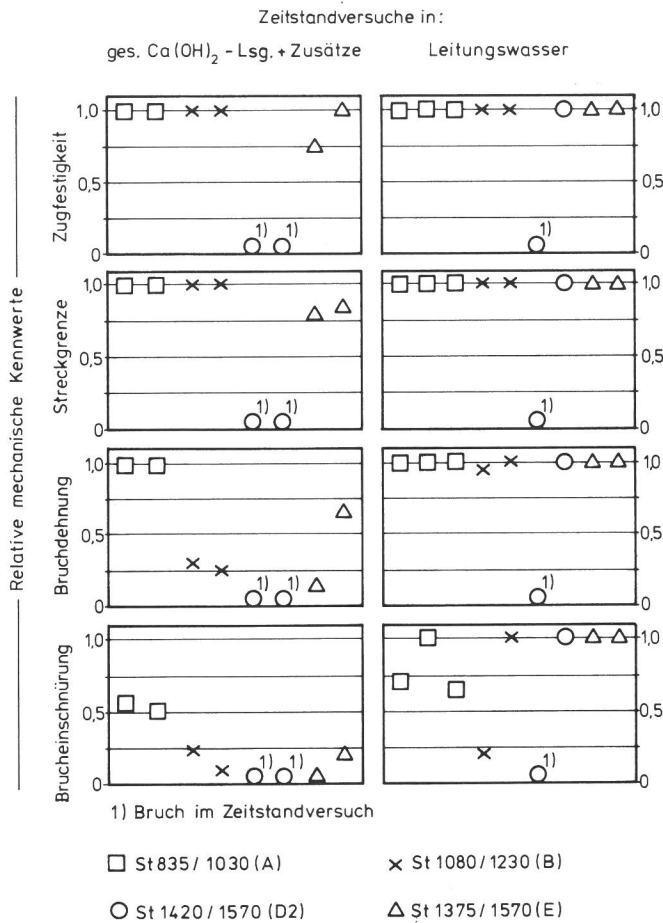


Abb. 86  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in sulfidhaltiger Umgebung und Dauerstandversuch

### SO<sub>3</sub><sup>-</sup>-Vorkorrosion

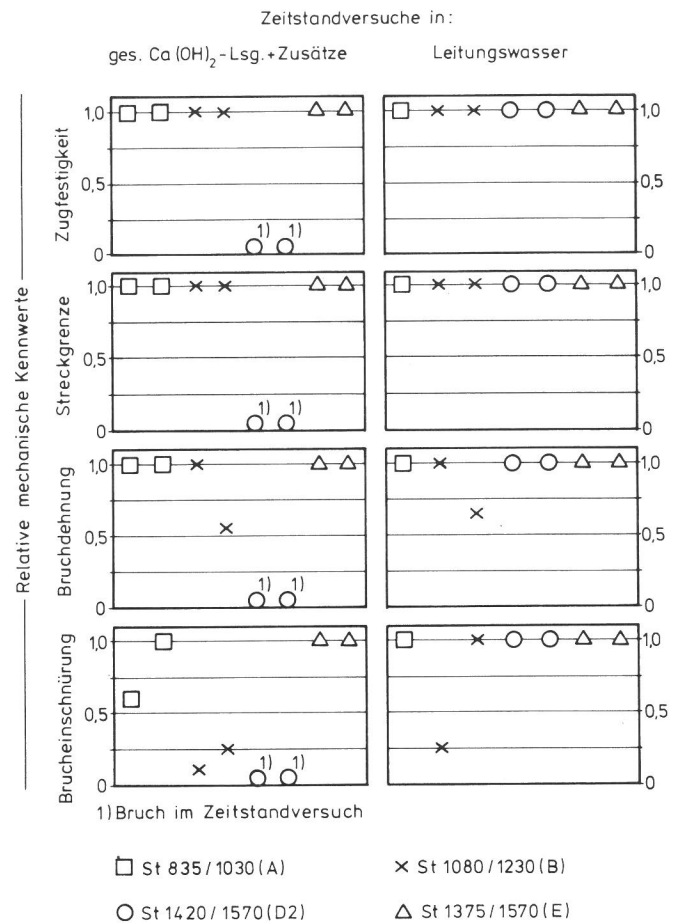


Abb. 87  
Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in sulfithaltiger Umgebung und Dauerstandversuch

#### 4.3.2.8 Vorkorrosion in rhodanidhaltiger alkalischer Umgebung

Die Versuche 139 bis 150 beinhalten bezüglich der Vorkorrosion abweichende Bedingungen von den vorher beschriebenen Verhältnissen. Um die Wirkung kleiner Rhodanidzusätze in üblichen Hüllrohrwässern zu untersuchen, wurde die Vorkorrosion unter ansonsten analogen Bedingungen zu den vorhergehenden Versuchen in einer gesättigten Calciumhydroxidlösung mit Zusätzen von 5 000 mg SO<sub>4</sub><sup>-</sup>/l (als K<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>), 500 mg Cl<sup>-</sup>/l (als NaCl) und 1 000 mg SCN<sup>-</sup>/l (als KSCN) durchgeführt. Einbezogen wurden Stähle der Qualitäten St 1080/1230 (Stahl B), St 1420/1570 (Stahl D 2) und St 1375/1570 (Stahl E). Nach der Vorkorrosion erfolgte der Dauerstandversuch in der üblichen Weise. Von jeder Stahlqualität wurden in jeder Versuchsreihe zwei Proben geprüft.

In der Abb. 88 sind die Ergebnisse der Versuche dargestellt. Während des Dauerstandversuches traten Brüche lediglich bei der Qualität D 2 auf. Die Standzeiten betragen eine bzw. 161 Stunden. Ähnlich den Versuchen mit anderen Arten der Vorkorrosion konnte im Zugversuch nach dem Dauerstandversuch keine Abminderung von Zugfestigkeit oder Streckgrenze ermittelt werden. Bei den im Zugversuch gerissenen Proben der Stahlqualitäten B und E ist die Brucheinschnürung (B und E) bzw. -dehnung (B) erheblich abgemindert gegenüber den Vergleichswerten unbehandelter Proben.

Erwartungsgemäß unterschieden sich die Ergebnisse nur unwesentlich, wenn nach gleichartiger Vorkorrosion im Dauerstandversuch die gesättigte Calciumhydroxidlösung mit Zusätzen durch Leitungswasser ersetzt wurde (rechtes Teilbild, Abb. 88). Lediglich beim Stahl D 2 trat eine Abweichung im

Verhalten auf, da die zweite Probe im Dauerstandversuch nicht versagte.

Insgesamt bestätigten die Versuche die auch bei anderen Arten der Vorkorrosion gewonnenen Erkenntnisse. Unter gleichartigen Umgebungsbedingungen reagiert der Stahl D 2 am empfindlichsten auf eine korrosionsbedingte Wasserstoffaufnahme. Der Stahl B zeigt im Zugversuch nach dem Dauerstandversuch ausgeprägte Versprödungsmerkmale, während die Veränderung der mechanischen Kennwerte beim Stahl E am geringsten ausgeprägt erscheint.

Die spezifische Wirkung des Rhodanids ist ebenfalls mit großer Wahrscheinlichkeit auf eine kinetische Hemmung der Rekombinationsreaktion des Wasserstoffs zurückzuführen.

#### 4.3.2.9 Andere Versuche

Neben den in den vorhergehenden Abschnitten beschriebenen Versuchen wurden noch weitere Dauerstandversuche an mit 80 % der Zugfestigkeit belasteten Spannstählen der Qualitäten A und B durchgeführt. Tabelle 8 zeigt für diese Versuche 1 bis 7, 14 und 15 die Bedingungen der Vorkorrosion und anschließenden Dauerstandversuche. Bei keinem der Stäbe trat ein Bruch auf, obwohl z. T. erhebliche Rostnarben auf der Oberfläche nach dem Ausbau ermittelt wurden. Der stärkste Korrosionsangriff wurde auf dem Stab Nr. 14 beobachtet (Abb. 89 und 90). Die geometrische Ausbildung der Korrosionsnarben schwankte auf diesem Stab zwischen Narbenlängen von 7 bis 20 mm, Breiten von 4 bis 9 mm und Eindringtiefen bis zu 370 µm. Die Lage der Narben bewegte sich entlang der Phasengrenze zwischen der ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung und der Atmosphäre im Hüllrohr aus den



## SCN<sup>-</sup>-Vorkorrosion

Zeitstandversuche in:

ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lsg.+Zusätze

Leitungswasser

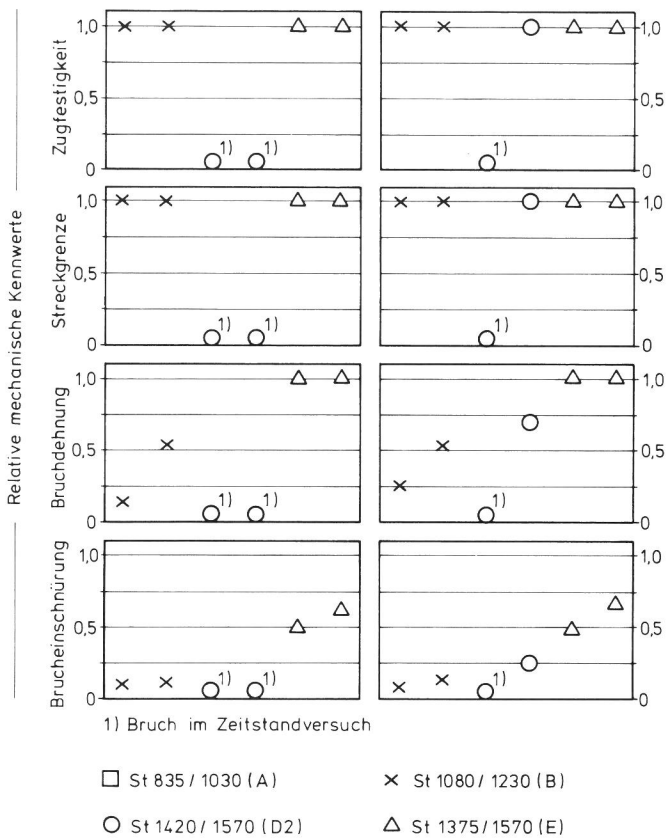


Abb. 88

Relative mechanische Kennwerte nach Vorkorrosion in rhodanidhaltiger alkalischer Umgebung und Dauerstandversuch

Dauerstandversuchen. Ein nachträglicher Zugversuch erbrachte jedoch, ebenso wie in den Versuchen 1 bis 7, keinen Abfall der mechanischen Kennwerte gegenüber den Ausgangswerten. Auch der Bruchausgang lag in allen Fällen im Zentrum der Proben. Die mechanischen Verletzungen in Form der Rundkerben können nicht als Punkte bevorzugten korrosiven Angriffs angesehen oder als Ausgangsbereiche von Anrissen angesehen werden.

### 4.3.2.10 Bruchauswertung

Sowohl die in den Dauerstandversuchen als auch in den Zugversuchen aufgetretenen Brüche wurden im Hinblick auf das Bruchaussehen, die Lage des Bruches in der Zeile und den Bruchausgang ausgewertet. Da die Bruchcharakteristik von der Spannstahlqualität abhängt, werden die einzelnen Bruchverläufe im folgenden für jede der Qualitäten einzeln erläutert.

Wie schon aus den Ergebnissen der Zugversuche hervorging, konnten grundsätzlich zwei Arten von Brüchen nachgewiesen werden: duktile Brüche und wasserstoffinduzierte Sprödbrüche. Der duktile Bruch ist bei allen Stahlqualitäten durch eine makroskopische Einschnürung im Bereich der Bruchfläche gekennzeichnet. Werden die Bruchflächen im REM untersucht, so zeichnet sich die gesamte Bruchfläche durch Wabenbruch aus. Der Bruchausgang liegt stets im Zentrum der Proben, die Randbereiche bestehen aus mehr oder weniger großen Bereichen mit Scherlippen. Makroskopisch fehlt beim wasserstoffinduzierten Sprödbbruch die Bruchdehnung, der Bruchausgang kann je nach Stahlqualität vom Rand oder auch vom Zentrum der Probe ausgehen, und der Anteil der Scherlippen ist entweder beträchtlich abgemindert bzw. nicht mehr vorhanden.

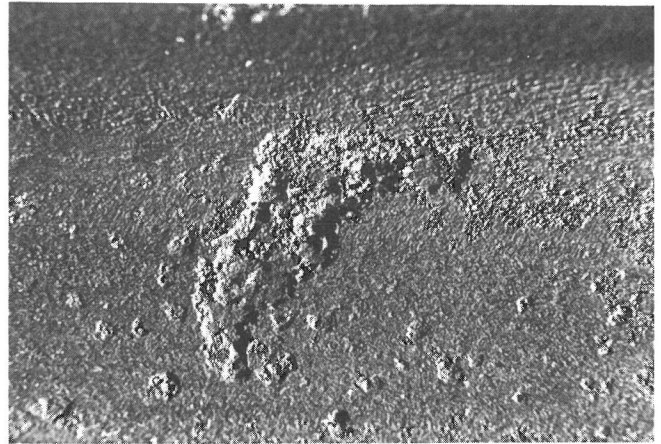


Abb. 89

Korrosionsnarben an Stab Nr. 15, Stahl A, Standzeit > 1 000 h (Vergrößerung 5 : 1)

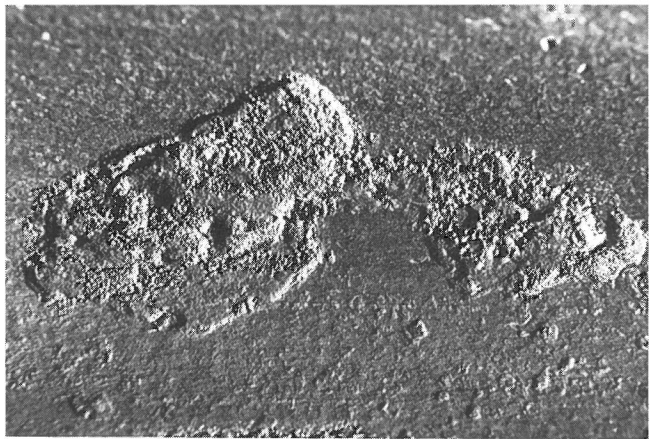


Abb. 90

Korrosionsnarben an Stab Nr. 15, Stahl A, Standzeit > 1 000 h (Vergrößerung 5 : 1)

Bei der mikroskopischen Betrachtung variiert das Bruchaussehen außerordentlich in Abhängigkeit von der Stahlqualität, die einzelnen Ergebnisse werden dargestellt und untereinander verglichen.

### St 835 / 1030 (Stahl A)

Bezüglich der Lage der Bruchausgänge im Bereich der Zelle ließ sich keine Regel ermitteln. Bei zwei Versuchen (33 mit Cl<sup>-</sup>-Vorkorrosion, 18 mit SO<sub>4</sub><sup>2-</sup>-Vorkorrosion) lagen die Bruchausgänge außerhalb des ehemaligen Zellbereichs. Im Versuch 18 wirkte eine Korrosionsnarbe der Vorkorrosion bruchauslösend, im Versuch 33 trat zwar eingeschränkte Bruchdehnung auf, der Bruch selbst verlief aber duktil. Die übrigen Stäbe rissen im Zellbereich.

Die meisten Bruchausgänge (Versuch 30 bis 32, 42, 43 und 48) konnten an der Phasengrenze Zellatmosphäre/Lösung festgestellt werden, in zwei Fällen (Versuch 18 und 19) lagen die Bruchausgänge direkt unterhalb der Einfüllbohrung in der Zelle. Bruchausgänge im Bereich der von Lösung umgebenen Oberfläche wurden nicht gefunden. Die Brüche traten sowohl in den ehemals sauerstoffreichen als auch sauerstoffarmen Zellbereichen auf, wobei der sauerstoffreiche Bereich überwog. Dieses Ergebnis galt ebenso bei allen nachfolgenden Stahlqualitäten. Obwohl mit Ausnahme der Nitratversuche zum Teil erhebliche Korrosionsnarben (200 bis 300 µm Tiefe, 10 mm lang, 5 bis 7 mm breit) auftraten, beeinflussen diese das Bruchverhalten kaum. In fast allen Fällen gingen die Brüche eher von kleineren Korrosionsnarben aus, deren Wirkung gefährlicher zu bewerten ist als die großflächiger Narben.

Bei einigen Versuchen wurde die Staboberfläche im Dauerstandversuch in beiden Bereichen mit Bändern aus Stahl umwickelt, um künstliche Spaltwirkungen zu simulieren. Eine bevorzugte Korrosion dieser Stellen bzw. ein Einfluß auf das Bruchverhalten ergab sich nicht.

Um das spröde Bruchverhalten bei dieser Stahlqualität unter den vorgegebenen Bedingungen zu charakterisieren, sind von der Probe 51, welche die stärkste Versprödung aller Proben aufwies, REM-Aufnahmen angefertigt worden. Der Bruch ging von einer Korrosionsnarbe aus. In diesem Gebiet tritt Wabenbruch auf (Abb. 91), der nach ca. 2 mm Abstand vom Rand des Bruchausganges durch Spaltbruch abgelöst wird. Abb. 92 zeigt die Übergangszone, in der Waben- und Spaltbruch nebeneinander vorliegen. Der gesamte Restbruch besteht aus Spaltbruch.

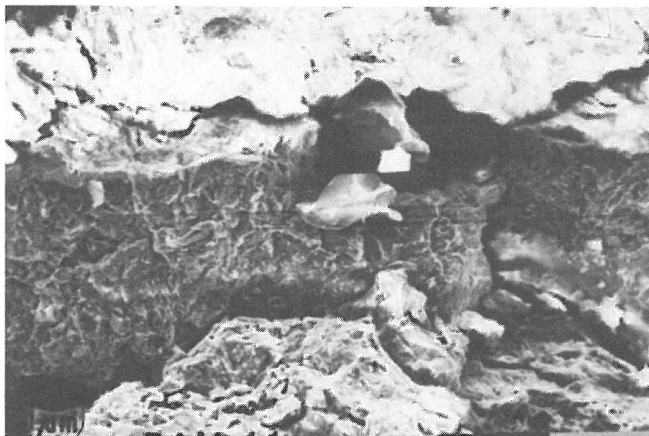


Abb. 91  
Bruchausgang Probe 51, Stahl A (Vergrößerung 500 : 1)

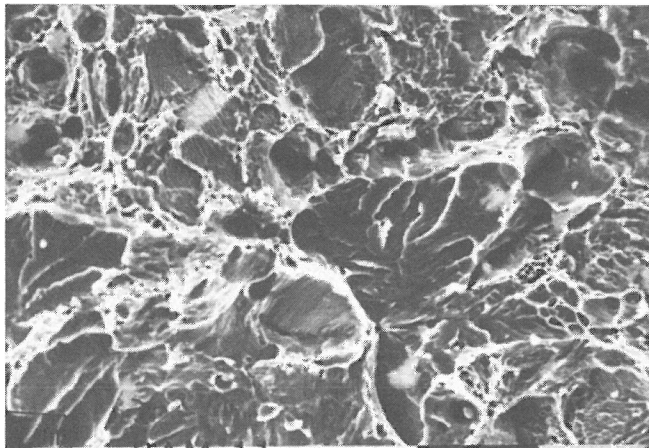


Abb. 92  
Spalt- und Wabenbruch im Innern der Probe 51, Stahl A (Vergrößerung 1 000 : 1)

### St 1080/1230 (Stahl B)

Zwei Proben (Versuch 8,  $\text{SO}_4^{2-}$  und Versuch 45,  $\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$ , beide in Leitungswasser vorgespannt) rissen außerhalb des Zellbereichs. Bei den in  $\text{S}^{2-}$ -enthaltenen Lösungen vorkorrodieren Proben trat der Bruch im sauerstoffarmen Zellbereich ein, sonst lagen die Brüche im sauerstoffreichen Teil der Zelle. In den Versuchen 9, 12 und 13 befand sich der Bruchausgang im Bereich der Staboberfläche, die unterhalb der Einfüllbohrung der Zelle lag, beim Versuch 26 ging der Bruch von einer Korrosionsnarbe rund 5 mm unter der Lösungsoberfläche aus. Bei den anderen Proben entwickelte sich der Bruch am Übergangsbereich zwischen Lösung und Zellatmosphäre.

Für die Wirkung kleiner oder größerer Korrosionsnarben gilt sinngemäß das gleiche wie für die Stäbe der Qualität St 835/1030.



Abb. 93  
Bruchausgang Versuch 12, Stahl B (Vergrößerung 12 : 1)



Abb. 94  
Bruchausgang Versuch 13, Stahl B (Vergrößerung 12 : 1)

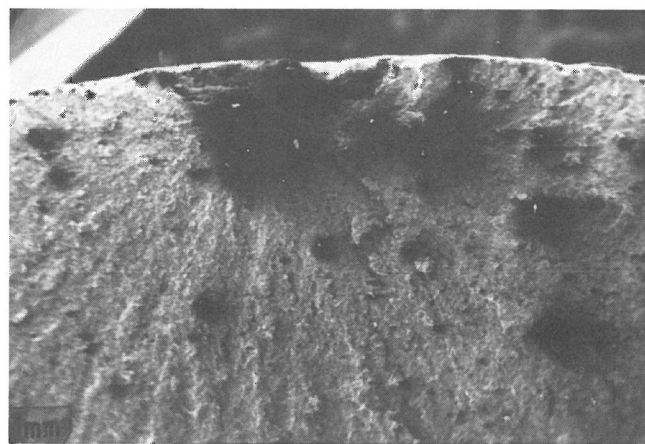


Abb. 95  
Bruchausgang Übersicht Versuch 53, Stahl B (Vergrößerung 20 : 1)

Alle Brüche wurden mittels Stereomikroskop und REM ausgewertet. Bei den duktil zerrissenen Proben bestand die Bruchfläche fast ausschließlich aus Wabenbruch mit nur geringen Spaltbruchanteilen.

Die Brüche, bei denen sich die mechanischen Kennwerte gegenüber den Ausgangswerten verändert hatten, wiesen untereinander ähnliches Bruchaussehen auf. Ausgehend von einer Korrosionsnarbe am Umfang verlief die Bruchstruktur sternförmig in die Restbruchfläche hinein. Stellvertretend für die Vielzahl dieser Brüche sind in den Abb. 93 und 94 die Bruchausgänge der Versuche 12 und 13 dargestellt. Beide Brüche zeichnen sich durch einen linsenförmigen ca. 200 bis

300  $\mu\text{m}$  tiefen dunklen Bruchausgang aus, der im REM als Wabenbruch erscheint. Die gesamte Restbruchfläche besteht aus Spaltbruch. Das Bruchverhalten veränderte sich zwischen den Proben insofern, als daß weniger spröde gerissene Proben einen geringen Scherlippenanteil aufwiesen, der sich ebenfalls aus Wabenbruch zusammensetzte.

Aufgetrennte Korngrenzen oder interkristalline Anrisse konnten nicht nachgewiesen werden.

Abb. 95 zeigt eine Übersicht über den Bruchausgang der Probe 53. Der Bruch beginnt an einer Korrosionsnarbe, die ca. 200  $\mu\text{m}$  in die Bruchfläche hineinragt und aus Wabenbruch, der z. T. mit Korrosionsprodukten belegt ist, besteht (Abb. 96). Die Restbruchfläche enthält Spaltbruch, der von transkristallinen Rißanteilen durchsetzt ist (Abb. 97).

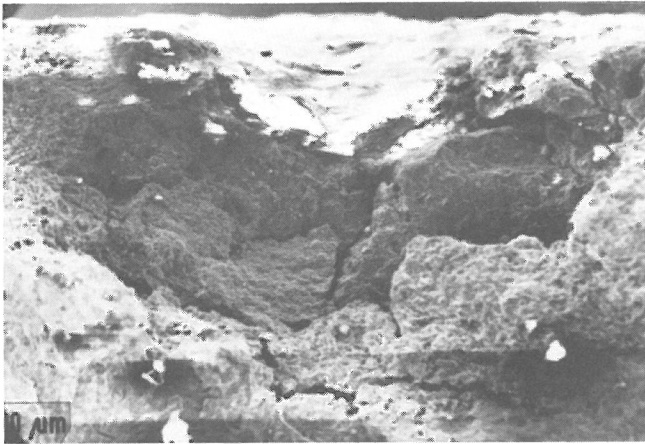


Abb. 96  
Korrosionsnarbe am Bruchausgang, Versuch 53, Stahl B (Vergrößerung 100 : 1)

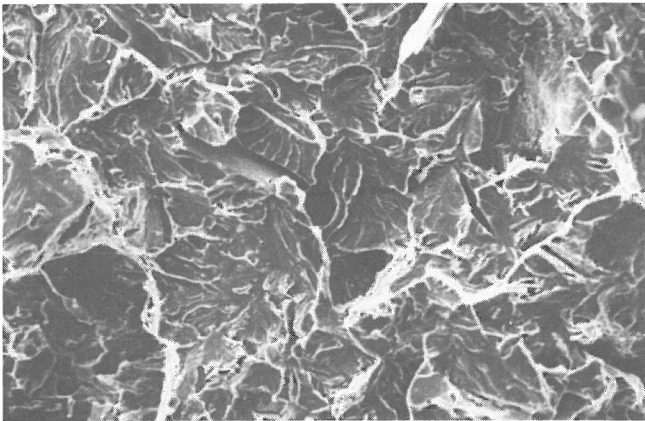


Abb. 97  
Spaltbruch mit Querrissen (Vergrößerung 1 000 : 1)

### St 1375/1570 (Stahl E)

Abb. 98 zeigt die Bruchflächen einer duktil gerissenen Probe (Versuch 63), in Abb. 99 sind die Bruchflächen der spröde gerissenen Proben des Versuches 69 nach Sulfidvorkorrosion dargestellt. Der Bruchausgang lag zwar bei beiden Proben im Zentrum, der Scherlippenbereich ist jedoch bei der Probe 69 deutlich kleiner ausgeprägt und zerfasert. Im REM konnte bei der Probe 63 nur Wabenbruch gefunden werden, bei der Probe 69 lagen im Mikrobereich Spaltbruchinseln innerhalb von Wabenbruch (Abb. 100 bis 102), deren Ausbildung den Einfluß der Wasserstoffaufnahme auf das Bruchgefüge verdeutlicht. Zusätzlich konnten sowohl in den REM-Aufnahmen (Abb. 102, 103) als auch im Querschliffen (Abb. 104, 105) wasserstoffinduzierte Risse nachgewiesen werden.

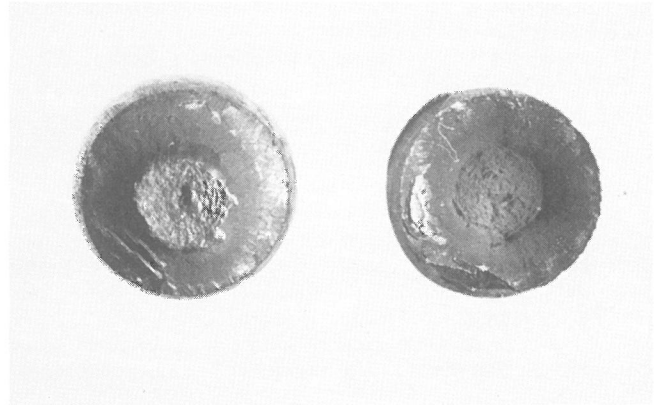


Abb. 98  
Duktiler Bruch Stahl E, Versuch 63 (Vergrößerung 3 : 1)



Abb. 99  
Spröder Bruch, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 3 : 1)

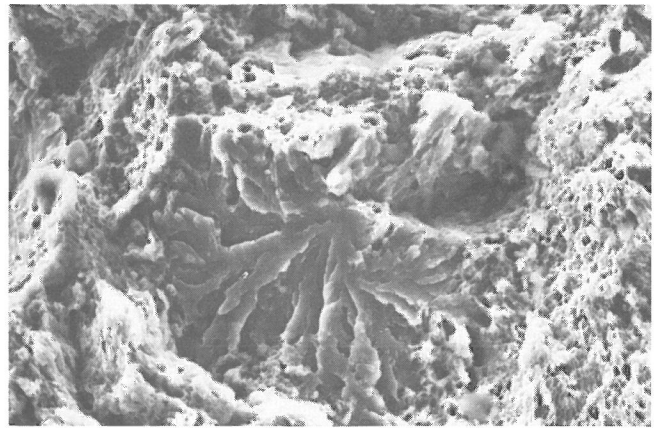


Abb. 100  
Spaltbruch mit Wabenbruch, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 1 500 : 1)

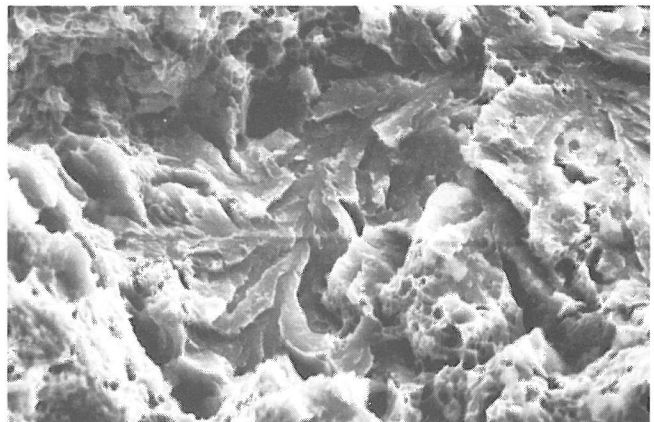


Abb. 101  
Spaltbruch mit Wabenbruch, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 2 500 : 1)



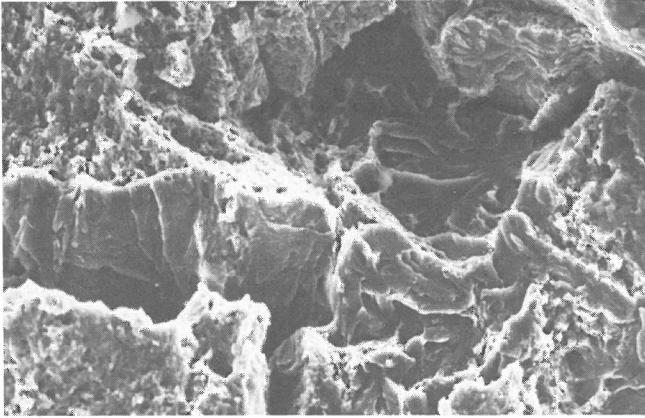


Abb. 102  
Spaltbruch mit Wabenbruch, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 1 000 : 1)

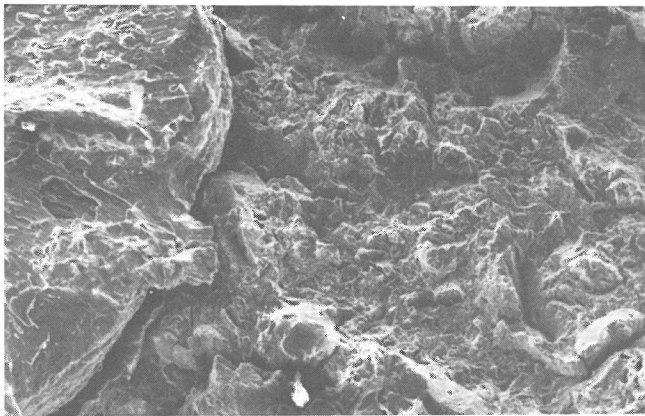


Abb. 103  
Spaltbruch mit Wabenbruch, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 100 : 1)

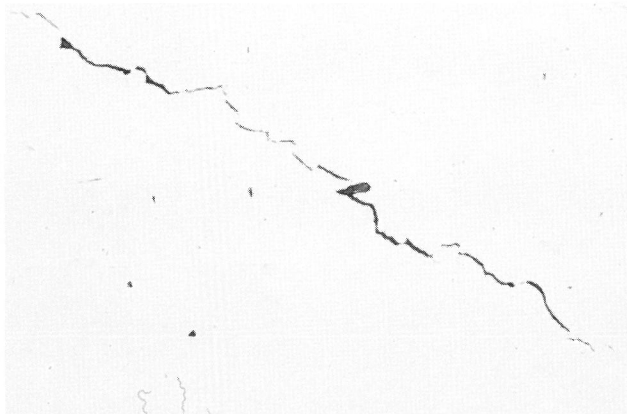


Abb. 104  
Querschliff mit Innenriß, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 190 : 1)

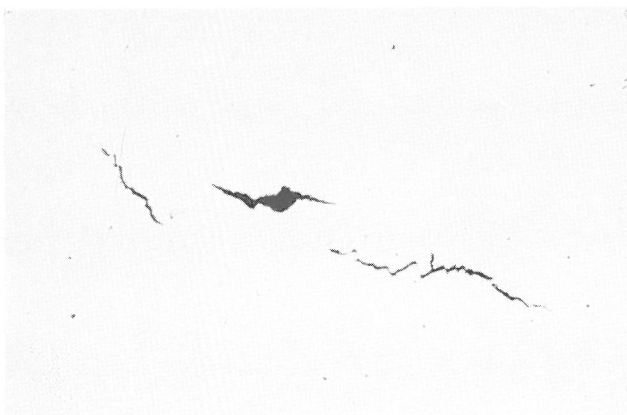


Abb. 105  
Querschliff mit Innenriß, Stahl E, Versuch 69 (Vergrößerung 190 : 1)



Abb. 106  
Narbenkorrosion in der Umgebung des Bruches, Stahl E, Versuch 66 (Vergrößerung 2 : 1)

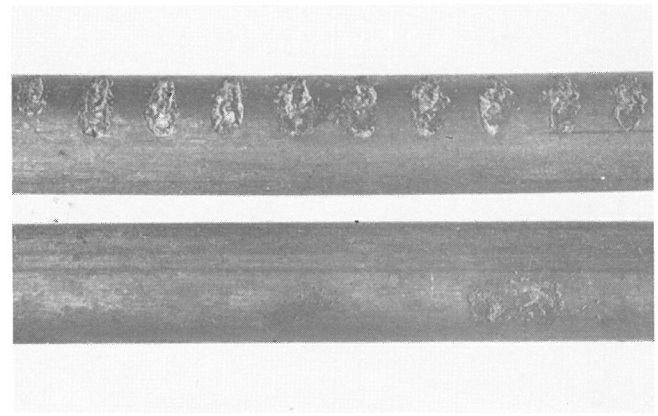


Abb. 107  
Narbenkorrosion in der Umgebung des Bruches, Stahl E, Versuch 64 (Vergrößerung 2 : 1)

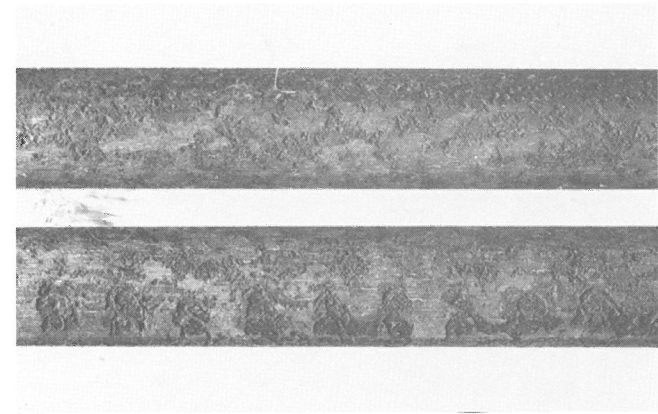


Abb. 108  
Narbenkorrosion in der Umgebung des Bruches, Stahl E, Versuch 70 (Vergrößerung 2 : 1)

Im Vergleich zu den naturharten Stabstählen und vergüteten Drähten fällt auf, daß alle Proben trotz der zum Teil erheblichen Korrosionsschäden (Abb. 106 bis 108) einen zentralen Bruchausgang besaßen.

#### St 1420/1570 (Stahl D 2)

Die Brüche im Dauerstandversuch zeigten ein makroskopisch sprödes Aussehen, daß durch einen mehr oder weniger stark ausgeprägten sternförmig in die Bruchfläche verlaufenden Hauptbruchanteil mit umlaufenden Schubspannungslippen gekennzeichnet ist (Abb. 109). Je nach Grad der Versprödung verändert sich der Anteil der Scherlippe an der Gesamtbruchfläche.

Unversprödete Proben enthalten einen größeren Bereich mit Schubspannungslippen (Abb. 110), bei versprödeten Proben



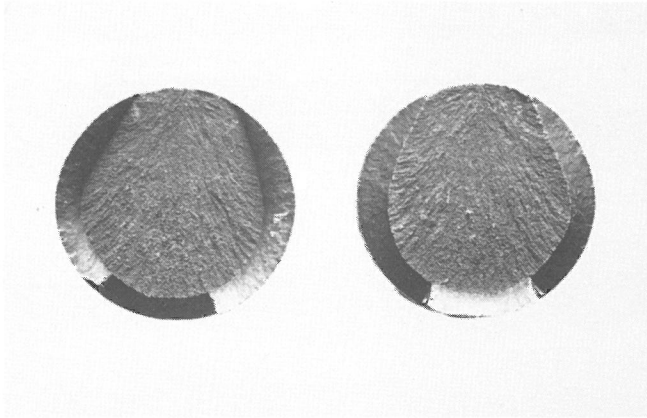


Abb. 109  
Sprödbbruch, Stahl D 2, Versuch 81 (Vergrößerung 3 : 1)

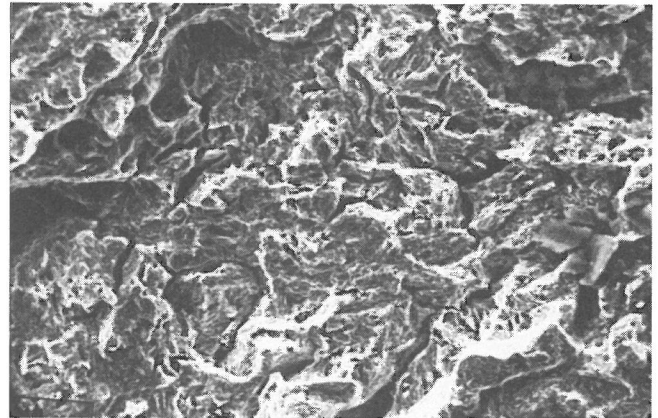


Abb. 113  
Bruchausgang, Versuch 102 (Vergrößerung 500 : 1)

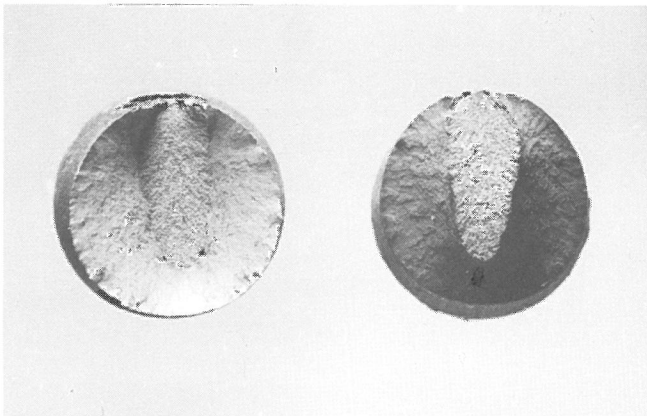


Abb. 110  
Duktiler Bruch, Stahl D 2, Versuch 86 (Vergrößerung 3 : 1)

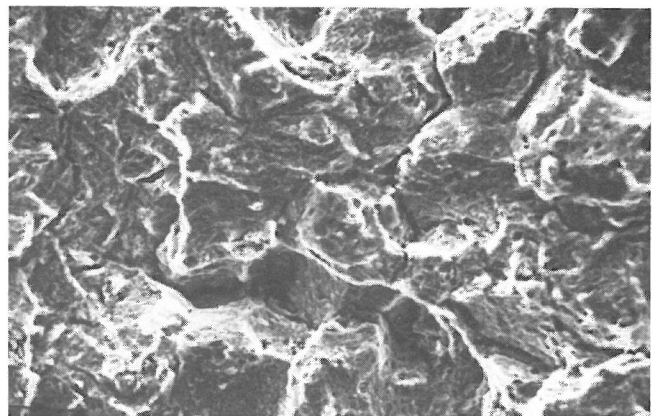


Abb. 114  
Bruchausgang, Versuch 81 (Vergrößerung 1 000 : 1)



Abb. 111  
Querriß neben der Bruchfläche, Stahl D 2, Versuch 67 (Vergrößerung 13 : 1)

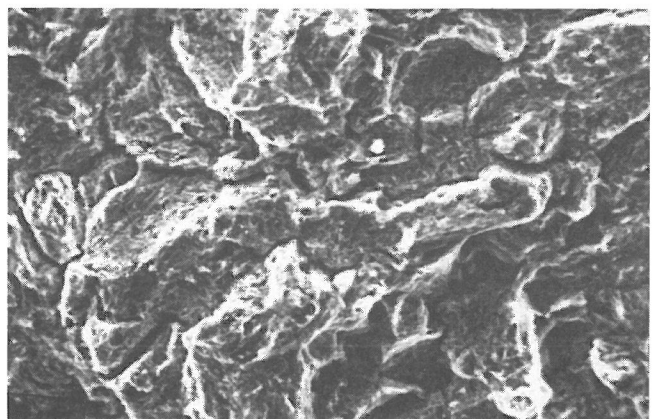


Abb. 115  
Bruchausgang, Versuch 110 (Vergrößerung 1 000 : 1)

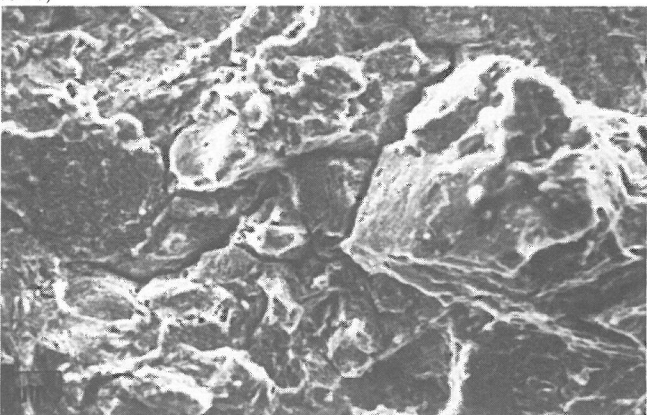


Abb. 112  
Bruchausgang, Versuch 67 (Vergrößerung 1 000 : 1)

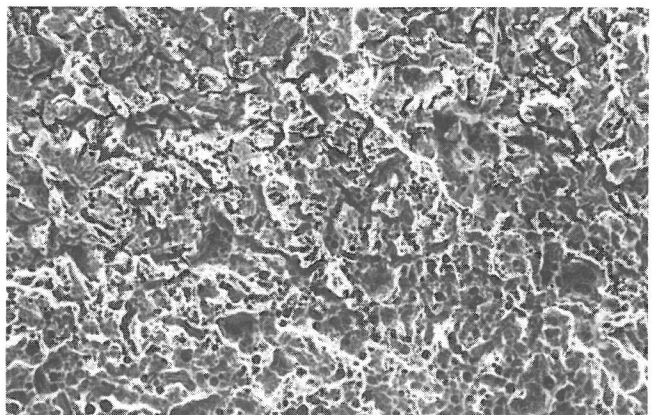


Abb. 116  
Bruchausgang, Versuch 75 (Vergrößerung 300 : 1)

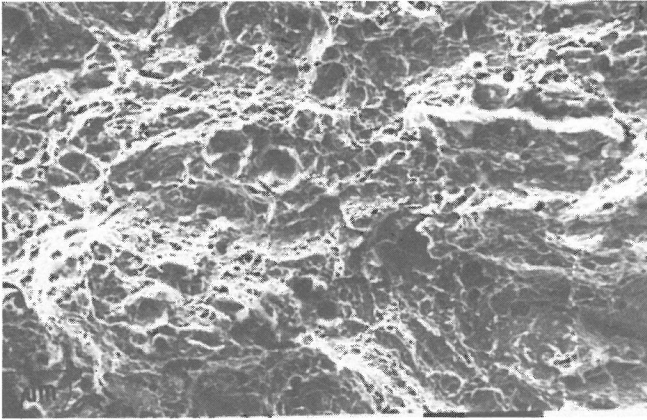


Abb. 117  
Restbruch mit Wabenbruch (Vergrößerung 1 000 : 1)

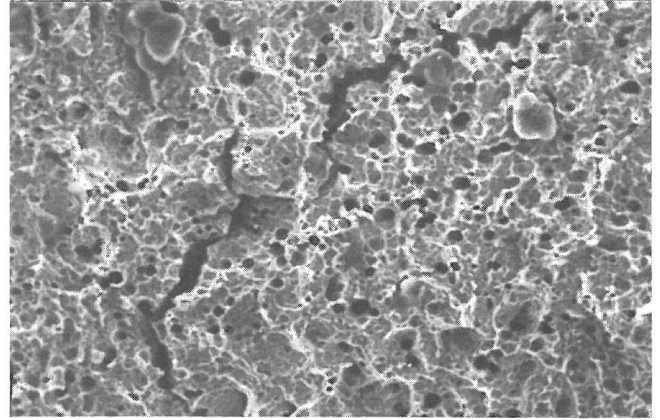


Abb. 121  
Wabenbruch mit inneren Rissen beim Stahl D 2 (Versuch 143)

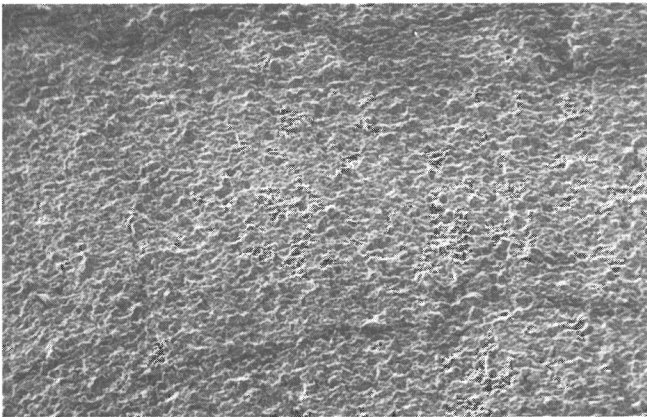


Abb. 118  
Wabenbruch mit Makrorissen (Vergrößerung 50 : 1)

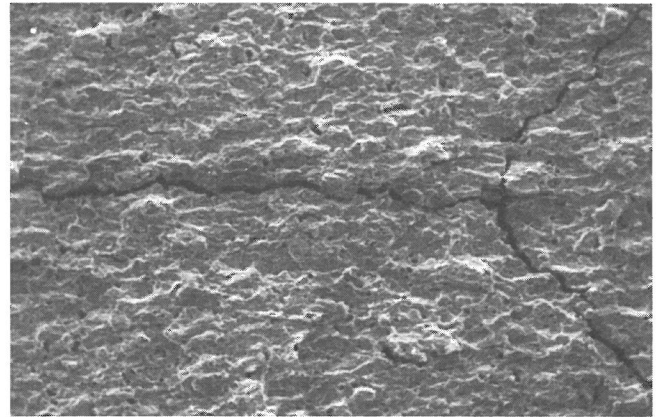


Abb. 122  
Makroriß beim Stahl D 2 (Versuch 143)

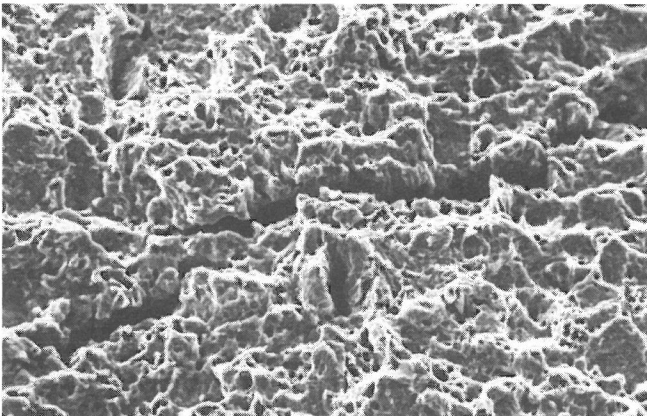


Abb. 119  
Wabenbruch mit Makrorissen (Vergrößerung 500 : 1)

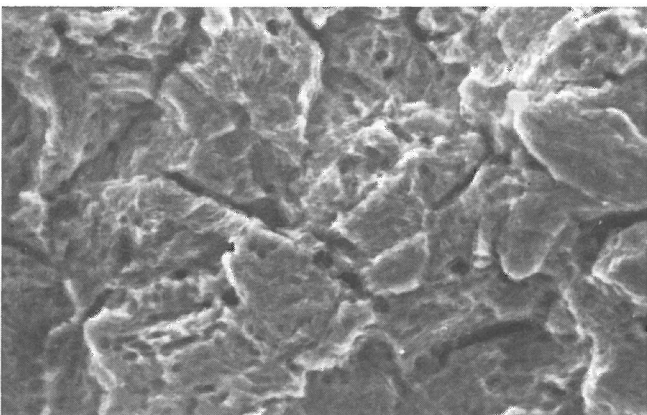


Abb. 120  
Interkristallin aufgelöster Bereich im Bruchausgang beim Stahl D 2 (Versuch 143)

wird der Anteil reduziert (Abb. 109). Bruchproben ohne Scherlippenanteil, die bei der Qualität St 1080/1230 auftreten, konnten auch bei den im Dauerstandversuch gerissenen Proben nicht gefunden werden. Bei der Probe 67 wurde neben der Bruchfläche in einem Abstand von ca. 1 cm ein weiterer Querriß ermittelt (Abb. 111).

Die Bruchausgänge befanden sich in allen Versuchen am Übergang vom Elektrolyten zur Zellatmosphäre. Ebenso wie bei den Stabstählen gingen die Brüche nicht von den jeweils größten vorhandenen Korrosionsnarben aus.

An den vorzeitig gerissenen Proben 67, 102, 81, 110 und 75 wurden eingehende elektronenoptische Untersuchungen der Bruchgefüge durchgeführt, die qualitativ ähnliche Ergebnisse lieferten. Der Bruchausgang und ein halbkreisförmiger Anrißbereich, der bis maximal 600 µm in die Bruchfläche hineinragt, besteht aus mikrozähen Bereichen mit interkristallin aufgelösten Gebieten entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen (Abb. 112 bis 116). Der Restbruch setzt sich aus Wabenbruch zusammen (Abb. 117), der von einer Vielzahl von Makrorissen (Abb. 118 und 119) durchzogen wird.

Das Bruchverhalten der in alkalischer, mit Rhodanid angereicherter Lösung vorkorrodierten Proben (Versuche 146, 147, 161) kann wie folgt beschrieben werden:

Makroskopisch zeigten sowohl die im Dauerstand- als auch im Zugversuch gerissenen Proben mit fehlender bzw. stark abgeminderter Brucheinschnürung und unbedeutenden Anteilen an Scherlippen in der Bruchfläche charakteristische Merkmale eines wasserstoffinduzierten Sprödbruches. REM-Aufnahmen der Bruchflächen bestätigten diesen Befund auch in mikroskopischen Bereichen der Bruchfläche. Abb. 120 zeigt interkristallin aufgelöste Bereiche im Bruchausgang der nach 161 h im Dauerstandversuch gerissenen Probe des Stahles D 2. Die Restbruchfläche bestand aus Wabenbruch, der teilweise von



Innenrissen durchsetzt war (Abb. 121). Qualitativ ergab sich auch bei der nach 1 h gerissenen Probe ein vergleichbares Bruchbild. Der interkristallin aufgelöste Bereich im Randbereich des Bruches nahm jedoch eine geringere Fläche ein als bei der nach 161 h gerissenen Probe. Bestimmend für das Eintreten des Bruches war ein im Inneren der Probe verlaufender, verästelter Makroriß (Abb. 122). Mit großer Wahrscheinlichkeit ist das Versagen dieser kurzfristig gerissenen Probe auf die Wasserstoffabsorption während der Vorkorrosion zurückzuführen. Die anschließende mechanische Belastung bewirkte ein sehr schnelles Rißwachstum bereits vorhandener Rißkeime, so daß ein Versagen der Probe bereits nach 1 h eintrat.

## 5. Zusammenfassung

### Baustellenuntersuchungen

Im Rahmen der vorliegenden Forschungsarbeit wurden durch Baustellenuntersuchungen die für die Korrosion von Spannstählen relevanten baupraktischen Umgebungsbedingungen vor dem Injizieren ermittelt. Dabei ergaben sich die im folgenden aufgeführten Erkenntnisse.

Die Transportbedingungen zur Baustelle wurden durch eine Umfrage unter den Spannstahlverarbeitern und Baustellenbesuche untersucht. Dabei stellte sich heraus, daß Fertigspannglieder zumeist auf offenem Lkw zur Baustelle transportiert werden. Nach den Erfahrungen der Baustellenbesuche muß die Möglichkeit einer korrosionsbedingten Vorschädigung beim Transport der Spannstähle als äußerst gering angesehen werden. Korrosionsschutzmittel werden nur dann verwendet, wenn für Transport, Lagerung auf der Baustelle oder unverpreßte Verweilzeit im Bauwerk außergewöhnlich lange Zeiten erwartet werden.

Die Lagerung der Spannstähle auf Baustellen erfolgte zumeist in einer normgerechten, korrosionseinschränkenden Weise (s. DIN 4227 bzw. entsprechende Ausführungsbestimmungen). Auf einigen Baustellen wurden jedoch bodennahe Lagerungsplätze und Abdeckungen der Spannstähle mit Zeltplanen oder Plastikbahnen ermittelt, die aufgrund der mikroklimatischen Bedingungen zur Schwitzwasserbildung mit entsprechenden Korrosionsangriffen führen und deshalb zu vermeiden sind.

Auf einer Baustelle wurden während der Wintermonate nur unzureichend geschützte Spannstähle St 1080/1230 neben einer stark befahrenen Straße gelagert. Durch Tausalzeineinwirkung wurde eine starke gleichmäßige Verrostung der Spannstahloberfläche mit erhöhten Chloridgehalten auf der Oberfläche der Spannstähle im Bereich der Spritzwassereinwirkung festgestellt. Trotz dieser ungünstigen Verhältnisse konnte keine Veränderung der mechanischen Kennwerte ermittelt werden.

Die für Vorschädigungen bedeutendste Phase besteht beim Einbau der Spannglieder in die Verschalung bzw. während der Verweilzeit in der Verschalung in unbetoniertem Zustand. Ungenügende Verrohrung der Spannglieder und Löcher in den Hüllrohren bieten während dieser Zeit die Möglichkeit des Eindringens von Regen- oder Leitungswasser bzw. schaffen eine Voraussetzung für das Eindringen von Restwasser aus dem Betoniervorgang (s. Abschnitt Hüllrohrwässer). Knicke in den Hüllrohren, die nach unseren Erfahrungen als unvermeidliche Baustellenbedingungen angesehen werden müssen, beeinträchtigen vielfach den späteren Verpreßvorgang.

Eine zeitliche Statistik über einen Zeitraum von zwei Jahren ergab bei einem ausgesuchten Spannverfahren eine mittlere Verarbeitungszeit (Anliefern der Spannglieder bis zum Verpressen) von ca. 45 Tagen. Prüfzeiträume zur Spannstahlkorrosion im Labor von 1 000 Stunden erscheinen unter diesem Gesichtspunkt realitätsnah.

Relative Feuchtigkeit und Temperatur wurden in verschiedenen Stadien der Verarbeitung von Spanngliedern auf Baustellen

gemessen. Während der Lagerung und Verweilzeit im unbetonierten Zustand kann zwischen zwei möglichen Bedingungen unterschieden werden: in trockenen Hüllrohren herrschen während dieser Zeit die dem äußeren Klima entsprechenden Temperatur- und Feuchtigkeitsverhältnisse vor, während in Hüllrohren mit selbst geringen Wasseransammlungen stets eine rel. Feuchte von 100 % nachgewiesen wurde, die bei zeitlichen Temperaturschwankungen im Tagesverlauf mit Taupunktunterschreitungen zu Kondensation von Wasser auf der Stahloberfläche und entsprechenden meist punktförmigen Korrosionsangriffen führen. Nach dem Betonieren entwickeln sich Feuchtigkeit und Temperatur im unverpreßten Hüllrohr völlig unabhängig von den äußeren atmosphärischen Bedingungen. Durch die bei der Erstarrung des Betons freigesetzte Reaktionswärme steigt die Temperatur im Hüllrohr zunächst an, wobei der erreichte Maximalwert von der Höhe der Betondeckung abhängt. Nach Erreichen des Maximalwertes (in unseren Messungen ca. 60°C) fällt die Temperatur anschließend kontinuierlich auf den Wert der äußeren Umgebung des Bauwerks ab.

Die relative Feuchte in unverpreßten Spanngliedern erreicht bereits kurzfristig nach dem Betonieren ( $t < 20$  h) einen Wert von 100 % und behält diese Höhe bis zum Injizieren. Diese Klimaveränderung im Hüllrohr kann auf während des Betoniervorganges eingedrungene Feuchtigkeit (s. Hüllrohrwässer) zurückgeführt werden. Durch die vorher beschriebene Temperaturabsenkung im Hüllrohr während des Erstarrungsvorgangs des Betons tritt unter diesen Bedingungen Taupunktunterschreitung ein, die ein für die Korrosion notwendiges Feuchtigkeitsangebot liefert.

Neben Feuchtigkeit und Temperatur ist der Sauerstoffgehalt der Spannkanalatmosphäre ein weiterer wichtiger Parameter für den Ablauf von Korrosionsreaktionen, Messungen an einseitig geöffneten bzw. nicht völlig abgedichteten Spanngliedern ergaben sowohl vor als auch nach dem Betonieren keine Veränderung des atmosphärischen Sauerstoffgehaltes von 21 %.

In längeren (ca. 30 m) Spanngliedern mit ausreichender Abdichtung konnten nach dem Betonieren abgesunkene Sauerstoffgehalte bis zu 8 % gemessen werden. In der Nähe des Spannankers lagen die Sauerstoffgehalte höher als in weiterer Entfernung vom Spannanker. Dies läßt auf einen Konzentrationsgradienten des Sauerstoffgehalts über die Spanngliedlänge schließen.

Wasser kann auf vielfältige Weise in Spannkäle eindringen. Schon beim Transport, Verlegen und Verweilen in der Verschalung kann durch schadhafte Hüllrohre oder an freiliegenden Ankerteilen Wasser in Spannglieder eindringen. Nach dem Betonieren besteht ebenfalls die Möglichkeit, daß Restwasser vom Betonieren in die Spannkäle gelangt.

Nach unseren Untersuchungen muß die Wahrscheinlichkeit für das Eindringen von Wasser in die Spannglieder beim Betonieren als sehr hoch angesehen werden. Beim Durchblasen mit Preßluft vor dem Betonieren wurde auf mehreren Baustellen an verschiedenen Spannsystemen und Spanngliedern Wasser aufgefangen und analysiert. Die Menge des austretenden Wassers steht in Zusammenhang mit der Verwendung von Betonzusatzmitteln beim Betonieren. Erstarrungsverzögerer erhöhen die Fluidität und führen zu höheren Wassergehalten in den Hüllrohren.

In allen Hüllrohrwässern wurde der Chlorid- und Sulfatgehalt sowie der pH-Wert bestimmt. Dabei konnten zwei Gruppen von Wässern ermittelt werden. Die erste Gruppe enthielt niedrige Chlorid- (4 bis 8 mg/l) und Sulfatgehalte (28 bis 117 mg/l), der pH-Wert lag jedoch in den meisten Fällen im alkalischen Bereich (10,2 bis 11,3). Beide Ergebnisse deuten auf Leitungswasser hin, das jedoch mit geringen Restwasseranteilen vermischt bzw. mit Beton in Kontakt gekommen sein muß.

Bei der zweiten Gruppe der Hüllrohrwässer handelte es sich um Restwasser aus dem Betoniervorgang. Ihre Chloridgehalte



schwankten zwischen 60 und 350 mg/l, bei den Sulfaten konnten Gehalte bis zu 5 000 mg/l nachgewiesen werden. In der Mehrzahl der Proben wurden höhere pH-Werte (10 bis 12) ermittelt, bei Hüllrohrwässern, die sich bereits über einen längeren Zeitraum im Spannkanal befanden (ca. drei Monate) wurden auch pH-Werte im Neutralbereich gemessen.

Da nach den zur Zeit üblichen Verarbeitungsrichtlinien das Auftreten von Hüllrohrwässern nicht verhindert werden kann und diese bis zum endgültigen Verpressen der Spannglieder im Spannkanal verbleiben, wurde ihr Einfluß auf das Korrosionsverhalten verschiedener Spannstahlsorten in praxisnahen Dauerstandversuchen überprüft (s. Abschnitt „Laborversuche“). Bei der Entwicklung eines praxisorientierten Prüfverfahrens wurden die Ergebnisse aus den Zusammensetzungen der Hüllrohrwässer ebenfalls berücksichtigt.

Unter gewissen, durch die Konstruktion eines Bauwerks vorgegebenen Bedingungen oder länger anhaltende ungünstige Witterungsverhältnisse, die ein Verpressen der Spannstähle verhindern, können in der Spannbetonpraxis Fälle auftreten, in denen Spannglieder relativ lange (drei bis sechs Monate) unverpreßt und mechanisch belastet der Spannkanalatmosphäre ausgesetzt sind. Da im Regelfall diese Spannglieder anschließend injiziert werden, können Informationen über eventuelle korrosionsbedingte Veränderungen oder Schädigungen des Spannstahles in dieser Zeit nur in Sonderfällen gewonnen werden. Im Rahmen dieses Vorhabens wurden an drei Bauwerken Spannstahlproben entnommen und geprüft, bei denen Spannstähle unter definierten Lastbedingungen über einen längeren Zeitraum (drei bis 13 Monate) unverpreßt im Bauwerk verweilten.

In allen drei Fällen handelte es sich bei dem eingesetzten Spannstahl um kaltgezogenen Stahl, der entweder als Bündelspannglied (St 1470/1670) oder Litze (St 1580/1760) eingesetzt wurde. Die Einzelheiten des Versuchsablaufs sind im Bericht eingehend beschrieben. Bei der Litze traten nach drei Monaten Einbauzeit nur unbedeutende Korrosionserscheinungen in der Nähe des Ankerbereiches auf, die keinen Einfluß auf die mechanischen Kennwerte des Spannstahles bewirkten. In den anderen Fällen wurden unter ungünstigeren Umgebungsbedingungen zwar Korrosionsnarben bis zu 50 µm ermittelt, die aber auch ohne Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften des Spannstahles blieben.

## Laborversuche

Um zu untersuchen, ob eine Vorkorrosion mit unterschiedlichen Elektrolyten die mechanischen Eigenschaften des Spannstahles korrosionsbedingt beeinflusst, wurden im Anschluß an die Vorkorrosion Zugversuche an den Spannstählen durchgeführt und deren Ergebnisse mit den Werten von unbehandelten Proben verglichen. Obwohl die Stähle insbesondere nach der Vorkorrosion in chlorid- und sulfathaltigen Elektrolyten zum Teil erhebliche flächen- oder narbenförmige Korrosionserscheinungen aufwiesen, trat bei keiner Stahlqualität eine Minderung der Festigkeits- oder Zähigkeitseigenschaften im Zugversuch ein.

Bei den nach der Vorkorrosion durchgeführten Dauerstandversuchen ergaben sich je nach Stahlqualität folgende Ergebnisse.

### Spannstahl A (St 835/1030, d = 26 mm)

Weder in ges. Calciumhydroxidlösung mit Zusätzen an Chloriden und Sulfaten noch in Leitungswasser konnten innerhalb von 1 000 Stunden Brüche im Dauerstandversuch beobachtet werden. In den anschließenden Zugversuchen zeigten die Zugfestigkeit und Streckgrenze nur unbedeutende Abweichungen von den Ausgangswerten. Dieses Ergebnis galt für beide im Dauerstandversuch verwendeten Elektrolyten gleichermaßen. Ebenso blieb die Bruchdehnung nach allen Arten der Vorkorrosion und den folgenden Dauerstandversuchen unbeeinflusst. Die Brucheinschnürung, die am empfindlichsten auf eine Wasserstoffaufnahme der Spannstähle oder durch

Korrosion bedingte Kerbwirkungen reagiert, wurde mit Ausnahme der Vorkorrosion in nitrathaltiger Umgebung, bei der keine Abminderung beobachtet wurde, auch in den anderen Vorkorrosionsmedien nur geringfügig (20 bis 40 %) unter die ursprünglichen Werte abgesenkt. Ein Unterschied zwischen den Elektrolyten im Dauerstandversuch hinsichtlich ihrer Wirkung konnte nicht nachgewiesen werden.

Trotz der teilweise abgeminderten Werte der Brucheinschnürung zeigten die REM-Aufnahmen der Brüche duktilen Charakter, die Veränderung der Werte kann durch die Kerbwirkung der Korrosionsnarben, die auch vielfach den Bruchausgang bilden, erklärt werden.

### Spannstahl B (St 1080/1230, d = 26 mm)

Auch bei dieser Stahlqualität trat innerhalb der vorgegebenen Zeitgrenze kein Bruch im Dauerstandversuch ein. Streckgrenze und Zugfestigkeit wiesen mit Ausnahmen der Cl<sup>-</sup>-Vorkorrosion und Dauerstandversuch in Leitungswasser keine größeren Abweichungen von den Ausgangswerten auf. Zwischen den Medien im Dauerstandversuch ergaben sich in ihrer Wirkung insofern Unterschiede, als daß die ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung mit Zusätzen in ihrem Einfluß auf das Korrosionsverhalten der Spannstähle gefährlicher einzuschätzen ist, da in diesem Medium mit Ausnahme der Nitratvorkorrosion alle anderen Arten der Vorkorrosion zu erheblichen Abminderungen sowohl der Bruchdehnung als auch -einschnürung führten. In Leitungswasser waren mit Ausnahme der Cl<sup>-</sup>-Vorkorrosion die Abminderungen der Verformungskennwerte zum Teil geringer ausgeprägt.

Brüche mit abgeminderten Werten der Dehnung und Einschnürung zeigten im REM Spaltbruch, der Bruchausgang befand sich am Umfang von Korrosionsnarben aus. Kleinere Korrosionsnarben waren dabei ungünstiger als großflächige Narbenbereiche. Die veränderten Verformungskennwerte sind auf eine kombinierte Wirkung von korrosionsbedingter Wasserstoffaufnahme und Kerben zurückzuführen.

### Spannstahl D 2 (St 1420/1570, d = 12,2 mm)

In den Versuchen mit dem vergüteten Spannstahl D 2 rissen beim Dauerstandversuch in ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung mit Zusätzen innerhalb von 1 000 Stunden Stähle, die in SO<sub>3</sub><sup>2-</sup>- bzw. S<sup>2-</sup>-haltiger Umgebung vorkorrodieren waren, in Leitungswasser ergaben sich vorzeitige Brüche nach Vorkorrosion in Cl<sup>-</sup>- bzw. S<sup>2-</sup>-haltigen Lösungen. Zugfestigkeit und Streckgrenze zeigten in den restlichen im Zugversuch gerissenen Proben keine abweichenden Ergebnisse, während wiederum mit Ausnahme der Nitratvorkorrosion alle anderen eingesetzten Arten der Vorkorrosion erhebliche Abminderungen von Bruchdehnung und -einschnürung bewirkten. In der ges. Calciumhydroxidlösung mit Zusätzen traten diese Versprödungserscheinungen stärker hervor als in Leitungswasser.

Die vorzeitigen Brüche gingen von Randbereichen mit aufgelösten ehemaligen Austenitkorgrenzen aus, während der Restbruch aus Wabenbruch bestand. Bruchauslösend wirkte die bekannte, die Rekombination der durch Korrosion erzeugten Wasserstoffatome zum Wasserstoffmolekül hemmende Wirkung der Sulfid- bzw. HS-Ionen an der Oberfläche der Stähle. Dadurch entstanden hohe Wasserstoffaktivitäten, die das Eindringen des Wasserstoffs in den Stahl förderten und zu vorzeitigen Sprödbrüchen führten.

### Spannstahl E (St 1375/1579, d = 12,2 mm)

Die höchste Widerstandsfähigkeit gegen korrosionsbedingte Wasserstoffversprödung zeigte der kaltgezogene Spannstahl E. Lediglich die S<sup>2-</sup>-Vorkorrosion mit anschließendem Dauerstandversuch in ges. Ca(OH)<sub>2</sub>-Lösung mit Zusätzen an Chloriden und Sulfaten führte zu einer erheblichen Einschränkung der mechanischen Kennwerte im nachfolgenden Zugversuch. Alle anderen Versuche sowohl in Leitungswasser als auch im praxisnahen Hüllrohr elektrolyten führten zu keiner merklichen Veränderung der Stahleigenschaften.

Die spröden Brüche nach der Sulfidvorkorrosion waren gekennzeichnet durch Wabenbruch mit Spaltbruchanteilen und erheblichen inneren Rissen.

### **Vorkorrosion in ges. $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen an Sulfat-, Chlorid- und Rhodanidionen**

Diese Versuche wurden nur an den Stahlqualitäten B, D 2 und E durchgeführt. Qualitativ ergab sich eine ähnliche Empfindlichkeitsabstufung gegen wasserstoffinduzierte Brüche wie bei den vorher beschriebenen Versuchen. Sowohl in ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung mit Zusätzen als auch in Leitungswasser traten Brüche im Dauerstandversuch nach relativ kurzer Zeit nur beim Spannstahl D 2 auf, während die Qualitäten B und E im anschließenden Zugversuch erhebliche Abminderungen in ihren Verformungskennwerten aufwiesen. Insgesamt ist die Wirkung der Rhodanidzusätze vergleichbar mit dem Einfluß der Sulfide. Die Passivitätszerstörende bzw. -hemmende Wirkung tritt jedoch stärker in Erscheinung als bei der Sulfidvorkorrosion, während der Einfluß auf die Wasserstoffaufnahme in derselben Größenordnung liegt.

### **Abschließendes Fazit**

Unter den äußerlich gleichen Bedingungen einer Vorkorrosion in verschiedenen salzhaltigen Medien zeigen die Spannstähle A und E die höchste Widerstandsfähigkeit gegen wasserstoffinduzierte Versprödungseffekte, während an den Spannstählen B und insbesondere D 2 erhebliche Abminderungen ihrer Zähigkeitseigenschaften bzw. Brüche im Dauerstandversuch (D 2) auftraten. Mit Ausnahme der Nitrate, die eine Stabilisierung bestehender Rostschichten auf den Stählen bewirkten und in keinem Fall zu Versprödungseffekten führten, sind alle anderen Ionensorten in feuchter Umgebung als korrosionsfördernd einzustufen. Sulfide, Sulfite und Rhodanide begünstigen die Ausbildung hoher Wasserstoffaktivitäten durch Hemmung der Rekombinationsreaktion des atomaren Wasserstoffs.

Leitungswasser bewirkt im Vergleich zu dem praxisnahen Hüllrohrwasser (ges.  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -Lösung) mit Chlorid- und Sulfatzusätzen eine geringere Gefährdung der Spannstähle hinsichtlich einer wasserstoffinduzierten Abminderung der Gebrauchseigenschaften.

## **5. Summary**

### **Examinations at Building Sites**

In the course of this study, the practical environmental conditions on site prior to the injection which are relevant for corrosion of prestressing wire were determined by way of site inspections. The findings obtained are listed in the following.

The transport conditions to the site were investigated by way of questioning those in charge of processing the prestressing wire, as well as site inspections. It was found that most prefabricated prestressing members reach the site on open vans, while prestressing steel without ducts — which is particularly endangered during transport is always transported to the site in closed vans. In accordance with experience from site inspections, the chance of prior damage due to corrosion during the transport of the prestressing steel may be considered very inferior. Corrosion protecting agents are not used unless very long periods must be expected for transport, storing on site, or unprocessed remaining of the material in the building.

The prestressing steel was in most cases stored on site using methods conforming to standards and restraining corrosion (cf. DIN 4227 and/or applicable implementing regulations). On some sites, however, it was found that the prestressing steel was stored near the ground and covered with tent awning or plastic sheet which lead to condensation as a consequence of the micro-climatic situation with the resulting effects of corrosion and should be avoided on these grounds.

On one site, prestressing steel St 1080/1230 was stored with insufficient protection during the winter season, beside a road with heavy traffic. Severe, even corrosion of the surfaces of the prestressing steel with increased chloride contents on the surface of the prestressing steel in the area of spray water impact was found as a consequence of thawing salt. Changes to the mechanical properties could not be found despite these unfavourable situation.

The most significant phase during which pre-damages can occur is the installation of the prestressing elements in the shuttering and/or that period of time when they have been applied to the shuttering, however, have not yet been cast in. Insufficient tubing of the prestressing elements and holes in the jacket tubes during that period allow the penetration of rain or tap water and/or provide for a precondition for the penetration of residual water from the concrete application process. Folds in the jacket tubes which must be considered unavoidable site damages in accordance with our experience are also likely to affect the later injection process.

A two years time statistic related to a selected prestressing technique revealed an average processing time (delivery of prestressing elements till injection) of approx. 45 days. Test periods of 1,000 hours to investigate the corrosion of prestressing steel under laboratory conditions seem reasonable under that aspect.

The relative humidity and temperature were measured during the various stages of processing of prestressing elements on the sites. During the period of storing and remaining time in the unconcreted condition, two possible conditions can be distinguished: if the jacket tubes are dry the temperature and humidity conditions of these tubes during that period are identical with the external climatic conditions, while a relative humidity of 100 % was always found in jacket tubes with even small amounts of water in them. This humidity leads to the condensation of water on the surface of the steel and corresponding, mostly punctiform attack of corrosion in the event of temperature fluctuations over the day and temperatures falling below the dew point. After the application of concrete the humidity and temperature in the jacket tubes which are not filled with concrete are completely independent from the external atmospheric situation. The reaction heat produced upon the setting of the concrete at first makes the temperature in the jacket tube rise with the maximum value reached depending on the thickness of the concrete cover. After the maximum value has been reached (in our measurements approx. 60°C), the temperature falls constantly to the value of the ambience of the building.

The relative humidity in the prestressing members prior to the injection reaches a short-term ( $t < 20$  h) value of 100 % and keeps that level till the injection process. This climatic change in the jacket tube is due to the penetration of humidity during the process of concrete application. The temperature drop in the jacket tube during the setting process of the concrete — which is referred to in the foregoing — has the effect that the temperature falls below the dew point under these conditions so that sufficient humidity for corrosion is available.

Beside the humidity and the temperature, the oxygen content of the jacket tube atmosphere is another important parameter for the proceeding of corrosion reactions; measurements carried out at prestressing elements which were open on one side or resp. not perfectly sealed, did not reveal any changes of the oxygen contents of 21 % in the atmosphere both before and after the application of concrete.

In longer (approx. 30 m) prestressing elements with proper sealing, an oxygen reduction by up to 8 % could be measured after the application of the concrete. The oxygen contents are higher in the vicinity of the prestressing gradient of the oxygen over the length of the prestressing element likely.

Water can penetrate into prestressing cuts in many ways. It can

penetrate into the prestressing elements already during transport, installation, or remaining in the shuttering, through defective jacket tubes or at exposed bolt sections. It may also happen that residual water from the concreting process penetrates into the prestressing cuts after the application of the concrete.

Our investigations have revealed that the probability of the penetration of water into the prestressing elements upon the application of concrete must be considered very high. By applying compressed air prior to concreting, water could be retained and analysed on several sites in different prestressing systems and elements. The amount of penetrated water stands in a relationship with the use of concrete aggregate. Agents retarding the setting process increase the fluidity and lead to a higher water content in the jacket tubes.

The chlorids and sulphate contents, as well as the pH value of all waters in the jacket tubes were determined. Two groups of water could be found. The first group had low chloride (4 to 8 mg/l) and sulphate (28 to 117 mg/l) contents, however, the pH value was in most cases in the alkaline range (10.2 to 11.3). Both results suggest the presence of tap water which is, however, likely to be mixed with few residual water and/or to have come into contact with concrete.

The second group of water in the jacket tubes is residual water from the process of concreting. Its chloride content varies between 60 and 350 mg/l, sulphate contents up to 5,000 mg/l were found. Higher pH values (10 to 12) were found in most samples; pH values in the neutral range were even found in water from jacket tubes that had remained in the prestressing cut for longer periods of time (approx. three months).

As the presently applicable processing guidelines cannot prevent the occurrence of water in the jacket tubes, and as these remain in the prestressing cut till the prestressing elements are finally grouted, the influence of water in jacket tubes was examined in realistic endurance tests regarding the impact on the corrosion behaviour of different types of prestressing steel. The results regarding the composition of the water in the jacket tubes were also taken into account in the development of a practical testing method.

It may happen in practical applications of prestressed concrete — under certain conditions which are due to the construction of a building or in the event of unfavourable climatic conditions persisting over longer periods of time rendering the grouting of the prestressing steel impossible — that the prestressing elements are exposed to the atmosphere in the prestressing cut for a relatively long time (three to six months) without being grouted and under mechanical loading. As such prestressing elements are normally subsequently injected, information on possible changes or damages of the prestressing steel, which may be due to corrosion, can be obtained only in special cases during that period. In the course of this project, samples of prestressing steel were taken from three buildings and tested; the prestressing steel had remained in the building without being grouted under defined load conditions and for a longer period of time (three to 13 months).

The prestressing steel used in all three cases was cold-drawn steel which was used either as bunch-type prestressing element (St 1470/1670) or strand (St 1580/1760). The report describes the details of the implementation of the test. Only insignificant corrosion phenomena were observed at the strand after a three months' installation period in the vicinity of the bolt area, which did not affect the mechanical characteristics of the prestressing steel. In the other cases, corrosion grains up to 50  $\mu\text{m}$  were observed under unfavourable conditions, however, did not affect the mechanical properties of the prestressing steel.

## Endurance Tests

In order to examine whether precorrosion with different electrolytes affects the mechanical properties of prestressing steel, tension tests were carried out at the prestressing steel and their results compared to the values of untreated specimen, following the precorrosion. Although the steel showed partly considerable maculate or flat-spread corrosion phenomena — in particular after the precorrosion in electrolytes containing chlorides and sulphates — the tension tests did not reveal any deterioration of the strength and endurance of any steel grade.

### Prestressing Steel A (St 835/1030, d = 26 mm)

The endurance test did not reveal any fracture over a 1,000 hours period in saturated calciumhydroxide solution with additions of chlorides and sulphates. The following tension tests revealed only inferior deviations of the tensile strength and apparent yielding point from the original values. This result applies to the same extent to both electrolytes used in the endurance test. Also the elongation after fracture remains unaffected after all types of precorrosion and the subsequent endurance tests. The reduction of area — which showed the most sensitive response to hydrogen absorption of the prestressing steel or notching effects due to corrosion — was reduced only slightly (20 to 40 %) below the original values, with the exception of corrosion in a nitrate-containing environment in which case no reduction was observed. A difference between the electrolytes in the endurance test regarding their effect could not be detected.

Despite the partly reduced values of the reduction of area after fracture, the SEM pictures of the fractures showed a ductile character; the changes to the values can be explained by the notching effect of the corrosion scars which often formed the starting point of fractures.

### Prestressing Steel B (St 1080/1230, d = 26 mm)

Fractures during the predetermined period of the endurance tests did not occur with this steel grade. The apparent yield point and the tensile strength did not differ considerably from the original values, with the exception of  $\text{Cl}^-$  precorrosion and endurance test in tap water. Differences regarding the effects of the media in the endurance tests were observed to that extent that saturated  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  solution with additions must be considered to have a more dangerous influence on the corrosion behaviour, because in this medium — with the exception of nitrate corrosion — all other types of precorrosion had led to considerable deteriorations of both elongation and reduction of area after fracture. The deterioration of the deformation characteristics was partly less grave, with the exception of  $\text{Cl}^-$  precorrosion.

Fractures with reduced values of elongation and reduction of area after fracture showed cleavage phenomena in the SEM picture, the starting point of the fracture was found at the circumference and at corrosion scars. The effect of smaller corrosion scars was more difficult to evaluate scar areas. The changed deformation characteristics are likely to be due to the combined effect of hydrogen absorption due to corrosion and pitting.

### Prestressing Steel D 2 (St 1420/1570, d = 12.2 mm)

In the tests with quenched and tempered prestressing steel D 2, steel that had been precorroded in an environment containing  $\text{SO}_3^{--}$  or resp.  $\text{S}^{--}$  broke in the endurance tests saturated  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ -solution with additions within 1,000 hours time; in tap water, premature failure was observed after precorrosion in solutions containing  $\text{Cl}^-$  or resp.  $\text{S}^{--}$ . The tensile strength and the apparent yield point did not show any different results in the remaining specimens that had broken in the tension test, while all other types of precorrosion — with the exception of nitrate precorrosion — lead to considerable reductions of elongation and reduction of area after fracture. These brittle phenomena



were heavier in the saturated calciumhydroxide solution with additions than in tap water.

The premature failures started at edge zones with resolved former austenitic grain boundaries, while the residual fracture consisted of dimples. The initialization of the fractures was the known effect of sulphide or resp. HS ions at the surface of the steel restraining the recombination of the hydrogen atoms which were produced as a consequence of the corrosion to form the hydrogen molecule. This leads to high hydrogen activities, accelerating the absorption of hydrogen into the steel and leading to premature brittle failures.

### **Prestressing Steel E (St 1375/1570, d = 12.2 mm)**

Cold-drawn prestressing steel turned out to be optimally resistant against hydrogen brittling due to corrosion. Only  $S^{--}$  pre-corrosion with subsequent endurance test in saturated  $Ca(OH)_2$  solution with additions of chlorides and sulphides lead to a considerable deterioration of the mechanical characteristics in the following tension test. All other tests, both in tap water and in the practical duct electrolytes, did not lead to a significant deterioration of the properties of the steel.

The brittle fractures after sulphide pre-corrosion were characterised by dimples with cleavage components and considerable internal tearing.

### **Precorrosion in Saturated $Ca(OH)_2$ Solution with Addition of Sulphate, Chloride, and Rhodanide Ions**

These tests were carried out only at steel grades B, D 2, and E. From the qualitative point of view, a similar sensitivity graduation against hydrogen-induced failures was obtained to the tests described before. Both in the saturated  $Ca(OH)_2$  solution with additions and in tap water, failures occurred in the endurance tests after a relatively short period only in the case of prestressing steel D 2, while grades B and E showed a considerable reduction of their deformation characteristics in the following tension test. The effect of the rhodanide additions can be generally compared to the influence of the sulphides. The passivity destructing or resp. restraining effect, however, becomes more apparent than in the case of the sulphide pre-corrosion, while the influence on the hydrogen absorption is of the same order of magnitude.

### **Conclusion**

Under the basically identical conditions of pre-corrosion on different salt-containing media, prestressing steel grades A and E were most resistant against hydrogen-induced brittling effects, while considerable deterioration of the strength properties of prestressing steel B and particularly D 2 and/or failure in the endurance test (D 2) was found. With the exception of the nitrates — effecting a stabilization of existing rust at the steel and leading to brittling effects in no case — all other types of ions must be considered corrosion-accelerating in a humid atmosphere. Sulphides, sulphites, and rhodanides accelerate the occurrence of high hydrogen activity by restraining the recombination reaction of atomic hydrogen.

Tap water — when compared to practical water in jacket tubes (saturated  $Ca(OH)_2$  solution with chloride and sulphate additions) — constitutes a lesser risk to the prestressing steel regarding the hydrogen-induced deterioration of the properties.

## **5. Résumé**

### **Etudes effectuées sur des chantiers**

Dans le cadre de la présente recherche des études effectuées sur des chantiers de construction ont permis de déterminer les conditions d'environnement importantes sur le plan pratique

pour la corrosion des câbles d'acier pour armature avant l'injection. Ce faisant l'on a obtenu les résultats suivants.

Les conditions de transport vers le chantier de construction ont été analysées par une enquête auprès des ouvriers préparant les câbles d'armature et grâce aux visites sur les chantiers de construction. Il s'avéra alors que les membres de précontrainte finis arrivent la plupart du temps dans des camions découverts sur le chantier et que des câbles d'acier non tubés, qui sont particulièrement exposés pendant le transport, sont acheminés au chantier en camion couvert. L'expérience acquise au cours des visites de chantiers force à considérer qu'il y a très peu de risque que les câbles d'acier pour armature subissent préalablement une détérioration due à la corrosion pendant le transport. Des agents anti-corrosifs ne sont alors employés que lorsque l'on compte avec des délais extraordinairement longs pour le transport, le stockage sur le chantier ou le temps de séjour avant compression dans le bâtiment.

Le stockage des fers d'armature sur les chantiers se faisait la plupart du temps de façon à limiter la corrosion conformément aux normes (voir DIN 4227 ou bien prescriptions d'exécution correspondantes). Sur certains chantiers toutefois l'on a noté que les lieux de stockage étaient à proximité du sol et que les câbles d'armature étaient recouverts de bâches imperméables ou de pans de plastique, qui pour des raisons de micro-climat provoquent la formation d'eaux de condensation entraînant la corrosion, c'est pourquoi ces types de couverture sont à rejeter.

Sur l'un des chantiers les câbles d'armature St 1080/1230 étaient stockés pendant les mois d'hiver sans protection suffisante à côté d'une route très fréquentée. L'on a pu constater un enrouillement profond et régulier de la surface des câbles d'armature en acier, dû à l'action du sel utilisé pour le dégel, avec des teneurs élevées en chlorure sur la surface dans la zone d'action des projections d'eau. Malgré ces conditions défavorables il n'a pas été possible de détecter un changement des paramètres mécaniques.

La phase la plus significative quant à la détérioration préalable réside dans la mise en place des câbles d'armature dans le coffrage ou bien la durée du séjour dans le coffrage avant que le béton ne soit coulé. Un tubage insuffisant des câbles d'armature et des trous dans les gaines permettent pendant cette période la pénétration d'eau de pluie ou de distribution ou bien préparent les conditions favorables à une pénétration de l'eau résiduelle provenant du bétonnage.

Des plis dans les gaines, qui d'après notre expérience doivent être considérés comme des conditions inévitables inhérentes au chantier, ont un effet préjudiciable multiple sur le processus de compression ultérieur.

Une statistique temporaire effectuée sur une durée de deux ans a donné comme résultat pour un procédé de tension choisi un temps moyen de travail d'environ 45 jours (depuis la livraison des membres de précontrainte jusqu'à l'injection sous pression). Des périodes d'essai de 1 000 heures pour la corrosion d'acier d'armature en laboratoire semblent de ce point de vue réalistes.

L'humidité et la température relatives ont été mesurées aux différents stades du travail des membres de précontrainte sur les chantiers. Pendant le stockage et la durée du séjour à l'état précédant le bétonnage l'on peut distinguer entre deux conditions possibles: dans des gaines sèches ce sont les rapports de température et d'humidité correspondant au climat extérieur qui dominent tandis que dans des gaines contenant même de faibles accumulations d'eau régnait constamment une humidité relative de 100 % qui, avec les changements de température au cours de la journée comprenant des baisses au-dessous du point de rosée provoque la condensation d'eau à la surface de l'acier accompagnée de corrosion sous forme de points. Après le bétonnage la température et l'humidité évoluent à l'intérieur de la gaine non comprimée complètement indépendamment des conditions atmosphériques extérieures.

La chaleur de réaction libérée par la prise du béton fait d'abord monter la température dans la gaine, cependant que la valeur maximale atteinte dépend de la hauteur de la couverture de béton. Une fois cette valeur maximale atteinte (environ 60°C dans nos mesures), la température retombe alors de façon continue jusqu'à atteindre celle de l'environnement extérieur du bâtiment.

L'humidité relative dans les membres de précontrainte non comprimés atteint déjà dans un court délai après le bétonnage ( $t < 20$  h) une valeur de 100 % et se maintient à ce niveau jusqu'à l'injection. Ce changement climatique dans la gaine peut être imputé à une pénétration d'humidité pendant le processus de bétonnage.

La chute de température dans la gaine pendant le processus de prise de béton fait apparaître dans ces conditions une baisse en-dessous du point de rosée, qui fournit l'humidité nécessaire pour la corrosion.

À côté de l'humidité et de la température la teneur en oxygène est un autre paramètre important pour le déroulement des réactions de corrosion.

Des mesures effectuées sur des membres de précontrainte ouverts d'un côté ou bien pas totalement rendus étanches ont donné comme résultat aussi bien avant qu'après le bétonnage une teneur atmosphérique en oxygène sans changement de 21%.

Dans des membres de précontrainte plus longs (environ 30 mètres) suffisamment étanchéifiés on a pu mesurer après le bétonnage des baisses de teneur en oxygène allant jusqu'à 8 %. À proximité du point d'ancrage les teneurs en oxygène étaient plus élevées qu'à distance de ce point d'ancrage. D'où l'on peut conclure à un gradient de concentration de la teneur en oxygène le long du membre de précontrainte.

L'eau peut pénétrer de multiples façons dans les canaux des câbles de précontrainte. Déjà au cours du transport de la pose ou du séjour dans le coffrage l'eau peut pénétrer dans les membres de précontrainte par des gaines défectueuses ou des éléments d'ancrage mis à nu. Il est également possible qu'après le bétonnage, l'eau résiduelle du bétonnage parvienne dans les canaux des câbles de précontrainte.

Selon nos recherches la probabilité de la pénétration d'eau dans les membres de précontrainte au cours du bétonnage doit être considérée comme très forte. Sur plusieurs chantiers nous avons recueilli de l'eau sur divers systèmes et membres de précontrainte en insufflant de l'air comprimé avant le bétonnage et nous l'avons analysée. La quantité d'eau sortante est en rapport avec l'emploi d'additifs au béton au cours du bétonnage. Des retardateurs de prise augmentent la fluidité et contribuent à faire monter les teneurs en eau dans les gaines.

On a déterminé dans toutes les eaux provenant des gaines de câbles la teneur en chlorure et en sulfate de même que la valeur pH. Ce faisant on a pu distinguer deux groupes. Le premier groupe contenait de faibles teneurs en chlorure (4 à 8 mg/l) et en sulfate (28 à 117 mg/l); la valeur pH toutefois était dans la plupart des cas alcali (10,2 à 11,3). Ces deux résultats indiquent qu'il s'agissait d'eau de distribution qui a cependant du absorber de faibles proportions d'eau résiduelle ou bien être au contact du béton.

Dans le deuxième groupe d'eau de gaines il s'agissait d'eaux résiduelles provenant du bétonnage. Leur teneur en chlorure varie entre 60 et 350 mg/l; quant aux sulfates l'on a trouvé des teneurs allant jusqu'à 5 000 mg/l. Dans la plupart des échantillons l'on a découvert des indices pH élevés (10 à 12); dans des eaux de gaines qui avaient séjourné dans les canaux de câbles pendant une assez longue période (environ trois mois). Les mesures ont révélé des indices pH neutres.

Comme d'après les directives appliquées actuellement dans la fabrication, l'apparition d'eaux dans les gaines de câbles ne peut

être évitée et que celles-ci séjournent dans le canal de câble jusqu'à la compression finale des membres de précontrainte, leur influence sur le comportement à la corrosion de diverses sortes d'acier de précontrainte a été vérifiée dans des essais pratiques de fluage sous charge permanente. Dans le développement d'un procédé de contrôle orienté à la pratique les résultats des synthèses d'eaux de gaines ont été également pris en considération.

Sous certaines conditions prédéfinies par la structure d'un bâtiment ou bien d'ordre météorologique (intempéries de longue durée), qui font obstacle à la compression des câbles en acier pour armature, il peut arriver lorsque l'on pratique la technique du béton précontraint que des membres de précontrainte soient exposés à l'atmosphère spécifique du canal de câble relativement longtemps (trois à six mois) à l'état de non compression et en subissant des contraintes mécaniques.

Comme en principe ces membres de précontrainte sont ensuite injectés, on ne peut obtenir que dans des cas rares des informations quant aux éventuelles modifications de corrosion. Dans le cadre de ce projet l'on a prélevé et analysé des échantillons provenant de trois bâtiments, pour lesquels des aciers de précontrainte avaient séjourné non comprimés dans le bâtiment sous des conditions de charge définies et pendant une assez longue période (trois à 13 mois).

Dans les trois cas il s'agissait pour les câbles d'armature utilisés d'acier étiré à froid, qui était employé soit sous forme de faisceau (St 1470/1670) soit de toron (St 1580/1760).

Les détails concernant le déroulement de l'expérience sont décrits avec précision dans le rapport. En ce qui concerne le toron, après trois mois de montage n'apparurent que des manifestations de corrosion insignifiantes dans la zone d'ancrage, qui n'eurent pas d'effet sur les paramètres mécaniques de l'acier de précontrainte. Dans les autres cas l'on a certes déterminé dans des conditions d'environnement moins favorables des piqûres de corrosion allant jusqu'à 50  $\mu\text{m}$ , mais celles-ci n'avaient aucun effet sur les propriétés mécaniques de l'acier de précontrainte. Dans les autres cas l'on a certes déterminé dans des conditions d'environnement moins favorables des piqûres de corrosion allant jusqu'à 50  $\mu\text{m}$ , mais celles-ci n'avaient aucun effet sur les propriétés mécaniques de l'acier de précontrainte.

## Tests d'endurance

Afin d'étudier si la précorrosion avec des électrolytes différents influence de façon consécutive les propriétés mécaniques de l'acier de précontrainte, l'on a effectué à la suite de la précorrosion des essais de traction sur des aciers de précontrainte et comparé leurs résultats avec les valeurs d'échantillons non traités. Bien que les aciers aient présenté surtout après la précorrosion dans des électrolytes contenant du chlorure et du sulfate des phénomènes de corrosion en partie considérables sous forme de piqûres ou de plaques, aucun acier n'a révélé une diminution de ses propriétés de résistance mécanique et de tenacité à l'essai de traction.

### Acier de précontrainte A (St 835/1030, d = 26 mm)

Le test d'endurance n'a pas permis d'observer l'apparition de ruptures dans l'intervalle des 1 000 heures, que ce soit dans la solution saturée d'hydroxyde de calcium avec additions de chlorures et de sulfates ou bien dans l'eau de distribution. Dans les essais de traction consécutifs la résistance à la traction et limite d'élasticité apparente n'ont présenté que de légers écarts par rapport aux valeurs initiales. Ce résultat était pareillement valable pour les deux électrolytes utilisés dans le test d'endurance; de même l'allongement à la rupture est resté inchangé après toutes les méthodes de précorrosion et les tests d'endurance consécutifs. La striction aussi, qui réagit le plus sensiblement à un captage de l'hydrogène par les aciers de précontrainte ou à des effets d'entaille dus à la corrosion, n'a été

abaissée que légèrement (20 à 40 %) au-dessous des valeurs d'origine dans les autres milieux de précorrosion, la précorrosion dans un milieu nitré n'ayant permis d'observer aucune diminution. Il n'a pas été possible de déceler une différence entre les électrolytes employés dans le test d'endurance quant à leur action.

En dépit des valeurs partiellement réduites de la striction les clichés au microscope électronique à balayage des ruptures présentèrent un caractère ductile, la modification des valeurs pouvant s'expliquer par l'effet d'entaille des piqûres de corrosion, qui sont aussi souvent à l'origine de la rupture.

#### **Acier de précontrainte B (St 1080/1230, d = 26 mm)**

Avec cette qualité d'acier non plus aucune rupture n'apparut au cours du test d'endurance dans la limite de temps imparti. La limite d'élasticité apparente et la résistance à la traction ne présentèrent pas des écarts plus importants par rapport aux valeurs initiales à l'exception de la précorrosion  $\text{Cl}^-$  et du test d'endurance dans l'eau distribution. Dans le test d'endurance des différences apparurent entre les milieux quant à leur action dans la mesure où la solution saturée  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec additions doit être estimée comme plus dangereuse dans son influence sur le comportement à la corrosion des aciers de précontrainte, puisque dans ce milieu, à l'exception de la précorrosion au nitrate, tous les autres types de précorrosion ont provoqué des diminutions importantes de l'allongement à la rupture de même que de la striction. Dans l'eau de conduite les réductions des paramètres de la déformation étaient en partie moins accentuées, à l'exception de la précorrosion  $\text{Cl}^-$ .

Des ruptures avec des valeurs réduites de l'extension et de la striction révélèrent au microscope électronique à balayage un clivage; l'origine de la rupture se situait sur la périphérie à partir des piqûres de corrosion, de petites piqûres de corrosion étant plus néfastes dans leur action sur le comportement à la corrosion que des zones piquées plus vastes. Les modifications dans les paramètres de la déformation doivent être imputées à l'action combinée du captage de l'hydrogène consécutif à la corrosion et des entailles.

#### **Acier de précontrainte D 2 (St 1420/1570, d = 12,2 mm)**

Les essais effectués avec l'acier de traitement pour béton précontraint D 2 donnèrent les résultats suivants: au cours du test d'endurance dans une solution saturée  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec additions des aciers qui avaient été précorrochés dans un milieu contenant  $\text{SO}_3^{--}$  ou bien  $\text{S}^{--}$  se rompirent dans l'intervalle des 1 000 heures; dans l'eau de distribution des ruptures prématurées eurent lieu après la précorrosion dans des solutions contenant  $\text{Cl}^-$  ou bien  $\text{S}^{--}$ . La résistance à la traction et la limite d'élasticité apparente ne présentèrent pas de résultats divergents dans le reste des échantillons rompus au cours de l'essai de traction, tandis que de nouveau à l'exception de la précorrosion au nitrate tous les autres types de précorrosion utilisés entraînèrent d'importantes réductions de l'allongement à la rupture et de la striction. Dans la solution saturée d'hydroxyde de calcium avec additions ces phénomènes de fragilité se manifestèrent plus clairement que dans l'eau de distribution.

Les ruptures prématurées des zones limitrophes avec d'anciennes coupures de grains d'austénite décomposées, tandis que le reste consistait en cassures à cupules. Ce qui provoquait la rupture c'était l'action bien connue des ions de sulfure ou bien  $\text{HS}^-$  à la surface des aciers, qui inhibe la recombinaison de molécules d'hydrogène à partir des atomes d'hydrogène libérés par la corrosion.

De ce fait apparurent de fortes activités en ions  $\text{H}^+$ , qui favorisèrent la pénétration de l'hydrogène dans l'acier et entraînèrent des ruptures de fragilité prématurées.

#### **Acier de précontrainte E (St 1375/1570, d = 12,2 mm)**

C'est l'acier de précontrainte étiré à froid E qui a présenté la plus haute capacité de résistance à la fragilisation à l'hydrogène consécutive à la corrosion. Seul la précorrosion  $\text{S}^{--}$  avec test d'endurance consécutif dans une solution saturée  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec addition de chlorures et de sulfates provoqua une réduction importante des paramètres mécaniques dans l'essai de traction qui a suivi. Tous les autres essais aussi bien dans l'eau de distribution que dans les électrolytes de gaines n'entraînèrent de modification sensible des propriétés de l'acier.

Les ruptures de fragilité après la précorrosion au sulfure étaient caractérisées par une cassure à cupules avec des parties de rupture par clivage et d'importantes fissures internes.

#### **Précorrosion dans une solution saturée $\text{Ca}(\text{OH})_2$ avec additions d'ions sulfate, chlorure et sulfocyanure**

Ces essais n'ont été effectués que sur les qualités d'acier B, D 2 et E. Du point de vue qualitatif les résultats firent apparaître la même gradation de sensibilité face aux ruptures induites par l'hydrogène que dans les essais décrits précédemment. Aussi bien dans la solution saturée  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec additions que dans l'eau de distribution des ruptures se produisirent dans le test d'endurance après un laps de temps relativement court pour l'acier de précontrainte D 2, tandis que les qualités B et E présentèrent des réductions importantes dans leurs paramètres de déformation à l'essai de traction qui suivit. Dans l'ensemble l'action des additions de sulfocyanure est comparable à l'influence des sulfures. Toutefois l'action de destruction ou d'inhibition sur la passivité apparaît plus fortement marquée que dans la précorrosion au sulfure, tandis que l'influence sur le captage de l'hydrogène se situe dans le même ordre de grandeur.

#### **Bilan final**

Dans les conditions externes identiques d'une précorrosion dans divers milieux salins ce sont les aciers de précontrainte A et E qui présentent la plus grande résistivité aux effets de fragilisation dus à l'hydrogène, tandis que les aciers de précontrainte B et particulièrement D 2 subissent des réductions considérables de leurs propriétés de ténacité voire des ruptures dans le test d'endurance (D 2). A l'exception des nitrates, qui produisirent une stabilisation des couches de rouille sur les aciers et n'occasionnèrent en aucun cas des effets de fragilisation, toutes les autres sortes d'ions doivent être classées comme favorisant la corrosion en milieu humide. Sulfures, sulfites et sulfocyanures accélèrent le développement de fortes activités en hydrogène par l'inhibition de la réaction de recombinaison de l'hydrogène atomique.

L'eau de distribution, comparée à l'eau des gaines (solution saturée  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  avec additions de chlorure et sulfate), prédispose dans une proportion moindre les aciers de précontrainte à une diminution de leurs qualités due à l'hydrogène.

## **6. Literatur**

- [1] Nürnberg, U.: Analyse und Auswertung von Schadensfällen an Spannstählen. Forschung Straßenbau und Straßenverkehrstechnik, Heft 308 (1980), Bundesminister für Verkehr Bonn-Bad Godesberg
- [2] DIN 4227: Spannbeton. Ausgabe 1979
- [3] Erläuterungen DIN 4227: Spannbeton. Ausgabe Dezember 1979, Deutscher Ausschuss für Stahlbeton, Heft 320, Berlin 1980
- [4] DIN 50 900, Teil 1 (1982)



- [5] Rahmel, A. u. W. Schwenk:  
Korrosion und Korrosionsschutz von Stählen.  
Verlag Chemie Weinheim (1977)
- [6] Kaesche, H.:  
Die Korrosion der Metalle.  
Springer Verlag, Berlin 1979
- [7] Radhakrishnan, T. P. u. L. L. Shreir:  
Electrochim. Acta 11 (1966) 1007
- [8] Marlet, J. G., H. H. Johnson u. A. R. Troiano:  
JSSJ 189 (1958) 37

Die Untersuchungen wurden durch Finanzmittel des Instituts für Bautechnik, Berlin und der Europäischen Gemeinschaft für Kohle und Stahl gefördert. Beiden Institutionen gilt der Dank der Verfasser.

Bei der Durchführung der Versuche waren eine Reihe von Mitarbeitern der BAM beteiligt. Insbesondere trug Herr Horst Dehling bei den Baustellenuntersuchungen und Laborversuchen zum Gelingen der Arbeit bei, wofür ihm und allen anderen an dieser Stelle gedankt sei.



## Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

### **Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)**

Rechenchaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

### **Zum Problem des Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern**

von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

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

von Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

### **Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren**

von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

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

von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

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

von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

Nr. 7/Juli 1971

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

von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz

Nr. 8/November 1971

### **Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung**

von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

### **Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen**

von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972

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

von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

### **Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden**

von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

### **Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren**

von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

Nr. 13/Juni 1972

### **Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr**

von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

### **Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz**

von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

### **Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse**

von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

### **Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer**

von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

### **Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen**

von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

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

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 19/Januar 1973

### **Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen**

Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

### **Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden**

von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 21/Juli 1973

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

Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

### **Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen**

von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

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

von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

### **Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung**

von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

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

von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

### **Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —**

von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

### **Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall**

von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

### **Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern**

von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

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

von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

### **The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology**

von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

### **Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung**

von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

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

von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

### **Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens**

von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

### **Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen**

von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

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

von Dipl.-Ing. Ernst Limberger



- Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)  
**Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles**  
von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt
- Nr. 37/Februar 1976  
**Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —**  
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 38/Juni 1976  
**Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4**  
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig
- Nr. 39/Juni 1976  
**Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newton'schem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung**  
von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf
- Nr. 40/Juni 1976  
**Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren**  
von Dr. rer. nat. H. Hantsche
- Nr. 41/Okttober 1976  
**Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten**  
von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher
- Nr. 42/Okttober 1976  
**Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft**  
von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen
- Nr. 43/Okttober 1976  
**Das Spröbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches**  
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 44/November 1976  
**Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“**  
von Dipl.-Ing. W. Matthees
- Nr. 45/Dezember 1976  
**Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten**  
von Dr.-Ing. W. Paatsch
- Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)  
**Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung**  
**Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses**  
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler
- Nr. 47/Juni 1977  
**Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen**  
von Dr.-Ing. Arno Plank
- Nr. 48/Okttober 1977  
**Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn**  
von Dr.-Ing. U. Holzöhner
- Nr. 49/Dezember 1977  
**Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung**  
von Dr.-Ing. Günther Wittig
- Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)  
**Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern**  
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski
- Nr. 51/Juni 1978  
**Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen**  
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld
- Nr. 52/August 1978  
**Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung**  
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov
- Nr. 53/Okttober 1978  
**Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge**  
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi
- Nr. 54/Okttober 1978  
**Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung**  
von Dr.-Ing. Harro Sander
- Nr. 55/November 1978  
**Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung**  
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke
- Nr. 56/Januar 1979  
**Stabilität von Sandwichbauteilen**  
von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langlie
- Nr. 57/März 1979  
**Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung**  
**Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing**  
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus
- Nr. 58/März 1979  
**Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau**  
von Dr.-Ing. Werner Struck
- Nr. 59/Juli 1979  
**Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl**  
von Dr.-Ing. Günther Plauk
- Nr. 60/August 1979  
**Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken**  
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs
- Nr. 61/Dezember 1979  
**Beschreibung von Problemen der höheren Farbmetrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems**  
von Dr. Klaus Richter
- Nr. 62/Dezember 1979  
**Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle**  
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker
- Nr. 63/Dezember 1979  
**Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase**  
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig
- Nr. 64/Februar 1980  
**Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung**  
von Dr.-Ing. Werner Rücker
- Nr. 65/Februar 1980  
**Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte**  
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs
- Nr. 66/Mai 1980  
**Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung**  
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig
- Nr. 67/Mai 1980  
**Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung**  
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees
- Nr. 68/Mai 1980  
**Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Steuereomeßtechnik.**  
**Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers**  
von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn
- Nr. 69/Juni 1980  
**Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise**  
von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl
- Nr. 70/August 1980 (vergriffen)  
**Schwellenwerte beim Betondruckversuch**  
von Dr.-Ing. Gerald Schickert
- Nr. 71/August 1980  
**Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen**  
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera

Nr. 72/September 1980

**Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen**

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

**Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen**

von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

**ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz**

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

**Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen**

von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

**Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop**

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Nr. 77/April 1981

**Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen**

von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

**Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund**

von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

**Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch**

von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

**Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten**

von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

**Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik**

von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

**Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test**

von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühn und Siegmund Ledworuski

Nr. 83/Juli 1982

**Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen — Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —**

von Prof. Dr.-Ing. Horst Czichos und Dr.-Ing. Paul Feinle

Nr. 84/Juli 1982

**Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)**

von Dipl.-Inform. Renate Müller und Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/Okttober 1982

**Technische Materialforschung und -prüfung — Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ — Materials Research and Testing**

— Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme "Basic Technological Research" —  
von Prof. Dr. Horst Czichos

Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/November 1982

**Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale**

von Dr.-Ing. Konrad Niesel und Dr. rer. nat. Peter Schimmelwitz

Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/Dezember 1982

**Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren**

von Dr.-Ing. Bernd Isecke und Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

