

ISSN 0172-7613

Forschungsbericht 79

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

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

von Dr.-Ing. Volker Neumann

Dezember 1981

46 Seiten, 75 Abbildungen, 19 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon 030/8104-1
Telex 01-083 261 bamb d

Zusammenfassung

Das Problem der wasserstoffbeeinflussten Kalttrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle, ihre Einflußgrößen und Methoden zu ihrer Bewertung wurden vorgestellt. Aus dem Bereich möglicher Prüfverfahren wurde der Implantversuch ausgewählt.

Dieser Versuch, eine dem Zeitstandversuch ähnliche Prüfung einer kleinen geschweißten Probe, wird als Prüfsystem angesehen. Die einzelnen Bereiche dieses Systems, die Belastungseinrichtung, das Meßsystem, die Schweißzusatz- und -hilfsstoffe und die Implantprobe, wurden hinsichtlich ihres Einflusses auf das Versuchsergebnis untersucht.

Im Anschluß daran wird die Wirkung der drei Einflußgrößen des Kaltrisses — Wasserstoff, Umwandlungsverhalten des Werkstoffs und Spannungen — in unterschiedlichen Auswertungen von Implantversuchen an sechs verschiedenen Feinkornbaustählen beschrieben. Für die Versuche wurde zum Teil das UP-Verfahren mit basischen Pulvern und zum Teil ein mechanisiertes Metalllichtbogenschweißen mit basisch umhüllten Stabelektroden angewendet.

Abstract

The problem of hydrogen-induced cold cracking tendency of high strength low alloyed (HSLA) steels, their factors of influence and methods of evaluation are presented. The implant test has been chosen out of the range of the possible test procedures.

This test procedure, a sort of creep rupture tension test of a small welded specimen, is seen as a system. The single areas of this system are investigated in view of their influence on the test results. These areas are: the loading apparatus, the measuring equipment, the filler materials and auxiliary materials and the implant specimen.

Referring to that the effect of the three parameters of cold cracks — hydrogen, transformation behaviour of base metal and stresses — is evaluated by the results of implant tests. Six different HSLA steels were under investigation. For one part of the experiments the submerged-arc process with basic powders was used. The other part was welded with coated basic electrodes.

Auf Anregung von Herrn Professor Dr.-Ing. W. Schönherr wurde diese Arbeit in der von ihm geleiteten Fachgruppe Fügetechnik der Bundesanstalt für Materialprüfung Berlin angefertigt.

Herrn Professor Dr.-Ing. W. Schönherr danke ich sehr für die Übertragung der Aufgabe, die zahlreichen Anregungen, die kritischen Diskussionen und das große Interesse, das er der Arbeit entgegenbrachte.

Den Herren Professor Dr.-Ing. J. Ruge und Professor Dr.-Ing. G. Vibrans danke ich für die Erörterung der Ergebnisse.

Herrn Dr. W. Florian bin ich für die vielen intensiven Diskussionen, die sehr zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, dankbar.

Herrn H. Schwarz gilt mein besonderer Dank für den Aufbau der Prüfstände, wobei deren Funktionsfähigkeit durch viele seiner Ideen verbessert werden konnte.

Herrn C. Wagner und Herrn M. Mallon danke ich für die zügige und sorgfältige Durchführung und Mitarbeit bei der Auswertung der Implantversuche. Frau S. Klement, Frau M. Engelhardt und Frau L. Liske danke ich für die in gleicher Weise durchgeführten metallographischen Untersuchungen.

Der Dokumentation Schweißtechnik der BAM danke ich für die Beschaffung der Literatur.

Diese Untersuchungen wurden zum Teil von der Deutschen Forschungsgemeinschaft und zum Teil von der Kommission der Europäischen Gemeinschaften unterstützt. Hierfür ist zu danken.

1.	Einleitung und Grundlagen	1
1.1.	Problemstellung	1
1.2.	Die wasserstoffbeeinflusste Rißbildung im Schweißgut und der Wärmeeinflußzone	1
1.3.	Der Wasserstofftransport aus den Schweißzusatz- und -hilfsstoffen in das Schweißgut und die Wärmeeinflußzone	3
1.4.	Prüfmethoden zum Bewerten der wasserstoffbeeinflußten Kaltrißneigung	4
1.5.	Ziele der Arbeit	6
2.	Das Prüfsystem für den Implantversuch	6
2.1.	Das Prinzip des Implantversuchs	6
2.2.	Der Implantprüfstand	7
2.2.1.	Die Belastungseinrichtung	7
2.2.2.	Das Meßsystem	8
2.2.3.	Die Schweißeinrichtung	9
2.3.	Die Schweißzusatz- und -hilfsstoffe	10
2.3.1.	Die Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe	10
2.3.2.	Methoden zum Bestimmen des Wasserstoffgehaltes der Schweißgüter	11
2.3.3.	Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff	12
2.4.	Die Implantprobe	17
2.4.1.	Herstellung von Implantproben und Einschweißplatten	17
2.4.2.	Die Probengeometrie	17
2.4.2.1.	Der Probendurchmesser	17
2.4.2.2.	Die Kerbart und Kerbform	20
2.4.3.	Die Beanspruchung der Implantprobe	21
2.4.3.1.	Die thermische Beanspruchung	21
2.4.3.2.	Die mechanische Beanspruchung	24
2.4.3.2.1.	Allgemeines	24
2.4.3.2.2.	Versuchsergebnisse	25
3.	Die Anwendung des Implantversuches zum Untersuchen der Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle	26
3.1.	Darstellung der Ergebnisse von Implantversuchen	26
3.1.1.	Im Implantversuch ermittelte kritische Spannungen	26
3.1.2.	Im Implantversuch ermittelter Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten	29
3.1.3.	Im Implantversuch ermittelter Einfluß des Wasserstoffgehaltes und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten	30
3.2.	Erscheinungsbild und Verlauf der Kaltrisse in den Implantproben und den zum Vergleich geprüften TRC-Proben	31
3.2.1.	StE 690 des CrMoZr-Typs	31
3.2.2.	StE 500 des NiV-Typs	32
3.2.3.	StE 460 des NiV-Typs	32
3.2.4.	StE 460 des MoNi-Typs	35
3.2.5.	St 52-3	35
4.	Diskussion der Ergebnisse	37
4.1.	Die Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff	37
4.2.	Die Probengeometrie	37
4.3.	Die thermische Beanspruchung der Probe	37
4.3.1.	Auswirkungen auf die Wasserstoffdiffusion	38
4.3.2.	Auswirkung auf das Kaltrißverhalten	38
5.	Zusammenfassung	41
6.	Literaturverzeichnis	42

1. Einleitung und Grundlagen

1.1. Problemstellung

Der Einsatz der schweißgeeigneten niedriglegierten höherfesten Feinkornbaustähle mit Streckgrenzen über 360 N/mm² für statisch beanspruchte Konstruktionen hat sich bewährt. Ihre Vorzüge sind im wesentlichen:

- An bestimmte Konstruktionen zu stellende Festigkeitsanforderungen konnten erst mit diesen Stählen erfüllt werden.
- Beim Ersatz herkömmlicher Baustähle durch Feinkornbaustähle ergibt sich eine erhebliche Rohstoff- und Energieersparnis überall dort, wo die höhere Tragfähigkeit der Feinkornstähle zur Verminderung der Querschnitte der Konstruktionselemente ausgenutzt werden kann.

Als Beispiel für mögliche Rohstoffersparnis nennt [1] den Sicherheitsbehälter eines Kernkraftwerks. Wird für diesen anstelle eines StE 500 ein Werkstoff mit einer Mindeststreckgrenze von 375 N/mm² verwendet, erhöht sich das Gewicht des Sicherheitsbehälters von rd. 2 500 t auf 3 500 t. Ein ähnliches Beispiel läßt sich für den Kesselbau nennen [2]. Wird für eine Kesseltrommel bestimmter technischer Leistung der Werkstoff 13 MnNiMo 54 verwendet, hat sie eine Länge von 8,3 m, einen Durchmesser von 2,0 m, eine Wanddicke von 55 mm und ein Gewicht von 29 t. Für eine Kesseltrommel gleicher technischer Leistungsfähigkeit aus einem warmfesten StE 36 vergrößert sich die Länge um 0,7 m, die Wanddicke um 48 mm, das Gewicht um 27 t. Die Kosten erhöhen sich um 35 % [2, 3].

Diesen Vorzügen steht bei der schweißtechnischen Verarbeitung ein gegenüber herkömmlichen Baustählen deutlich erhöhter Aufwand gegenüber. Genannt seien hier sorgfältiges Einhalten der vorgeschriebenen Vorwärm- und Zwischenlagentemperaturen und Streckenergien, Trocknen der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe und umfangreiche zerstörungsfreie Prüfung der geschweißten Bauteile.

Der erhöhte Fertigungs- und Prüfaufwand ergibt sich aus dem gegenüber herkömmlichen Baustählen komplizierteren Umwandlungs- und Ausscheidungsverhalten der Feinkornbaustähle in der durch das Schweißen wärmebeeinflussten Zone (WEZ).

Die wesentlichen Probleme beim Schweißen dieser Stähle waren in der Vergangenheit:

Sprödigkeit der WEZ [z. B. 4],
Wiedererwärmungsrißanfälligkeit [z. B. 5],
Kaltrißanfälligkeit und
Spannungsrißkorrosion.

Die wirtschaftliche Bedeutung der Kaltrisse in Schweißverbindungen von Feinkornbaustählen beschreibt [7]. Hiernach betragen in England etwa zu Beginn der siebziger Jahre die Kosten für Beseitigung von Problemen, die sich aus der schweißtechnischen Verarbeitung von Stählen ergaben, jährlich 260 Mio. Pfund. Von dieser Summe wurden 40 Mio. Pfund für die Beseitigung wasserstoffbeeinflusster Kaltrisse im Schweißnahtbereich aufgewendet. Seit dieser Zeit wurde die Entwicklung auf diesem Gebiet intensiv vorangetrieben. Dennoch stellt auch heute der Kaltriß ein wesentliches schweißtechnisches Problem bei der Verarbeitung der Feinkornbaustähle dar.

In der Vergangenheit ist eine große Zahl von Prüfverfahren zur Beurteilung der Kaltrißanfälligkeit von Stählen entwickelt worden. Einen Überblick über die gebräuchlichsten Verfahren geben [6] und [8].

Die vorliegende Arbeit befaßt sich besonders mit der Aussagefähigkeit und den Anwendungsmöglichkeiten eines der in der Literatur genannten Prüfverfahren — dem Implantversuch [9, 10]. Berücksichtigt werden an das Prüfverfahren zu stellende Anforderungen, Funktion des Prüfstandes, Fragen der Probenform und Art der Auswertung von Implantversuchen. Die

Untersuchungen sollen auch Hinweise liefern, wieweit mit diesem Prüfverfahren bauteilähnliche Bedingungen dargestellt werden können.

1.2. Die wasserstoffbeeinflusste Rißbildung im Schweißgut und der Wärmeeinflußzone

Übereinstimmend wird in der Literatur, z. B. [7, 11 bis 14] das Zusammenwirken von drei Faktoren im Schweißgut oder der Wärmeeinflußzone als Ursache für das Entstehen von Kaltrissen angegeben:

1. Wasserstoff
2. Härtegefüge (Martensit oder Zwischenstufe) und
3. Spannungen.

Der Wasserstoff gelangt aus feuchten oder wasserstoffhaltigen Umhüllungen, Schutzgasen oder Schweißpulvern und Schweißdrähten in das Schweißgut und von dort in die Wärmeeinflußzone. Martensit oder Zwischenstufengefüge entsteht leicht beim Schweißen der niedriglegierten Feinkornstähle in einem schmalen Bereich der Wärmeeinflußzone neben der Schmelzlinie. Die zur Rißenstehung und -fortpflanzung erforderlichen Spannungen können schon die Eigenspannungen sein, die zumindest örtlich die Fließgrenze erreichen können.

Zum Mechanismus der Rißenstehung wurden in der Vergangenheit verschiedene Theorien entwickelt. Untersuchungsergebnisse von [15] bestätigen die Theorie von TROIANO [16], die besagt, daß durch Absorption von Wasserstoff an der Oberfläche einer Fehlseite oder eines Risses die für die Rißeinleitung und/oder den Rißfortschritt erforderliche Energie vermindert wird.

[15] und [16] geben drei Phasen der Rißenstehung an:

1. Inkubationsperiode
2. Periode langsamen Rißwachstums (stabiles Rißwachstum)
3. Periode beschleunigten Rißwachstums.

Nach [15] können in der ersten unmittelbar an das Schweißen anschließenden Periode, Inkubationsperiode, sehr kleine mit einem Lichtmikroskop nicht auffindbare Mikrorisse entstehen. In der zweiten Periode beginnen diese Mikrorisse zu wachsen, wobei die ursprünglichen Mikrorisse als Wasserstoffreservoir dienen. Die hierbei entstehenden Bruchflächen sind überwiegend verformungsarm.

In der dritten Periode, der des beschleunigten Rißwachstums, geht der Bruch vom verformungsarmen in einen Gewaltbruch über.

Ausgehend von der Theorie von TROIANO [16] hat ORIANI [17] die Theorie über die Verminderung der Kohäsionskräfte zwischen den Atomen durch Wasserstoff entwickelt. Hierbei wird davon ausgegangen, daß sich die Konzentration des Wasserstoffs infolge Spannungen aufgeweiteten Gitter erhöht. Die erhöhte Wasserstoffkonzentration führt zu einer Verminderung der Kohäsionskräfte zwischen den Eisenatomen. Aus diesen Überlegungen wird abgeleitet, daß das Wachsen eines wasserstoffbeeinflussten Risses eigentlich ein kontinuierlicher, nicht unterbrochener Vorgang ist. Sprungartige Vorgänge beim Rißwachstum werden durch schon vorher vorhandene Risse und Inhomogenitäten (Bereiche anderer Duktilität) verursacht. Hierzu wird weiter ausgeführt [18], daß zwischen Korngrenzen und Phasengrenzen geringere Kohäsionskräfte wirken als im ungestörten Gitter. Diese sind der bevorzugte Pfad für Schädigung durch Wasserstoff. Die einzige direkte und wichtige Wirkung des Wasserstoffs wird in der Verminderung der Kohäsionskräfte gesehen. Der zeitlich stufenförmige Verlauf der Risse wird durch die ungleichmäßige Verteilung des Wasserstoffs und durch die Inhomogenität des Werkstoffs hervorgerufen. Der Riß durchläuft das Gebiet der kritischen Wasserstoff-

konzentration vor der Rißspitze oder in einem Versetzungsstau schnell und verformungsarm. Im angrenzenden Gebiet geringere Wasserstoffkonzentration oder höherer Duktilität tritt Scherbruch auf. Der Riß kommt gegebenenfalls zum Stehen. Er läuft nun erst weiter, wenn vor der Rißspitze genügend Wasserstoff angesammelt ist oder weitere inzwischen entstandene Risse so groß geworden sind, daß ein duktiler Restbruch eintritt. Das bedeutet, daß neben verformungsarmen Bruchflächenanteilen stets duktile Bruchflächen vorliegen. Auch [19 bis 21] geben eine mit den zuvor genannten Überlegungen weitgehend übereinstimmende Beschreibung des Entstehens verformungsarmer Bruchflächenanteile infolge der Wasserstoffwirkung: Wasserstoff wird in Form von Cottrell-Wolken von laufenden Versetzungen in größerer Menge als allein durch Diffusion möglich mitgeführt. An Barrieren wie Korngrenzen, Gleitebenen, Martensitplatten oder Einschlüssen kommt es zu Versetzungsstau. Wird an der Barriere der kritische Wasserstoffgehalt erreicht, setzt Mikrorißbildung ein. Die Wirkung des Wasserstoffs wird auch hier in der Verminderung der Bindungsenergie gesehen. Ist der Mikroriß gebildet, kann er den Versetzungsstau „absorbieren“ und die „Versetzungsquellen“ reaktivieren. Der Vorgang des Antransportes von Wasserstoff und der Rißbildung kann sich wiederholen.

Bei Messungen der plastischen Dehnung im Kerbgrund gekerbter Biegeproben fand [21], daß wasserstoffbeladene Proben bei gleicher Belastung größere örtliche Dehnungen aufwiesen als wasserstofffreie Proben. Die Größe dieser örtlichen Dehnungen wuchs mit dem Wasserstoffgehalt der Proben. An anderer Stelle [22] wurden geglühte Eisenproben untersucht, die einer konstanten Dehnung und einer elektrolytischen Beladung mit Wasserstoff unterworfen waren. Solange bei diesen Proben makroskopisch kein Spannungsgradient vorlag, führte die Wasserstoffbeladung zu einer signifikanten Beschleunigung des Spannungsabbaus gegenüber wasserstofffreien Proben. Bei Vorliegen eines Gradienten dreiachsiger Spannungen im plastisch gedehnten Bereich der wasserstoffbeladenen Proben wurde gefunden:

1. Beschleunigter Wasserstofftransport in die Bereiche der höchsten Zugspannungen,
2. Verlangsamung des Prozesses des Spannungsabbaus und
3. Einleitung und allmähliches Wachsen von Rissen.

Neben den grundlegenden Untersuchungen zur Wirkung des Wasserstoffs bei der Rißbildung wurden zahlreiche Untersuchungen zur quantitativen Bewertung der einzelnen Einflußgrößen des Kaltrisses durchgeführt.

[23] findet, daß die im Implantversuch die Kaltrißneigung kennzeichnende kritische Spannung

$$\sigma_{SFL} = A - B \log [H] \quad (1)$$

(SFL = static fatigue limit)

ist.

Hierbei ist σ_{SFL} die Spannung, unterhalb der bei der jeweils eingestellten Parameterkombination kein Bruch mehr auftritt. A und B sind Parameter, die den martensitischen Anteil des Gefüges beschreiben, und [H] ist der nach IIW-Methode bestimmte Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff, bezogen auf das aufgeschmolzene Metall [24]. Beachtenswert ist der Hinweis der Verfasser, daß zwischen vom C-Gehalt bestimmter maximaler Härte der Wärmeeinflußzone und der Neigung zu Kaltrissen kein direkter Zusammenhang besteht. Diese wird vielmehr durch Art und Verteilung des Martensits bestimmt.

Dagegen gibt [7] einen solchen Zusammenhang zwischen Kaltrißneigung und die Härte bestimmendem Kohlenstoffäquivalent CE an. Hierbei ist

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (2)$$

Weitere solche die Härte der Stähle beschreibende Kohlenstoffäquivalente enthält [11].

Nach [25] läßt sich mit Formel (2) unter Berücksichtigung des Wasserstoffgehalts des Schweißgutes und der Abkühlzeiten $\Delta t_{800-500^\circ C}$ der Wärmeeinflußzone die Kaltrißneigung beschreiben. Andere Autoren [26] halten die Formel für weniger geeignet zum Bewerten des Werkstoffeinflusses auf die Kaltrißneigung. Sie schlagen für Stähle mit Mangangehalten zwischen 0,8 und 2,5 % folgendes Kohlenstoffäquivalent vor:

$$P_{NB} = C + \frac{Si}{20} + \frac{Mn}{10} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{30} + \frac{Mo}{20} \quad (3)$$

Hierin ist der Einfluß der Legierungselemente mit Ausnahme des Kohlenstoffs geringer bewertet als in Formel (2). Sie weicht auch vom Kohlenstoffäquivalent P_{CM} nach [27] ab:

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 B \quad (4a)$$

Mit (4a) wird ein die Kaltrißneigung beschreibendes Kohlenstoffäquivalent P_C entwickelt.

$$P_C = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 B + \frac{t}{600} + \frac{[H]}{60} \% \quad (4)$$

t ist die Dicke der für die Ableitung dieser Formel benutzten Tekken-Proben, [H] ist der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff (bestimmt mit Glycerin als Sperrflüssigkeit).

Ebenfalls mit (4a) wird an anderer Stelle [28] eine im Implantversuch ermittelte kritische Spannung errechnet, unterhalb der keine Kaltrisse auftreten:

$$(\sigma_{Cr})_{Imp} = 68,9 - 121 P_{CM} - 24 \log ([H] + 1) + 1,75 \Delta t_{800-500} + 1,65 \times 10^{-2} \Delta t_{-100} \quad (5)$$

Es bedeuten:

$\Delta t_{800-500}$: Abkühlzeit des Schweißgutes von 800 bis 500 °C

Δt_{-100} : Abkühlzeit des Schweißgutes vom Ende des Schweißens bis 100 °C.

Der Vergleich von zwölf verschiedenen Kohlenstoffäquivalenten [29], die alle auf Ergebnisse von Implantversuchen angewendet werden, führt zu einem neuen Kohlenstoffäquivalent:

$$CE = C + \frac{Mn}{4} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{6} + \frac{Ni}{22} + \frac{Cu}{18} \quad (6)$$

Bei Betrachtung der verschiedenen vorgeschlagenen Kohlenstoffäquivalente zeigt sich, daß es offenbar nicht möglich ist, das Kaltrißverhalten der verschiedenen Typen von Feinkornstählen mit einer einzigen relativ einfachen Gleichung zu beschreiben. So ist zum Beispiel in keiner der untersuchten Gleichungen der Einfluß des Schwefelgehaltes berücksichtigt worden. Dieser hat nach [30] aber eine beachtliche Wirkung auf das Kaltrißverhalten der Feinkornstähle. Hiernach verstärkte sich die Kaltrißneigung mit abnehmender Anzahl von Einschlüssen, insbesondere bei Schwefelgehalten unter 0,01 %. An anderer Stelle [31] wurden ähnliche Ergebnisse gefunden.

Aus der durchgesehenen Literatur ist zu schließen, daß das Kaltrißverhalten der Feinkornstähle nur richtig zu beschreiben ist, wenn das Umwandlungs- und Ausscheidungsverhalten, der zeitliche Verlauf der Temperatur in der Schweißverbindung, die in die Schweißverbindung eingebrachten Wasserstoffmengen und deren mechanische Beanspruchung berücksichtigt werden.

1.3. Der Wasserstofftransport aus den Schweißzusatz- und -hilfsstoffen in das Schweißgut und die Wärmeeinflußzone

Eine Schrifttumsauswertung [33 bis 35] zeigt, daß der Weg des Wasserstoffs in drei Abschnitte aufgeteilt werden kann:

1. Wasserstoff in den Schweißzusatz- und -hilfsstoffen
2. Wasserstoff im Lichtbogenbereich
3. Wasserstoff im Schweißgut und Übergang des Wasserstoffs in die Wärmeeinflußzone.

Hierbei kann der Wasserstoff in den drei Abschnitten in unterschiedlichen Verbindungen vorliegen, z. B. Wasser, Ziehmittel, Rost oder als molekularer oder atomarer Wasserstoff.

Eine schematische, auf die meisten Schweißverfahren anwendbare Darstellung des Wasserstofftransportes gibt *Abb. 1*. Im folgenden werden die im durchgesehenen Schrifttum, das in [33 bis 35] angegeben ist, enthaltenen Aussagen zusammenfassend dargestellt.

Übereinstimmend werden die Schweißzusatz- und -hilfsstoffe als die bedeutendsten Quellen für den Wasserstoff im Schweißgut bezeichnet. Als Schweißhilfsstoffe werden hier die Umhüllung von Stabelektroden, die Pulver für das UP-Schweißen, die Füllung der Fülldrähte und die Schutzgase verstanden.

Bei den nicht gasförmigen Schweißhilfsstoffen werden als wesentliche Einflußgrößen auf den potentiellen Wasserstoffgehalt genannt: Die chemische Zusammensetzung, die Herstellungstemperatur sowie die Lagerungs- und Nachtroknungsbedingungen.

Bei Stabelektroden werden die niedrigsten potentiellen Wasserstoffgehalte mit hochgetrockneten basischen Elektroden erzielt. Der potentielle Wasserstoffgehalt basischer Schweißpulver ist in der Regel geringer als der basischer Elektrodenumhüllungen, führt aber zu höheren Wasserstoffgehalten im Schweißgut. Die für das MIG/MAG-Schweißen verwendeten Schutzgase werden als weniger bedeutende Wasserstoffquelle angesehen.

Der potentielle Wasserstoffgehalt der Schweißzusatzstoffe (Kerndrähte/Schweißdrähte) kann z. B. durch nicht entfernte

Ziehfette, Rost und andere Verunreinigungen an der Drahtoberfläche und durch beim Beizen in das Innere des Drahtes diffundierten Wasserstoff beeinflußt werden.

Nur ein geringer Teil des potentiellen Wasserstoffs der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe wird über den Lichtbogen in das Schweißgut überführt. Dies ist jedoch der Hauptanteil des Wasserstoffs im Schweißgut. Bei den Verfahren mit offenem Lichtbogen (Metalllichtbogenschweißen mit Stabelektroden, Schutzgasschweißen) kann der Lichtbogen in gewissen Grenzen aus der umgebenden Luft Wasserstoff aufnehmen oder an sie abgeben. Dies hängt von Schutzgasströmungen und vom Verhältnis der Wasserstoffpartialdrücke im Bogen und in der Umgebungsluft ab.

Der Wasserstoff aus den Schweißzusatz- und den Schweißhilfsstoffen gelangt in das Schweißbad zum Teil in den einzelnen Tropfen gelöst, zum anderen Teil gasförmig direkt aus der Bogensäule. Der Wasserstoffgehalt der einzelnen Tropfen hängt ab von ihrer Oberfläche und ihrer Verweilzeit im Bogen, solange es sich um einen grobtropfigen Übergang des Metalls handelt. Auch die Polung der Elektrode hat Einfluß auf die über den Bogen in das Schweißbad transportierte Wasserstoffmenge. Während für das UP-Schweißen gefunden wurde, daß bei positiv gepoltem Draht der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes am geringsten ist, wurde dies von einem anderen Autor für den Fall des negativ gepolten Drahtes beim Schutzgasschweißen festgestellt. Darüber hinaus wird beim Schutzgasschweißen der Wasserstofftransport auch noch durch die Art des Schutzgases beeinflußt.

Eine Feststellung, die für das Schutzgasschweißen getroffen wurde, kann auf die übrigen hier behandelten Schweißverfahren übertragen werden: Änderungen von Schweißstrom und Schweißspannung wirken sich dann aus, wenn sie zu einer Änderung der Tropfen- bzw. Schweißbadtemperatur führen. Der in den Schweißgütern ermittelte Wasserstoffgehalt ist stets wesentlich niedriger als der potentielle Wasserstoffgehalt. Während für das Metalllichtbogenschweißen mit hochgetrockneten basischen Elektroden als niedrigste Werte etwa 3 ml und für das Schutzgasschweißen 2 ml/100 g abgeschmolzenen Zusatzwerkstoff *) gemessen wurden, sind in der Literatur für das UP-Schweißen Werte um 5 ml/100 g Schweißgut *) angegeben.

*) diffusibler Wasserstoff, gemessen nach [24], alle Werte bezogen auf den abgeschmolzenen Zusatzstoff

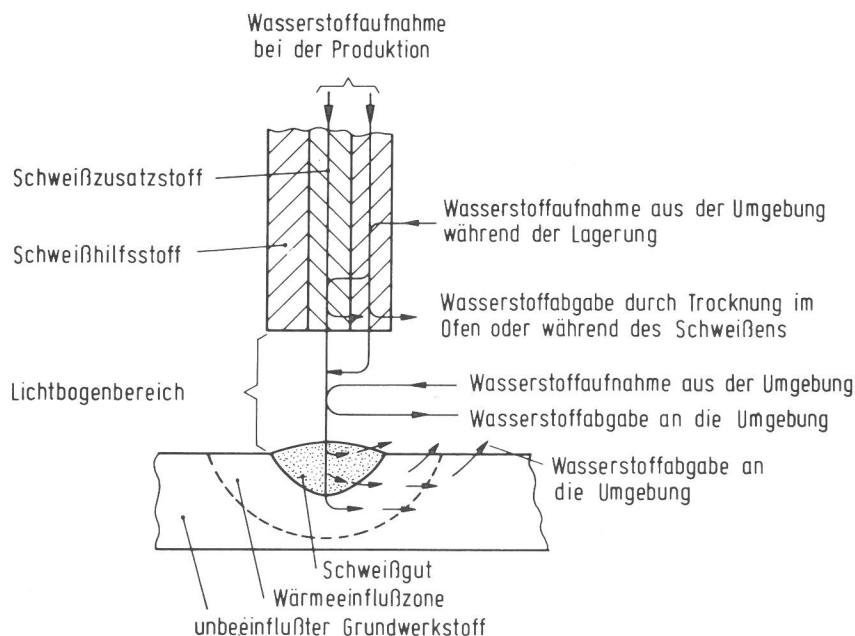


Abb. 1
Der Wasserstofftransport aus den Schweißzusatz- und -hilfsstoffen in das Schweißgut und die Wärmeeinflußzone

Neuere Untersuchungen zum Wasseraufnahmeverhalten basisch umhüllter Stabelektroden und zum Wasserstoffgehalt der mit ihnen erzeugten Schweißgüter zeigen ebenfalls, daß durch geeignete Trocknung Gehalte an diffusiblem Wasserstoff deutlich unter 5 ml/100 g abgeschmolzenen Zusatzwerkstoff erzielt werden können [36].

Für die Löslichkeit des Wasserstoffs wird von der Gültigkeit des Sieverts'schen Gesetzes ausgegangen. Großen Einfluß haben Poren und Gitterfehlstellen. Sie wirken als „Wasserstofffallen“, aus denen der Wasserstoff, wenn überhaupt, erst nach längerer Zeit entweicht als nach dem Diffusionsgesetz zu erwarten ist. Der Diffusionskoeffizient für Wasserstoff in Stahl wird ebenso wie die Löslichkeit auch durch Legierungselemente beeinflusst. Die Wasserstoffdiffusion wird behindert durch Einschlüsse (z. B. Mangansulfide), durch Gitterfehlstellen und Poren, wobei Sauerstoff durch Oxidieren von Oberflächen dieser Fehlstellen zusätzlich behindernd wirkt. Weiterhin wurde beobachtet, daß die Diffusion des Wasserstoffs mit zunehmendem Martensitanteil des Gefüges langsamer abläuft [33 bis 35].

Aus der durchgesehenen Literatur geht hervor, daß der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes entscheidend von der Art und Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe abhängt. Deshalb muß für die hier beschriebenen Untersuchungen zur Kaltrißneigung deren jeweiliger Beitrag zum Wasserstoffgehalt des Schweißgutes bestimmt werden. Weiterhin ist zu prüfen, wieweit die Wasserstoffgehalte der Schweißgüter durch geeignete Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe variiert werden können.

1.4. Prüfmethoden zum Bewerten der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung

In der Literatur sind allgemeine Anforderungen an Prüfverfahren aufgestellt worden [4, 37], die in entsprechend spezifizierter Form auf Kaltrißprüfverfahren angewendet werden können. Diese Anforderungen sind:

1. Die auf die Probe wirkenden Faktoren wie Kräfte, Dehnungen, Wärmemengen und Gasmengen sollen reproduzierbar und feinstufig eingestellt werden können.
2. Das Prüfverfahren soll reproduzierbare Ergebnisse liefern wie Spannungen, Dehnungen, Wasserstoffgehalte und Temperaturen.
3. Die Prüfergebnisse sollen die Beurteilung des Bauteilverhaltens gestatten. Fertigungsmaßnahmen für das Bauteil sollen abgeleitet werden können.
4. Der Aufwand für die Prüfung soll möglichst gering sein.

Das bedeutet, daß eine Kaltrißprobe eine Schweißverbindung sein sollte, deren mechanische und thermische Beanspruchungen sich reproduzierbar, feinstufig und bauteilähnlich einstellen lassen.

Die für Kaltrißuntersuchungen verwendeten Proben können sich selbstbeanspruchend oder fremdbeanspruchend sein.

Bei der sich selbstbeanspruchenden Probe wird die mechanische Beanspruchung allein durch die Eigenspannungen aufgebracht, die sich durch behinderte Dehnung und Schrumpfung der Probe selbst und die Gefügeumwandlung im Nahtbereich ergeben.

Die ideale fremdbeanspruchte Probe wird nicht durch Eigenspannungen, sondern durch eine Prüfeinrichtung mechanisch belastet. Unter den geschweißten Proben gibt es keine, die vollständig frei von Eigenspannungen ist. Diese sind also stets ein Teil der mechanischen Beanspruchung. Der wesentliche, das

Prüfergebnis bestimmende Anteil bei den in der Schweißtechnik verwendeten fremdbeanspruchten Proben ist jedoch die Prüflast.

Die wichtigsten Prüfverfahren, die mit sich selbstbeanspruchenden Proben arbeiten, sind der Controlled Thermal-Severity (CTS)-Test, der Cruciform-Test, der Lehigh-Test und der Tekken-Test [6 und 38].

Der CTS-Test wird in verschiedenen Variationen durchgeführt. Untersuchungen an Proben ohne und mit Wurzelspalt [39 und 40] ergeben bei Verwendung basischer Elektroden deutlich größere Rißlängen, wenn mit Wurzelspalt geschweißt wird. Weiter verschärft werden die Prüfbedingungen durch Kühlen der Proben nach dem Schweißen [41]. Diese letzte Verschärfung der Prüfbedingungen hat sich nicht durchgesetzt, während in neueren Untersuchungen der Wurzelspalt angewendet wird [42 bis 44].

Eine andere Form der sich selbstbeanspruchenden Probe ist die Cruciform-Probe [38 und 45]. Wie beim CTS-Test werden Kehlnahtverbindungen geprüft, die sich gegenseitig verspannen. Bei beiden Prüfverfahren kann der Riß sowohl in der Wärmeeinflußzone als auch im Schweißgut verlaufen.

Zahlreiche Untersuchungen wurden mit der Tekken-Probe und den dieser sehr verwandten Lehigh- und H-Schlitz-Proben durchgeführt. Anders als bei den zuvor genannten werden mit diesen Proben Stumpfnähte unterschiedlicher Nahtgeometrie geprüft. Als Maß für die mechanische Beanspruchung der Nähte kann die sogenannte „restraint intensity“ errechnet werden, [46 bis 49]. Das Konzept der „restraint intensity“ wird auch auf geschweißte Bauteile angewendet [50]. Die „restraint intensity“ wird hierbei definiert als das Verhältnis der infolge behinderter Schrumpfung wirkenden Kraft P pro Einheit Nahtlänge zu bei freier Schrumpfung möglicher Kontraktion S einer Probe, die fest eingespannt ist:

$$K = \frac{P}{S} \quad (7)$$

und die in der Naht einer fest eingespannten Probe wirkende Spannung σ_w ist:

$$\sigma_w = \frac{P}{h_w} = K \cdot \frac{S}{h_w} \quad (8)$$

h_w = Höhe der Schweißnaht [48, 49]. Aus dieser Grundgleichung können experimentell oder durch numerische Berechnungsmethoden die K-Werte der Tekken- und der Lehigh-Proben ermittelt werden. Wegen ihrer relativ einfachen Herstellbarkeit wird die Tekken-Probe häufiger als die Lehigh-Probe angewendet (z. B. [13, 14, 27, 30, 51 bis 55]). Hinsichtlich der Schärfe der Prüfbedingungen ist der Tekken-Test höher als der CTS-Test und seine Modifikationen einzuordnen [56].

Neben den bisher genannten gibt es weniger bekannte sich selbstbeanspruchende Proben. Das Kaltrißverhalten von Schweißgütern kann mit dem sogenannten GBOP (gapped-bead-on-plate)-Test geprüft werden [57]. Schweißgut und Wärmeeinflußzone können mit dem Kreisscheiben-Einschweißtest untersucht werden [38, 58]. An anderer Stelle wurde eine Variante des Fisco-Tests [38] für solche Untersuchungen angewendet [59].

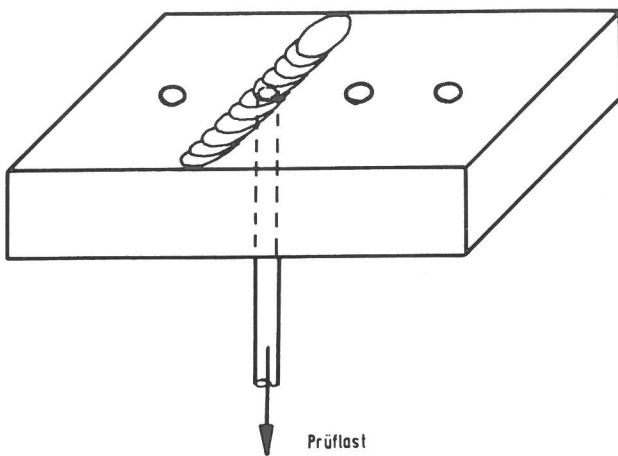
Die gebräuchlichsten Prüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben sind der Rigid-Restraint-Cracking (RRC)-Test, der Tensile-Restraint-Cracking (TRC)-Test, der LTP-Test *) und der Implant-Versuch [6 und 8]. Für den RRC- und TRC-Test werden relativ große Proben verwendet. Die geprüften Schweißverbindungen sind ein- oder mehrlagige Stumpfnähte [13, 48, 55, 60 bis 65]. Das Prinzip des RRC-Tests ist, eine bestimmte Länge der Proben während des Schweißens und nach dem Schweißen

*) Anm.: Dabei sind die Buchstaben LTP die Abkürzung des Namens des russischen Instituts, das diesen Test erfunden hat.

konstant zu halten. Das bedeutet, die auf die Schweißverbindung wirkenden Kräfte ergeben sich aus den behinderten Dehnungen und Schrumpfungen der Probe abhängig von der konstantgehaltenen Meßlänge. Auf diese Weise kann eine beliebig fest eingespannte Schweißnaht geprüft werden. Eine Variante des RRC-Versuchs ist das Einspannen der zu schweißenden Probe in einem mehr oder weniger steifen Prüfrahm [66]. Beim TRC-Versuch wird dagegen nach dem Schweißen eine bestimmte über die Versuchsdauer konstante Prüflast aufgebracht. Nach dem Prinzip des TRC-Versuchs, aber mit Proben geringerer Abmessung, werden auch an anderen Stellen Untersuchungen durchgeführt [67, 68]. Sowohl mit dem RRC- als auch mit dem TRC-Versuch werden, je nach Nahtvorbereitung und Werkstoffkombination, das Schweißgut oder die Wärmeeinflußzone geprüft.

Anders als beim RRC- und TRC-Versuch werden bei dem russischen LTP-Versuch Kehlnähte oder Auftragsschweißungen unter konstanter Biegebeanspruchung geprüft [8, 69, 70]. Mit diesem Verfahren können Schweißgut und Wärmeeinflußzone untersucht werden.

Eine Prüfmethode, die sich gegenüber den anderen mit fremdbeanspruchten Proben arbeitenden Verfahren, insbesondere durch geringen Werkstoffbedarf und geringe erforderliche Prüfkräfte auszeichnet, ist der Implantversuch. Erste Proben dieser Art wurden 1964 in der CSSR von MILLION und CABELKA entwickelt und geprüft [6]. Etwas später stellte GRANJON Untersuchungsergebnisse an ähnlichen Proben vor, die nicht in Kupferkokillen, sondern mit ihrem oberen Ende in Einschweißplatten gesteckt wurden. Über Einschweißplatte und Stirnfläche der Probe (Abb. 2) wird eine Schweißbraupe gelegt. Nach dem Schweißen wird diese Probe mit einer statischen Zugkraft belastet. Es wird geprüft, ob nach einer gewissen Standzeit Risse oder Brüche in den Proben auftreten. Bei diesen ersten



Einschweißplatte mit Prüfnah und Implantprobe

Abb. 2
Prinzip des Implantversuches

Untersuchungen interessierte besonders die Abhängigkeit der Ribbildung vom Umwandlungsverhalten der untersuchten Stähle. Für die Untersuchungen wurden Proben mit einer Ringkerbe verwendet, die möglichst dicht unter die Schmelzlinie gelegt wird. Die Probendurchmesser betragen 8 bis 10 mm [9, 71]. Bei diesen Untersuchungen wurde auch der Einfluß des Vor- und Nachwärmens auf das Versuchsergebnis geprüft, wobei Probe und Einschweißplatte an der Luft abkühlten. Abweichend hiervon wurden an anderer Stelle Probe und Einschweißplatte nach dem Schweißen und vor dem Belasten in Wasser abgeschreckt [72]. Auch diese Proben hatten einen Ringkerb von 0,5 mm Tiefe. Der Probendurchmesser war 6 mm. Ähnlich wie

bei Zeitstandversuchen wurde in den Implantversuchen diejenige Spannung, abhängig von den übrigen Versuchsbedingungen, ermittelt, unterhalb der keine Implantprobe nach 16 Stunden Belastungsdauer mehr brach. Sie wurde als σ_{SFL} (static fatigue limit) bezeichnet. Diese Untersuchungen [23, 39, 72, 73] führten zum Vorschlag eines modifizierten Implantversuchs [74] der sich von der etwa zur gleichen Zeit veröffentlichten Empfehlung zur Durchführung von Implantversuchen [10] in einigen Punkten unterschied. Während der eine Vorschlag [10] den Anriß in der Implantprobe als Kriterium für das Versagen der Probe vorsieht, ist das Versagenskriterium des anderen Vorschlags [74] der Bruch der Implantprobe. Letzterer sieht das Ermitteln einer Spannung σ_{SFL} (static fatigue limit) vor, unterhalb der keine Implantprobe mehr bricht. Dagegen ist in [10] nur die Prüfung bei 0,5 und 1,0 x R_{eH} des zu untersuchenden Stahls vorgesehen. Hinsichtlich der Abkühlung wird ebenfalls verschiedenen vorgegangen. In [74] ist Abschrecken der Proben mit Wasser nach dem Schweißen vorgesehen, wenn die Temperatur auf 80 °C gesunken ist. Die Prüflast wird bei einer Probentemperatur von 20 °C aufgebracht. Im Vorschlag [10] wird die Prüflast nach dem Schweißen aufgebracht, wenn die Temperatur unter 150 °C gesunken ist. Der Belastungsvorgang, der nicht länger als eine Minute dauern soll, soll abgeschlossen sein, bevor die Temperatur der Probe 100 °C erreicht hat. Beide Vorschläge sehen am oberen Ende der Probe einen Ringkerb vor. Andere Forscher haben stattdessen einen Wendelkerb vorgesehen [76, 77]. Dieser Gedanke wurde auch für die eigenen Untersuchungen übernommen [78]. Eine weitere Vereinfachung der Probengeometrie stellt das Anbringen eines metrischen Gewindes M6 anstelle des Wendelkerbs dar [75]. Außerdem wird eine Spannung σ_{IR} anstelle der Spannung σ_{SFL} eingeführt. Die Spannung σ_{IR} wird als diejenige Spannung definiert, bei der die Implantprobe mit 50 %iger Wahrscheinlichkeit bricht. Vergleiche zwischen Ringkerb und M6-Gewinde an Implantproben gaben bis zu Spannungen $\sigma_{IR} \approx 200 \text{ N/mm}^2$ gleiche Ergebnisse. Bei höheren Spannungen waren die mit M6-Gewinde ermittelten Werte von σ_{IR} etwas niedriger [75]. In Japan wurde der Implantversuch inzwischen genormt [79]. Abweichend von Vorschlag [10] werden auch Wendelkerben zugelassen, und als Kriterium für das Versagen der Implantprobe wird der Bruch angesehen. Das Ergebnis der Untersuchungen sind kritische Spannungen σ_{Cr} , unterhalb der keine Probe bricht. Hinsichtlich der Anforderungen an die Belastungseinrichtung wird, wie zuvor schon in eigenen Untersuchungen [78], eine Konstanz der Prüflast gefordert. In einer weiteren Reihe von Untersuchungen verschiedener Autoren wird die Eignung des Implantversuchs zum Beschreiben der Einflußgrößen des Kaltrisses bestätigt [80 bis 96]. Einschränkungen werden bei der Übertragung der im Implant-Versuch ermittelten Werkstoffkennwerte auf Bauteile gemacht. Beim Vergleich der für bauteilähnlich gehaltenen Ergebnisse von RRC-Versuchen mit denen von Implantversuchen [87] wurde festgestellt, daß die kritischen Spannungen des RRC-Versuchs zum Teil deutlich niedriger waren als die des Implantversuchs. Dagegen waren die zum Bruch führenden Dehnungen beider Versuche gleich. Werden für beide Prüfmethode Spannungskonzentrationsfaktoren K_t eingeführt, läßt sich zwischen den kritischen Spannungen von RRC- und Implantversuch die Beziehung aufstellen:

$$(\sigma_{RRC})_{Cr} = \frac{(K_t)_{Imp}}{(K_t)_{RRC}} \cdot (\sigma_{Imp})_{Cr} \quad (9) \text{ aus [88]}$$

Die Beziehung zwischen den im Implantversuch und im RRC-Versuch ermittelten kritischen Spannungen ist zu knüpfen, wenn Nahtgeometrie und Blechdicke der RRC-Proben in geeigneter Weise berücksichtigt werden [28]. Solche Einschränkungen hinsichtlich der Anwendbarkeit der Ergebnisse von Implantversuchen auf Bauteile werden auch an anderen Stellen gemacht [14, 97, 98]. Offen bleibt bei den zitierten Untersuchungen, ob bei Implant-, TRC-, RRC- und Tekken-Probe der Bruch stets im gleichen Bereich der Schweißverbindung lag. So ist zum Beispiel nur schwer einzusehen, wie eine kritische Dehnung im Schweißgut einer RRC-Probe mit der kritischen Dehnung im Kerbbereich einer Implantprobe in Beziehung gesetzt werden

kann, wie an einer Stelle [87] geschehen. Während bei Implantproben der Bruch in der Regel im Grobkornbereich der WEZ liegt, brechen TRC-, RRC- und Tekken-Proben häufig im Schweißgut.

Es sollte daher zunächst geprüft werden, ob ein Kaltrißprüfverfahren weitgehend eindeutige und reproduzierbare Beanspruchungen im tatsächlich zu prüfenden Bereich erzeugt.

Aus der durchgesehenen Literatur geht hervor, daß der Implantversuch, anders als die übrigen Prüfverfahren zur Kaltrißneigung, folgende Anforderungen zugleich erfüllt:

- Feinstufige Einstellbarkeit der auf die Probe wirkenden Faktoren,
- quantitativ einfach erfaßbare Ergebnisse,
- geringer Prüfaufwand.

Unklar sind bei diesem Versuch:

- Die an den Prüfstand zu stellenden Anforderungen,
- die bei dem Versuch einzustellenden Randbedingungen (Belastungszeit, Vorwärmen, Abkühlbedingungen),
- die anzuwendende Probengeometrie (Durchmesser, Kerbart, Kerbform),
- die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf reale Bauteile.

Hieraus ergibt sich die weitere Frage:

- Welche Schlüsse zur Kaltrißneigung können aus den Ergebnissen von Implantversuchen gezogen werden?

1.5. Ziele der Arbeit

Ziele dieser Arbeit sind:

- Konstruktion eines den Anforderungen genügenden Implantprüfstandes, die aus dem in der Literatur dargestellten Versuchsablauf und Normen für ähnliche Versuche abzuleiten sind.
- Festlegen einer Versuchstechnik, den Wasserstoffgehalt der Schweißgüter zu variieren.
- Klären des Einflusses der Probengeometrie.
- Beitrag zur Beurteilung des Kaltrißverhaltens von Bauteilen aus den Ergebnissen des Implantversuchs durch Vergleich mit Ergebnissen von mittelgroßen bauteilähnlichen Proben.
- Vorstellen verschiedener Methoden des Auswertens von Implantversuchen.
- Feststellen des Verlaufs und Aussehens der Brüche in den Implantproben aus wasservergüteten und normalisierten Feinkornbaustählen.

Im Rahmen von Veröffentlichungen wurde zu einigen von diesen Punkten schon kurz berichtet [2, 78, 89, 90, 92, 94, 99, 100].

2. Das Prüfsystem für den Implantversuch

2.1. Das Prinzip des Implantversuchs

Trotz vieler unterschiedlicher Einzelheiten wird heute von den verschiedenen Anwendern das gleiche Versuchsprinzip benutzt. Die Implantprobe ist ein zylindrischer Stab mit 6 bis 9 mm Durchmesser aus dem zu untersuchenden Stahl, deren eines Ende mit einer Ring- oder Wendelkerbe versehen ist. Die Probe wird mit dem gekerbten Ende in die Bohrung einer Stahlplatte (Einschweißplatte) bündig mit deren Oberseite eingesetzt (Abb. 2). Auf Platte und Probe wird eine Raupe mit den Schweißbedingungen, Schweißzusätzen und Schweißhilfsstoffen geschweißt, die untersucht werden sollen. Nach dem Schweißen wird die Probe, sobald die Temperatur auf 150 °C gesunken ist, statisch zugbelastet und die Zeit bis zum Bruch oder Anriß der Probe gemessen. Sofern die Probe nicht bricht, beträgt die Belastungsdauer 16 bis 72 Stunden, je nach Forschungsstelle. Nach dieser Zeit werden die nicht gebrochenen Proben entlastet. Ist das Versagenskriterium des Versuchs ein Anriß in der Probe, müssen sämtliche nicht gebrochenen Proben metallographisch untersucht werden. Ist das Versagenskriterium des Versuchs der Bruch der Probe, wird ein Teil der nicht gebrochenen und gebrochenen Proben metallographisch und fraktographisch untersucht. Die wichtigsten Versuchsparameter sind: Wasserstoffgehalt des Schweißgutes, zeitlicher Temperaturverlauf im Schweißgut und der Wärmeeinflußzone (thermische Beanspruchung) und die mechanische Beanspruchung der Probe. Die Versuchsergebnisse werden häufig in Form von „kritischen Spannungen“ dargestellt. Als „kritische Spannung“ wird diejenige Spannung bezeichnet, bezogen auf den Querschnitt im Kerbgrund der Probe, unterhalb der auch nach der längsten Belastungszeit kein Bruch (Bruchkriterium) oder Anriß (Anrißkriterium) mehr auftritt.

Der Implantversuch kann hinsichtlich der mechanischen Beanspruchung der Probe als Zeitstandversuch betrachtet werden. Er unterscheidet sich von dem in DIN 50 118 beschriebenen Versuch dadurch, daß in der ersten Phase des Versuchs die Temperatur nicht konstant ist und in der Regel keine Dehnungsmessung vorgenommen wird.

Die für einen Implantversuch benötigten Einrichtungen und Proben können als Prüfsystem betrachtet werden. Dieses System kann in drei Bereiche aufgeteilt werden. Der erste ist der Bereich Implant-Prüfstand. Der zweite ist der Bereich der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe. Der dritte ist der Bereich der Implantprobe.

Zum Implantprüfstand gehören:

- Belastungseinrichtung,
- Meßsystem,
- Schweißeinrichtung.

Zum Bereich der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe gehören:

- Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe,
- Methode zum Bestimmen des Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes,
- Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff.

Zum Bereich der Implantprobe gehören:

- Herstellung der Proben und Einschweißplatten,
- Geometrie der Implantproben und Einschweißplatten,
- Beanspruchung der Implantprobe.

2.2. Der Implantprüfstand

2.2.1. Die Belastungseinrichtung

Der zeitliche Ablauf des Implantversuchs und die Art der mechanischen und thermischen Beanspruchung der Implantprobe geben für die Gestaltung der Belastungseinrichtung Randbedingungen vor. Die Zeit zwischen Ende des Schweißens und Belasten der Probe kann, abhängig von den gewählten Schweißbedingungen, sehr kurz sein. Selbst beim Schweißen ohne Vorwärmen mit einer zelluloseumhüllten Stabelektrode, Kerndrahtdurchmesser 5 mm, mit einer Streckenenergie von 37 kJ/cm war die Probe an der Meßstelle etwa zwei Minuten nach Ende des Schweißens auf 150 °C abgekühlt und mußte belastet werden. Das ist nur dann sicher möglich, wenn auf der Belastungseinrichtung geschweißt wird.

Die einzustellende mechanische Beanspruchung hängt von den mechanischen Eigenschaften des jeweils zu untersuchenden Werkstoffs und den übrigen Versuchsparametern ab. Um eine ausreichende Differenzierung der verschiedenen Werkstoffe und Einflußgrößen erzielen zu können, sollte die Prüflast feinstufig einstellbar sein.

Die Belastungsgeschwindigkeit muß unabhängig von der Prüflast sein. Nach [10] soll die Prüflast in weniger als einer Minute aufgebracht werden. Während in DIN 50 118 hierzu genauere Angaben fehlen, ist für den normalen statischen Zugversuch in DIN 50 145 (Mai 1975) für Prüftemperaturen über Raumtemperatur als größte Spannungszunahmegeschwindigkeit für Stahl 10 N/mm² s angegeben. Für Implantversuche sollte dieser Wert nicht wesentlich überschritten werden, damit sich der Charakter der Prüfung nicht von einem statischen zu einem dynamischen verändert.

Während der gesamten Versuchsdauer muß die Prüflast mit ausreichender Genauigkeit konstant bleiben. Nach DIN 50 118 muß die Belastung während der gesamten Versuchszeit mit einer Genauigkeit von $\pm 1\%$ gleich bleiben. Diese Angabe kann als Anforderung für den Implantversuch übernommen werden. Hierbei ist zu beachten, daß die Belastungseinrichtung nicht durch äußere Einflüsse zum Schwingen gebracht werden darf und den thermischen Dehnungen der Probe ohne Veränderung der Prüflast folgen muß.

Durch geeignete Aufnahme der Probe und ausreichende Steifigkeit der Belastungseinrichtung ist eine Biegebeanspruchung möglichst gering zu halten.

In der Literatur werden verschiedene Ausführungsarten von Belastungseinrichtungen angegeben. Unter anderem werden hydraulische [9], pneumatische [76, 77], mit gewichtsbelasteten Hebelsystemen arbeitende [75] und mit Stellmotoren über Hebelsysteme wirkende [12] Zugeinrichtungen genannt. Eigene Vorversuche wurden mit einer Belastungseinrichtung durchgeführt, bei der die Prüflast über einen ölhydraulischen Zug-Druckzylinder aufgebracht wurde. Die mit dieser Einrichtung erzielten Ergebnisse waren unbefriedigend, da sich die Prüflast während der Versuchsdauer bei gleichbleibendem Öldruck um bis zu 30 % änderte. Der Kolben konnte den thermischen Dehnungen der Probe wegen der hohen Haftreibung zwischen Kolbendichtung und Zylinderwand nicht folgen.

Für eine ölhydraulische Belastungseinrichtung ist ein Zylinder mit schwimmendem Kolben erforderlich, bei dem die genannten Probleme nicht auftreten. Außerdem wird für den Betrieb eines solchen Zylinders ein aufwendiges und teures Regelsystem benötigt.

Es wurde deshalb eine Belastungseinrichtung gebaut, die mit einem gewichtsbelasteten Hebelsystem arbeitet. Die Konstruktion ähnelt derjenigen herkömmlicher Zeitstandprüfstände. Abb. 3 zeigt den Aufbau der Belastungseinrichtung. Die Einschweißplatte (1) liegt auf der biegesteifen Auflageplatte. Die entsprechend Abb. 2 in die Einschweißplatte (1) eingesetzte Implantprobe (2) ragt mit ihrem unteren Ende durch eine Bohrung in der Auflageplatte. Dieses ist in ein Kugelpfannengelenk (3a) am oberen Ende der Kraftmeßdose (3) geschraubt. Die Kraftmeßdose ist über eine Zuggabel mit dem vorderen Loslager des oberen Hebels (4a) verbunden. Das Festlager des oberen Hebels ist an dem Rahmen der Belastungseinrichtung befestigt. Eine Schubstange verbindet die hinteren Loslager des oberen und unteren Hebels (4b). Das Festlager des unteren Hebels befindet sich wiederum im Rahmen der Belastungseinrichtung. Auf dem unteren Hebel hängen durch eine Spindel verschiebbare, austauschbare Gewichte (5). Die Verschiebung kann durch einen Elektromotor (6) oder von Hand erfolgen. Durch Aufhängen entsprechender Gewichte und deren Verschiebung auf dem unteren Hebel kann die Prüflast stufenlos zwischen 2 000 N und 50 000 N eingestellt werden.

Vor dem Einsetzen der Implantprobe ist der untere Hebel durch den Heber (7), einen pneumatischen Zug-Druckzylinder, bis zur Endlage angehoben. Zwischen Heber und Hebel besteht keine feste Verbindung. Zum Belasten der Probe wird der Heber abgesenkt. Unter der Wirkung der Gewichte senkt sich der untere Hebel. Seine Absinkgeschwindigkeit wird durch den über

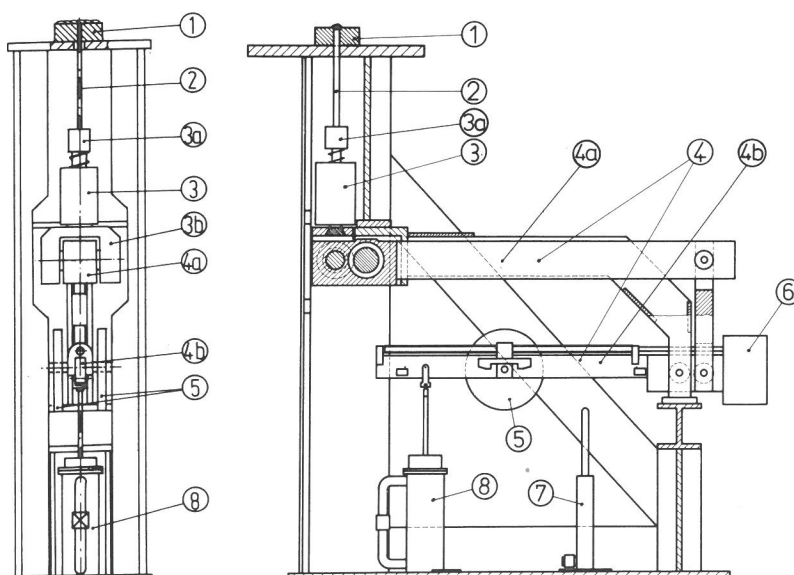


Abb. 3
Funktionsskizze der Belastungseinrichtung

Kugellager, Gelenk und Kolbenstange mit ihm verbundenen Kolben des mit Getriebeöl gefüllten Dämpfers (8) gebremst. Der Kolben des Dämpfers hat Ventile, die bei höheren Absinkgeschwindigkeiten schließen. Sind die Bewegungsgeschwindigkeiten des Kolbens gering, wie z. B. bei Bewegungen des Hebels infolge thermischer Dehnungen der Probe, sind die Ventile geöffnet. Die Wirkung des Dämpfers ist aufgehoben. Über einen mit einem Drosselventil versehenen Bypass kann die Absinkgeschwindigkeit des Kolbens verändert werden. Mit Hilfe des Dämpfers ist es möglich, die Lastzunahmegeschwindigkeit der Probe zwischen 10 und 25 N/mm² s einzustellen. Ebenso verhindert der Dämpfer bei Bruch der Probe eine Beschädigung der Lager.

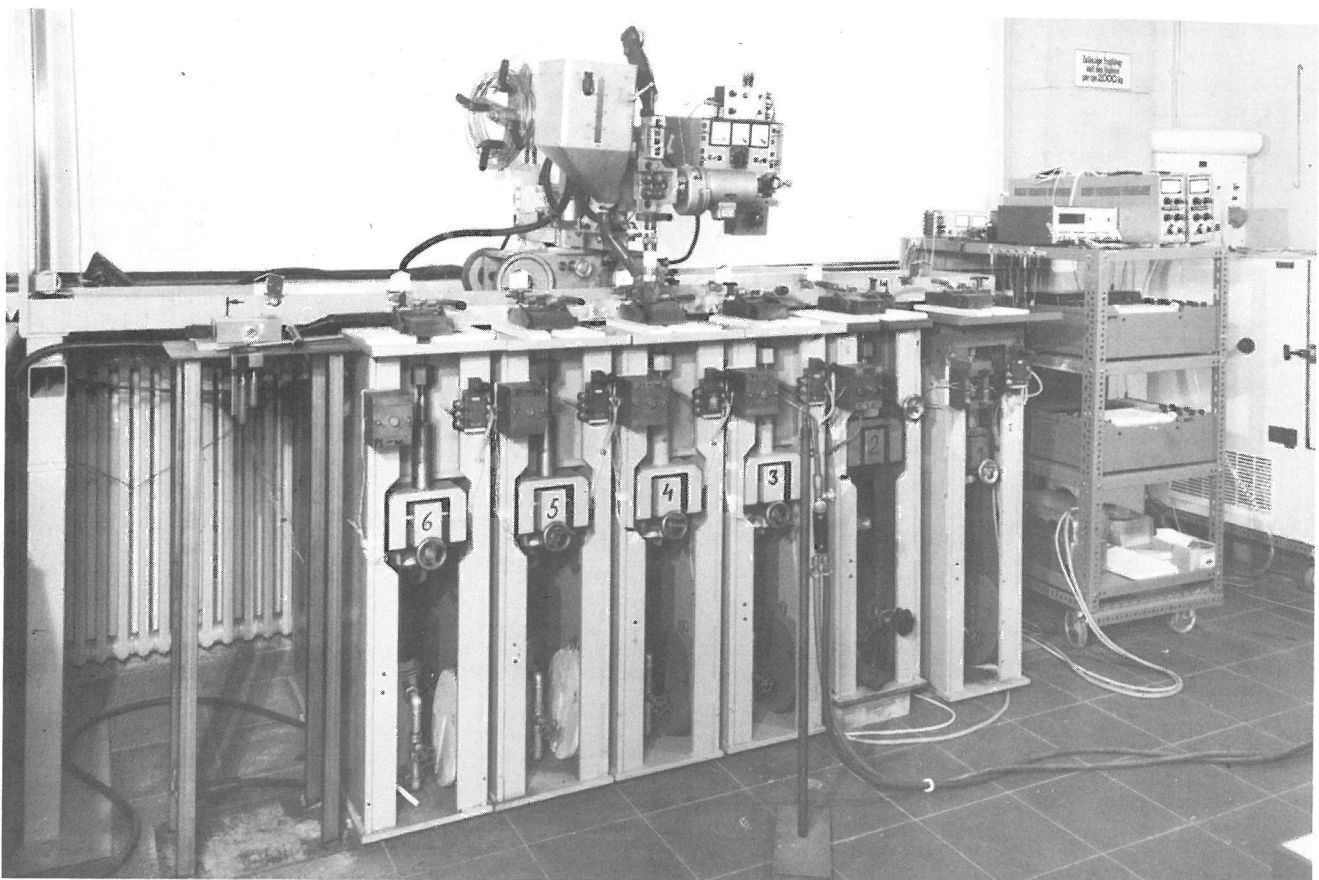
Bei den im Folgenden beschriebenen Implantversuchen betrug die Lastzunahmegeschwindigkeit im Mittel 20 N/mm² s.

Die Belastungseinrichtung hat einen maximalen Hub von 3 mm, gemessen am vorderen Loslager des oberen Hebels. Das Loslager bewegt sich dabei auf einem Kreis mit einem Radius von 70 mm. Das bedeutet, daß die größte Verlagerung des Lagermittelpunktes senkrecht zur Achse der Implantprobe 0,016 mm beträgt ($h = r - \sqrt{r^2 - 1/4 s^2}$). Mit einem Abstand von 250 mm zwischen Lagermittelpunkt und Kugelpfanne unter der Implantprobe ergibt sich für den Sinus des Winkels α zwischen Probenachse und Wirkungslinie der an der Probe angreifenden Zugkraft $\sin \alpha = 0,016/250 = 6,4 \cdot 10^{-5}$. Die am unteren Ende der Implantprobe senkrecht zur Probenachse angreifende Kraft ist $P_B = P \cdot \sin \alpha$ ($P =$ von Belastungseinrichtung aufgebrachte Zugkraft). Bei der höchsten einstellbaren Zugkraft von 50 000 N wirkt also eine die Probe auf Biegung beanspruchende Kraft $P_B = 3,2$ N.

Die Hebel wurden in Wälzlager gelagert. Für die beiden vorderen Bolzen des oberen Hebels wurden einseitig wirkende

Abb. 4

Für die Implantversuche verwendete Belastungseinrichtungen, Schweißtisch mit Kupferbacken zum Bestimmen des diffusiblen Wasserstoffs und Registriergeräte



Nadel-Schräggugellager verwendet. Die statische Tragzahl C_0 ist $423 \cdot 10^3$ N. Sie gibt hierbei diejenige Last an, bei der die bleibende Gesamtverformung von Wälzkörper mit dem Durchmesser d und Laufbahn $1 \cdot 10^{-4} \cdot d$ beträgt. Jeder Bolzen ist in je zwei solcher Lager gelagert. Damit ergibt sich bei einer Prüflast von $50 \cdot 10^3$ N gegenüber der statischen Tragzahl eine Sicherheit $S = 1,55$. Damit ist die an anderer Stelle [101] erhobene Forderung erfüllt, für hochbeanspruchte Lager, z. B. Meßeinrichtungen, die statische Tragzahl etwa 1,5 bis 2,5mal so groß zu wählen wie die tatsächliche Belastung.

Alle übrigen Lager der Konstruktion sind Rillenkugellager, deren statische Tragzahlen C_0 größer als 2,0mal so groß sind wie die an ihnen auftretenden Belastungen.

Bei dieser Belastungseinrichtung sind die Abweichungen von der eingestellten Prüflast infolge thermischer Dehnungen der Probe oder anderer äußerer Einflüsse kleiner als $\pm 1,0$ % während der gesamten Belastungsdauer.

Die Implantproben werden auf der Belastungseinrichtung geschweißt. Zum Schutz der Auflageplatte des Prüfstandes vor Erwärmung liegt zwischen Einschweißplatte und Auflageplatte eine 10 mm dicke Asbestplatte. Die Prüflast wird zwischen Auflage- und Einschweißplatte durch vier kubische Stahlklötzen mit 10 mm Kantenlänge übertragen.

Fünf Belastungseinrichtungen, einen Schweißtisch mit Kupferbacken zum Schweißen von Proben zum Bestimmen des diffusiblen Wasserstoffs und die Registriergeräte zeigt Abb. 4.

2.2.2. Das Meßsystem

Mit dem Meßsystem müssen die Schweißdaten, Bogenspannung, Schweißstrom und Schweißgeschwindigkeit, der zeitliche Verlauf der Temperatur im Schweißgut und der Wärmeeinflußzone und der zeitliche Verlauf der auf die Probe wirkenden Kraft, gemessen und registriert werden.

Die Bogenspannung wird zwischen Kontaktröhre an der Schweißmaschine und Erde am Werkstück gemessen. Zum Messen des Schweißstromes befindet sich im zur Schweißmaschine führenden Kabel ein Shunt, an dem ein dem Schweißstrom proportionaler Spannungsabfall gemessen wird. Bogenspannung und Schweißstrom werden auf einem 6-Kanal-Linienschreiber registriert.

Die Schweißgeschwindigkeit wird mit Stoppuhr und Längenmaß bestimmt.

Der zeitliche Verlauf der Temperatur muß an einer Stelle gemessen werden, an der die gleichen Verhältnisse vorliegen wie in dem Bereich der WEZ der Implantprobe, in dem die Anrisse oder Brüche erfolgen. Dies ist der Bereich dicht ober- und unterhalb der Schmelzlinie. Wie in [102] nachgewiesen, unterliegt ein in eine Platte eingesetzter Stahlstift dem gleichen zeitlichen Temperaturverlauf wie die Platte selbst, wenn über Platte und Stahlstift eine Schweißraupe gelegt wird. Dabei müssen allerdings Platte und Stahlstift gleiche Wärmeleitfähigkeit haben [91]. Für die eigenen Versuche wurden zunächst Platin-Platin/Rhodium-Thermoelemente verwendet, deren Drahtdurchmesser 0,1 mm betrug. Diese wurden in einer Doppelkapillare aus Keramik mit einem Außendurchmesser von 0,9 mm in eine Bohrung in der Einschweißplatte dicht an der Implantprobe (Abb. 5). Die Maße des Thermoelementes wurden so gewählt, daß seine Wärmekapazität möglichst gering ist und so die beim Schweißen auftretenden hohen Abkühlgeschwindigkeiten möglichst genau erfaßt werden konnten. Weiterhin sollte durch das Thermoelement die Temperaturverteilung in der Einschweißplatte möglichst wenig gestört werden.

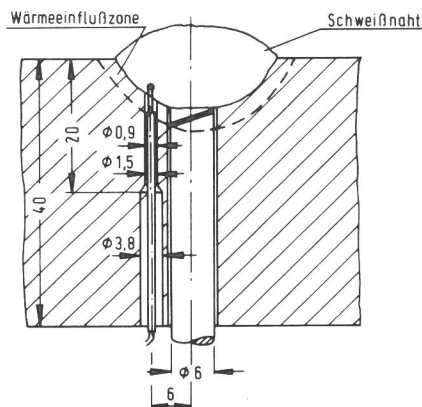


Abb. 5
Anordnung und Abmessungen des für die Implantversuche verwendeten Pt-Pt/Rh-Thermoelementes

Die Vergleichsstelle befindet sich in einem geschlossenen Kasten aus Kupfer mit den Außenmaßen 100 x 100 x 100 mm, dessen Wanddicke 20 mm beträgt. Damit entspricht die Temperatur der Vergleichsstelle der mittleren Raumtemperatur, die sich höchstens um $\pm 2^\circ\text{C}$ während des interessierenden Zeitraums ändert. Die Thermospannungen wurden auf dem 6-Kanal-Linienschreiber registriert.

Diese Art der Temperaturmessung erwies sich als sehr aufwendig. Deshalb wurden Vergleichsmessungen mit Ni-Cr/Ni-Thermoelementen durchgeführt, die in der Nähe der Implantprobe in die Schmelze getaucht wurden. Der Drahtdurchmesser dieser Thermoelemente betrug 0,5 mm. Da mit beiden Thermoelementen im interessierenden Bereich im Rahmen der Meßgenauigkeit gleiche Temperaturen und Abkühlzeiten gemessen wurden, wurden für den größeren Teil der Versuche nur die in die Schmelze getauchten Ni-Cr/Ni-Thermoelemente benutzt. Diese Art der Temperaturmessung wurde schon vorher an anderer Stelle angewendet [103].

Die auf die Implantprobe wirkende Prüfkraft wird mit einer Kraftmeßdose oder aus Position und Masse der Gewichte auf dem unteren Hebelarm der Belastungseinrichtung bestimmt. Beim Messen mit der Kraftmeßdose wird die Kraft auf dem 6-Kanal-Linienschreiber registriert, wobei auch die Zeit bis zum Bruch der Probe abgelesen werden kann.

Für die zweite genannte Art der Kraftmessung ist an der verschiebbaren Halterung der Gewichte ein Maßband fest angebracht. An ihm kann die Position der Gewichte abgelesen werden. Aus der Masse der Gewichte und deren Position ergibt sich über eine mit Hilfe der Kraftmeßdose aufgestellte Kalibrierkurve die Prüfkraft. Auf diese Weise wird zur Zeit an allen Prüfständen die gewünschte Prüfkraft eingestellt. Die Kraftmeßdose dient nur zur regelmäßigen Kontrolle der Belastungseinrichtungen. Der Zeitpunkt des Bruches der Proben wird durch einen elektrischen Impuls angegeben, der auf den Meßkanal des Thermoelementes gegeben wird.

Wird als Versagenskriterium der erste Anriß in der Implantprobe gewertet, muß dieser mit geeigneten Prüfverfahren ermittelt werden. Denkbare Verfahren sind z. B.:

- Metallographische Untersuchungen der Proben nach bestimmten Standzeiten [10, 80]
- Dehnungsmessungen an den Proben mit empfindlichen Wegaufnehmern
- Schallemissionsanalyse (z. B. [104]).

Für die in dieser Arbeit beschriebenen Versuche war das Versagenskriterium stets der Bruch der Probe.

2.2.3. Die Schweißeinrichtung

Mangelhafte Stabilität und Reproduzierbarkeit der Schweißbedingungen sind eine wesentliche Quelle von Streuungen der Versuchsergebnisse [78, 91]. Deshalb sollten die Proben vollmechanisch geschweißt werden. Bei dem UP- und MIG/MAG-Verfahren ist diese Forderung leicht zu erfüllen. Für das Lichtbogenhandschweißen mit preßmantelumhüllten Stabelektroden werden Einrichtungen zum vollmechanischen Schweißen, bei denen Schweißgeschwindigkeit, Bogenspannung und Schweißstrom unabhängig voneinander eingestellt werden können, nicht mehr hergestellt. Deshalb wurde in die Drahtvorschubeinrichtung der für Implantversuche verwendeten UP-Schweißmaschine eine Vorrichtung eingesetzt, mit der Elektrodenvorschub und damit die Lichtbogenlänge auf die gewünschten Werte eingestellt werden können (Abb. 6). Das sichere Zünden der Elektroden wird durch geeignetes Anschleifen der Elektrodenspitze erreicht (Abb. 7).

Für sämtliche Prüfnähte wurde eine Lichtbogenschweißmaschine, Typ ASZ und als Stromquelle ein Konstantspannungsgleichrichter, Typ GK 800, der Firma Acros verwendet. Der maximale Schweißstrom des Gleichrichters beträgt 800 A. Um den beim UP-Schweißen normalerweise großen Endkrater zu verkleinern, wurde das Steuergerät der Schweißmaschine mit einem Gerät versehen, das das Auffüllen des Endkraters erlaubt. Dieses Zusatzgerät arbeitet in folgender Weise: Nach Ausschalten des horizontalen Vorschubs der Schweißmaschine am Nahtende durch einen Kontaktschalter wird nach einer einstellbaren Verzögerungszeit t_v die Geschwindigkeit des Drahtvorschubs und damit der Schweißstrom kontinuierlich bis zum Erlöschen des Lichtbogens nach der Zeit t_e verringert. Die Verzögerungszeit t_v kann stufenlos zwischen 1 und 4 s und die Zeit t_e stufenlos zwischen 5 und 10 s eingestellt werden.

Für das Schweißen mit umhüllten Stabelektroden wurde die Kennlinie mit Hilfe eines Vorwiderstandes so geneigt, daß die Bogenspannung 20 bis 23 V betrug.

Dieser Prüfstand genügt den Anforderungen, die aus dem in der Literatur dargestellten Versuchsablauf und aus Normen für

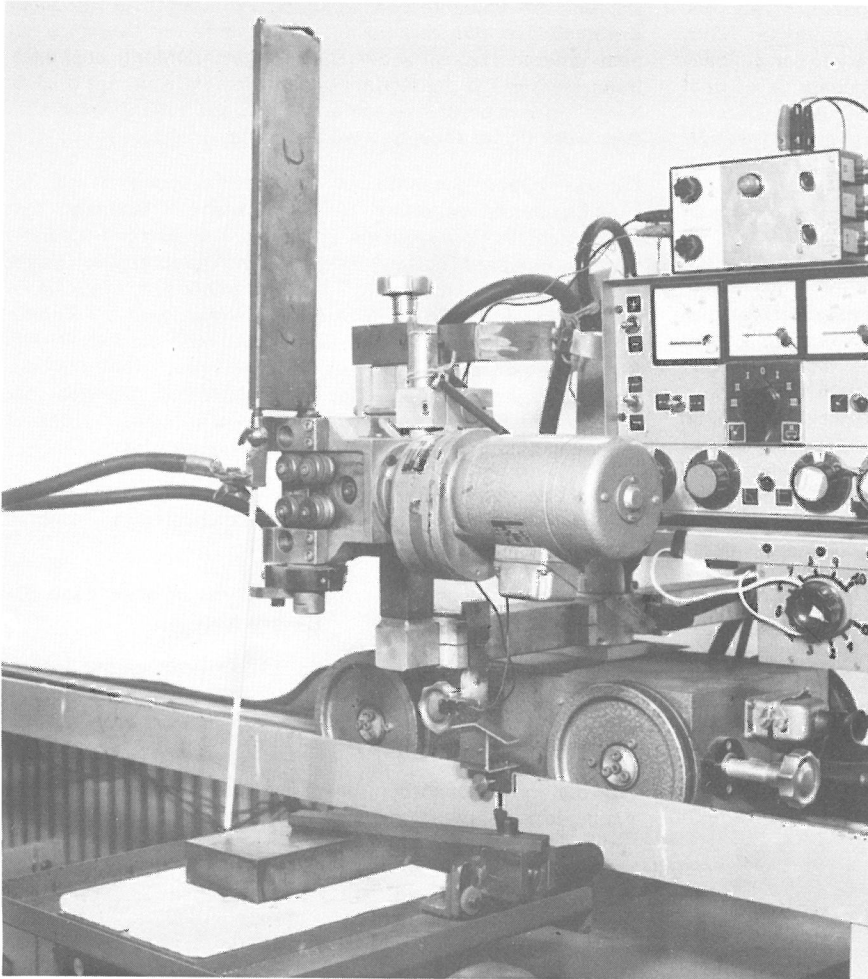


Abb. 6
Einrichtung zum vollmechanischen
Abschmelzen von umhüllten Stabelektroden

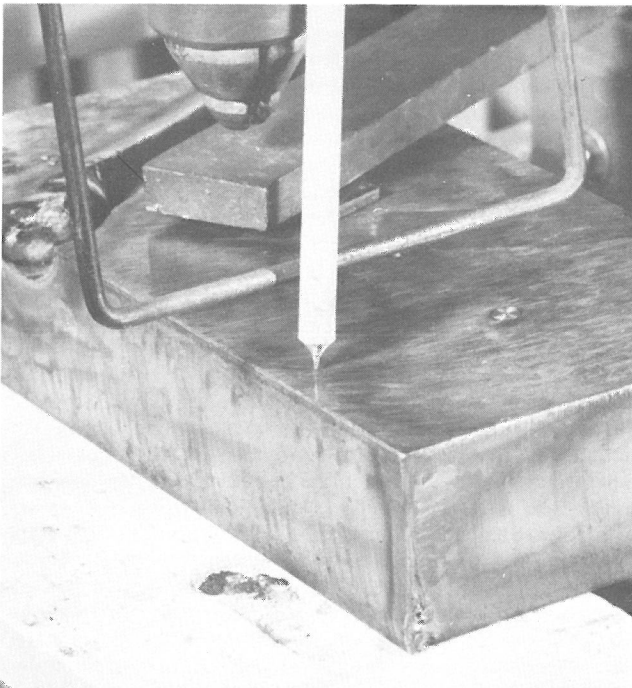


Abb. 7
Zum sicheren Zünden angeschliffene Spitze der umhüllten Stabelektrode

ähnliche Versuche abzuleiten sind. Die Prüflast bleibt unabhängig von Dehnungen der Probe und äußeren Einflüssen über die gesamte Versuchsdauer mit einer Genauigkeit von $\pm 1\%$ konstant. Das durch die Art der Konstruktion der Belastungseinrichtung bedingte, auf die Implantprobe wirkende Biegemoment ist zu vernachlässigen. Die Belastungsgeschwindigkeit der

Probe kann zwischen 10 und 25 N/mm² s eingestellt werden. Mit dem Meßsystem werden die für die Versuchsauswertung wichtigen Daten erfaßt.

Die Proben werden vollmechanisch auf der Belastungseinrichtung geschweißt.

2.3. Die Schweißzusatz- und -hilfsstoffe

2.3.1. Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe

Der Wasserstoffgehalt der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe hängt von deren Trocknungs- bzw. Glühbehandlung bei der Herstellung und von den Umgebungsbedingungen bei der Lagerung ab. Er kann durch Lagerung in klimatisierten Räumen und Trocknung in Öfen stark verändert werden.

Für die Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung von Stählen ist es notwendig, den vom Wasserstoffgehalt der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe abhängigen Wasserstoffgehalt der Schweißgüter zu variieren. Hierzu wurde ein großer Teil der untersuchten umhüllten Stabelektroden und Schweißpulver in einem Klimaschrank 24 Stunden bei 40 °C und 90 % relativer Feuchte gelagert. Danach wurden die Elektroden bei unterschiedlichen Temperaturen in der Regel zwei Stunden in Mittelöfen der Firma Heraeus getrocknet und anschließend sofort verschweißt.

Ein Teil der für das UP-Schweißen verwendeten Schweißdrähte wurde im Anlieferungszustand verschweißt, ein anderer Teil vor dem Schweißen in einem Vakuum-Glühofen bei 650 °C bis 700 °C eine Stunde geglüht. Andere Glühbehandlungen werden im folgenden Text gesondert angegeben.

Tabelle 1
Untersuchte Schweißzusatz- und -hilfsstoffe

Typ	Normbezeichnung	Herstellerangaben	C Mn Si Mo Ni Cr							R _e	R _m
			Massengehalte in % ¹⁾								
Elektrode A	AWS A 5.5-69 E 8018 G	stark umhüllt, hochfest, basisch	0,06	1,5	0,3	0,35	1,0	–	470-530	550-608	
Elektrode B	AWS A 5.5-69 E 8018-C3	sehr dick umhüllt, hochfest, basisch	0,06	1,4	0,25	–	1,0	–	500-570	580-650	
Elektrode C	AWS A 5.5-69 E 11018-M	kaltzäh, hochfest	0,06	1,6	0,2	0,4	1,75	0,55	710-765	805-865	
Elektrode D	AWS A 5.5-69 E 8015-A1		0,08	1,2	0,3	0,45	–	–	520-580	600-670	
UP-Draht A	AWS A 5.23-76 EM 2	S 3 NiMoCr	0,13	1,6	0,1	0,6	1,6	0,27			
UP-Draht B	AWS A 5.23-76 EG		0,12	1,6	0,25	–	–	–			
UP-Draht C	AWS A 5.23-76 EA 2	S 2 Mo	0,12	1,0	0,1	0,5	–	–			
UP-Draht D UP-Draht E	AWS A 5.23-76 ENi 2	S 2 Ni 2,5	0,10	1,0	0,1	–	2,5	–			
UP-Pulver A	DIN 8557 8 b 536	basisch agglomeriert									
UP-Pulver B	DIN 8557 8 b 535	basisch agglomeriert									
UP-Pulver C	DIN 8557 15 az 567	agglomeriert									
UP-Pulver D	DIN 8557 10 by 545	fluorid-basisch, geschmolzen									
UP-Pulver E	DIN 8557 9 ay 565	fluorid-basisch, agglomeriert									

¹⁾ Richtwerte

In *Tabelle 1* sind die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Schweißzusatz- und -hilfsstoffe angegeben.

2.3.2. Methoden zum Bestimmen des Wasserstoffgehalts der Schweißgüter

Der Wasserstoffgehalt der Schweißgüter kann nicht aus dem Feuchtigkeitsgehalt oder potentiellen Wasserstoffgehalt [105] von Elektrodenumhüllungen bestimmt werden [36]. Dasselbe dürfte für Schweißpulver gelten. Als Ursache hierfür werden von der Vorbehandlung abhängige unterschiedliche Bindungsarten des Wassers in den Elektrodenumhüllungen angenommen, die in unterschiedlicher Weise zur über den Lichtbogen in das Schweißgut gelangenden Wasserstoffmenge beitragen.

Der Wasserstoffgehalt von Schweißgütern wird heute deshalb überwiegend an ausschließlich dafür entwickelten geschweißten Proben bestimmt. Hierbei wird zwischen dem Gehalt an diffusiblem Wasserstoff und dem Gesamtwasserstoffgehalt unterschieden.

Der Gehalt von Schweißgütern umhüllter Stabelektroden an diffusiblem Wasserstoff wird heute bevorzugt nach der IIW-Methode [24] bestimmt, die auch in der internationalen Norm ISO 3690 [106] festgelegt ist. Der Entwurf einer der ISO-Norm entsprechenden deutschen Norm liegt z. Z. als Gelbdruck vor [107]. Bei Verwendung der Proben nach ISO 3690 kann man davon ausgehen, daß nach 72 Stunden 94 bis 97 % des diffusiblen Wasserstoffs aus der Probe ausgetreten sind [108]. In Anlehnung an das genannte Verfahren [106] kann auch der Wasserstoffgehalt von UP-Schweißgütern ermittelt werden [109]. Auch hierfür liegt zur Zeit der Entwurf einer deutschen Norm vor [110]. Der Gehalt an „diffusiblem Wasserstoff“ nach ISO 3690 ist nicht der gesamte diffusionsfähige Wasserstoff in der Probe, sondern die unter den angegebenen Prüfbedingungen [106] aus der Probe austretende Gasmenge.

Der Gesamtwasserstoffgehalt ist der gesamte in einer Probe befindliche Wasserstoff. Die Differenz zwischen Gehalt an diffusiblem und gesamtem Wasserstoff wird als Restwasserstoffgehalt bezeichnet. Man geht davon aus, daß der Restwasserstoff in kleinen Poren, an nichtmetallischen Einschlüssen sowie an Gitterfehlstellen, wie z. B. Korngrenzen, in molekularer Form vorliegt [35]. Zur Bestimmung des Restwasserstoffgehalts und des Gesamtwasserstoffgehalts eignen sich z. B. die Vakuumglühextraktionsmethode oder das Trägergasverfahren [111].

Das Prinzip der angegebenen Prüfverfahren ist in den angegebenen Literaturstellen ausführlich beschrieben. An dieser Stelle wird deshalb nur auf Besonderheiten des eigenen Versuchsaufbaus und der eigenen Versuche eingegangen.

Bei der Angabe des Wasserstoffgehalts von Schweißgütern muß beachtet werden, ob der Wert auf den abgeschmolzenen Zusatzstoff (a. Z.) oder das aufgeschmolzene Metall (a. M.) bezogen wird. Die Masse des abgeschmolzenen Zusatzstoffs ist die Massendifferenz der Proben vor und nach dem Schweißen. Die Masse des aufgeschmolzenen Metalls wird aus den auf den Proben sichtbaren Querschnittsflächen des aufgeschmolzenen Bereichs und der Masse des abgeschmolzenen Zusatzstoffs errechnet [106, 107]. Alle in diesem Bericht angegebenen Wasserstoffgehalte werden nach oder in enger Anlehnung an ISO 3690 bestimmt.

Die Rezipienten, in denen die Proben entgasen, dürfen auf der Meßseite keinen Hahn zur Entlüftung oder Evakuierung haben, weil durch den Hahn sehr leicht Luft in die Meßbürette dringen kann. Die in [106] vorgeschlagenen Rezipienten erfüllen diese Forderung. Nachteilig ist, daß diese mit Quecksilber gefüllten Gefäße in die Hand genommen werden müssen, wenn sie evakuiert oder Proben eingeführt werden. Deshalb wurden für die eigenen Wasserstoffbestimmungen solche Rezipienten entwickelt und gebaut, die nicht bewegt werden müssen. Die Gefahr des Auslaufens von Quecksilber ist damit wesentlich verringert (*Abb. 8*). In Vergleichsversuchen mit einem anderen

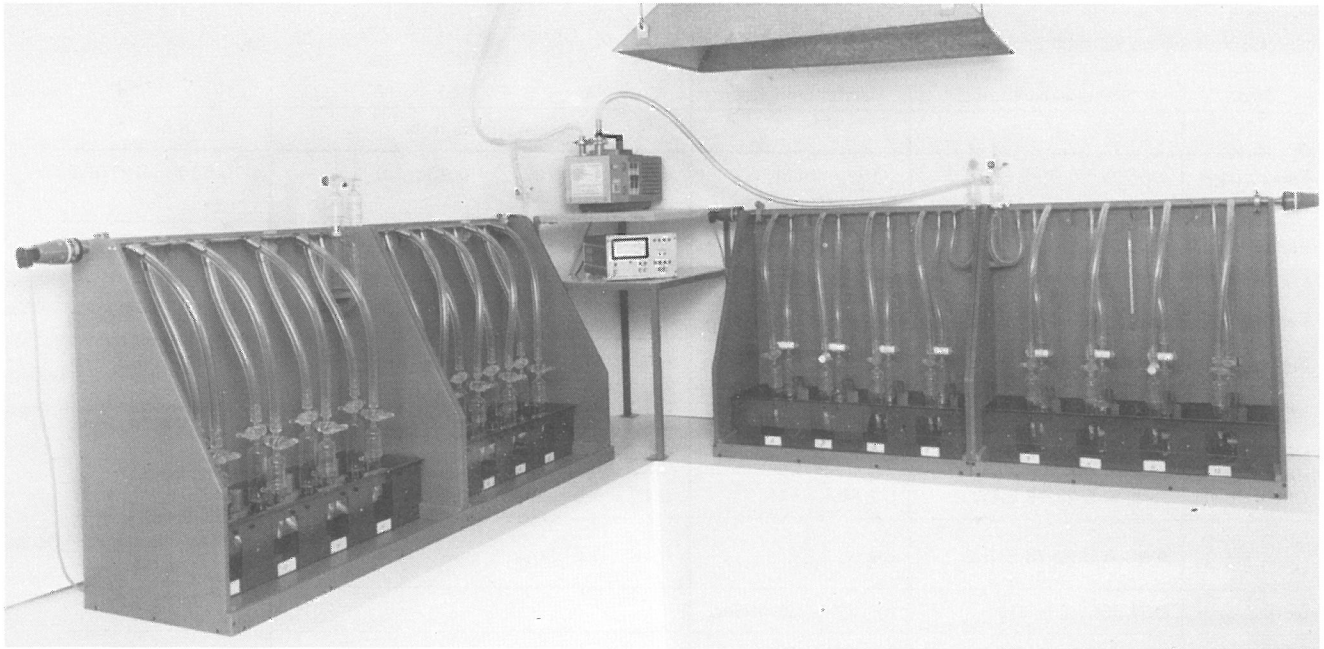


Abb. 9
Einrichtung zum Bestimmen des diffusiblen Wasserstoffs

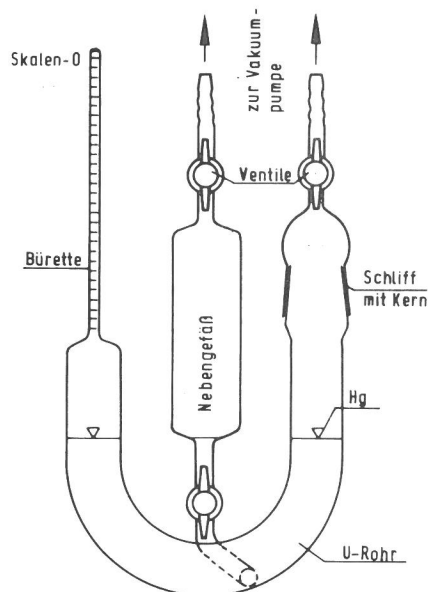


Abb. 8
Rezipient zum Bestimmen des Gehaltes von Schweißgütern an diffusiblem Wasserstoff nach ISO 3690

deutschen Laboratorium, das Rezipienten nach [106] benutzt, wurden die eigenen Rezipienten überprüft. Hierbei wurden mit beiden Gefäßen die gleichen Ergebnisse erzielt. *Abb. 9* zeigt einen Überblick über die wichtigsten Teile der Einrichtung zum Bestimmen des diffusiblen Wasserstoffs. Jeweils vier Rezipienten sind zu einer Baugruppe zusammengefaßt, an die die Vakuumpumpe angeschlossen werden kann. Dem Pumpenan-schluß gegenüber wird ein Vakuummeßgerät angeschlossen.

Für die Bestimmung des Gehaltes der Schweißgüter von Stabelektroden an diffusiblem Wasserstoff wurden Probenstücke mit den Abmessungen 7,5 und 10 x 15 x 10 mm verwendet. Die Probenstücke wurden im Vakuum bei einer Temperatur von 650 °C 1,5 h geglüht, kurzfristig auf 1 000 °C erwärmt und im Vakuum abgekühlt.

Vorversuche haben ergeben, daß die Meßergebnisse der Probenstücke 1 + 4 und 2 + 3 [106] sich nicht wesentlich unterschieden. Aus diesem Grunde wurden in der Mehrzahl der Fälle nur die Gehalte der Probenstücke 2 + 3 an diffusiblem Wasserstoff bestimmt.

Im Gegensatz zu für Stabelektroden benutzten Proben hatten die Proben für das UP-Schweißen die Maße 25 x 15 x 10 mm. Auch hier unterschieden sich die Meßergebnisse der Proben 1 + 4 nicht wesentlich von denen der Probenstücke 2 + 3. Deshalb wurde auch hier z. T. auf die Auswertung der Probestücke 1 + 4 verzichtet.

2.3.3. Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff

Die mit den verschiedenen Stabelektroden und Draht-Pulver-Kombinationen erzeugten Schweißgüter wurden im Rahmen dieser Arbeit nur hinsichtlich ihrer Gehalte an diffusiblem Wasserstoff untersucht. Chemische Zusammensetzung und mechanisch-technologische Eigenschaften wurden nicht geprüft, weil diese für das Kaltrißverhalten der WEZ der Implant- und TRC-Proben nur von untergeordneter Bedeutung sind.

Sämtliche Proben wurden mit der unter 2.2.3. beschriebenen Einrichtung geschweißt. Die Stabelektroden mit einem Kern-drahtdurchmesser von 4 mm wurden mit einem Schweißstrom von 165 bis 195 A und einer Bogenspannung von 21 bis 23,5 V verschweißt. Die Schweißgeschwindigkeit betrug 12 bis 13 cm/min, 20 bis 21 cm/min oder 30 cm/min. Durch die unterschiedlichen Schweißgeschwindigkeiten wurden Streckenenergien von ca. 7, 11 oder 21 kJ/cm eingestellt.

Für die Elektrode A (Tabelle 1) wurde der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff bei verschiedenen Streckenenergien (7,6; 11,3; 21,2 kJ/cm) bestimmt. Die *Tabelle 2* gibt einen Überblick über die durchgeführten Versuche.

In *Abb. 10* sind die Gehalte des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff abhängig von den unterschiedlichen Wärmeeinbringungen dargestellt. Der Einfluß der Streckenenergie ist bei diesen Versuchen gering. Er liegt in der Größenordnung der Meßunsicherheit. Hieraus kann jedoch nicht geschlossen werden, daß die Veränderung der Streckenenergie bei realen Schweißungen ebenfalls keinen Einfluß auf den Wasserstoffgehalt hat. Untersuchungen, bei denen der Abkühlungsverlauf der Proben gezielt verändert wurde, zeigen das Gegenteil [112]. Die in *Tabelle 2* und *Abb. 10* dargestellten Ergebnisse deuten daraufhin, daß zwischen Wasserstoffgehalt der Schmelze und

Tabelle 2

Trocknungsbedingungen, Schweißbedingungen und Versuchsergebnisse der Elektrode A

Elektrode A														
Streckenenergie														
7,6 kJ/cm				11,3 kJ/cm					21,2 kJ/cm					
Vorbehandlung														
24 h/40 °C/90 % rel. Feuchte			Anlieferungszustand			24 h/40 °C/90 % rel. Feuchte			Anlieferungszustand			24 h/40 °C/90 % rel. Feuchte		
Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾	
	x	x		x	x		x	x		x	x		x	x
ohne	20,2	18,0				ohne	16,4	16,3				ohne	16,0	16,0
	15,8						16,2						15,9	
2 h/100 °C	10,4	10,0				2 h/100 °C	9,9	9,8				2 h/100 °C	9,4	10,7
	9,7						9,7						12,1	
2 h/200 °C	6,5	6,3				2 h/200 °C	6,5	6,6				2 h/200 °C	7,6	7,4
	6,2						6,7						7,2	
2 h/350 °C	3,6	3,2	2 h/350 °C	2,2	2,2				2 h/350 °C	3,1	2,9	2 h/350 °C	3,6	3,7
	2,9			2,1						2,7			3,1	

1) diffusibler Wasserstoffgehalt pro 100 g abgeschmolzener Zusatzwerkstoff (a. Z.)

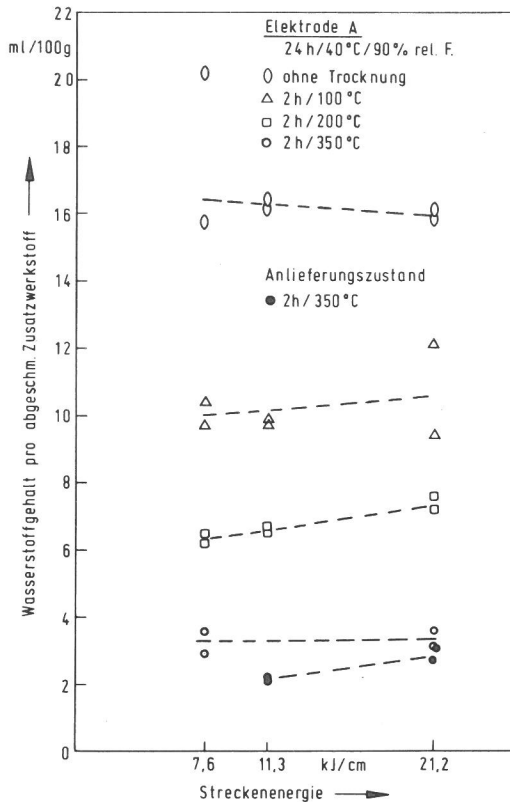


Abb. 10
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff pro 100 g a. Z. von der Streckenenergie (Elektrode A)

von der Vorbehandlung der Elektrode abhängigem Wasserstoffangebot unabhängig von der Streckenenergie Gleichgewicht besteht. Dieser Schluß wird gezogen, weil sich die Konzentration des Wasserstoffs bezogen auf den abgeschmolzenen Zusatzstoff und den aufgeschmolzenen Bereich nicht änderte, obwohl das Volumen der Schmelze mit der Streckenenergie zunahm. Die große Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit der Kupferbacken sowie die anschließende Prozedur des Abkühlens der Proben führen im hier untersuchten Bereich der Streckenenergie zu gleichen Abkühlgeschwindigkeiten. Deshalb ändert sich der Wasserstoffgehalt der Schmelze nicht. In Abb. 11 sind die

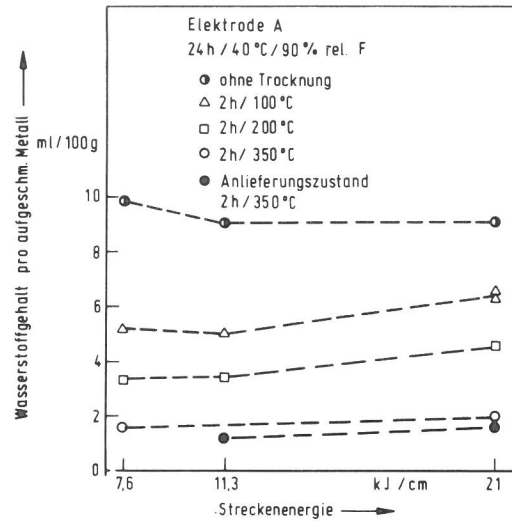


Abb. 11
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff pro 100 g a. M. von der Streckenenergie (Elektrode A)

Wasserstoffgehalte auf das aufgeschmolzene Metall bezogen. Auch hier ist ein Einfluß der Streckenenergie nicht zu erkennen.

Die Gehalte an diffusiblem Wasserstoff sind abhängig von der Trocknung in Abb. 12 für die Elektrode A und in Abb. 13 für die Elektroden B, C und D dargestellt. Tabelle 3 gibt einen Überblick über die durchgeführten Versuche. Es zeigt sich, daß nicht bei jeder Elektrode der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff unter 5 ml/100 g a. Z. gesenkt werden kann.

Die Draht-Pulver-Kombinationen für das UP-Schweißen wurden ebenfalls in verschiedenen Vorbehandlungszuständen untersucht.

Der Durchmesser der Zusatzdrähte betrug stets 4 mm, der Schweißstrom 450 bis 605 A, die Bogenspannung 25 bis 32 V und die Schweißgeschwindigkeit 41,5 bis 46 cm/min. Mit diesen Daten wurden Streckenenergien zwischen 18,7 und 22,3 kJ/cm eingestellt.

Die für die Untersuchung wichtigen Angaben zu den Schweiß-

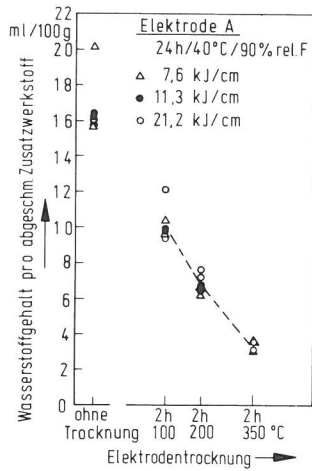


Abb. 12
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Elektrodentrocknung (Elektrode A)

Tabelle 3
Trocknungsbedingungen und Versuchsergebnisse der Elektroden B, C und D Vorbehandlung:
24 Stunden Lagerung im Klimaschrank bei 40 °C, 90 % rel. Feuchte

Elektrode	Trocknungsbedingungen							
	2 h/20 °C		2 h/150 °C		2 h/250 °C		2 h/350 °C	
	x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}
B	12,3 12,1	12,2	9,0 8,4	8,7	7,3 7,1	7,2	4,9 5,1	5,0
C	9,5 8,9	9,2	6,8 6,9	6,8	5,8 6,1	5,9	4,5 4,4	4,5
D	15,4 16,1	15,8	7,7 8,0	7,8	5,8 4,9	5,4	2,8 4,1	3,5

Tabelle 4
Vorbehandlungsbedingungen und Versuchsergebnisse für die Draht-Pulver-Kombinationen A, C, D und E

Draht-Pulver-Kombination	Vorbehandlung des		Dauer der Pulvertrocknung h	Trocknungstemperaturen des Pulvers											
	Drahtes 1)	Pulvers 2)		20 °C		150 °C		250 °C		300 °C		350 °C		400 °C	
				Gehalte an diffusiblem Wasserstoff ³⁾											
				x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}	x	\bar{x}
				ml H ₂ /100 g a. Z.											
A	Anl.	Anl.	4	7,8 8,4	8,1	7,0 6,6	6,8	6,1 6,1	6,1	5,1 5,6	5,3	-	-	5,1 5,3	5,2
	Anl.	Kli.	4	11,4 12,0	11,7	7,5 8,4	8,0	6,9 7,3	7,1	6,0 6,9	6,4	-	-	4,9 6,3	5,6
C	Anl.	Anl.	24	-	-	-	-	-	-	-	-	2,8 2,8	2,8	-	-
	Anl.	Kli.	2,5	5,9 ÷ 6,6	6,4	4,1 ÷ 4,5	4,2	3,2 ÷ 3,4	3,3	-	-	2,8 ÷ 3,2	3,0	-	-
	Ggl.	Kli.	2,5	6,2 7,0	6,6	-	-	2,7 2,9	2,8	-	-	2,5 2,7	2,6	-	-
D	Anl.	Anl.	2,5	4,9 5,2	5,0	3,1 ÷ 3,2	3,2	2,6 ÷ 3,0	2,8	-	-	2,8 ÷ 3,2	3,0	-	-
	Anl.	Kli.	2,5	10,6 12,7	11,2	6,4 6,8	6,6	5,2 4,8	5,0	-	-	4,6 5,3	5,0	-	-
	Ggl.	Kli.	2,5	11,5 11,3	11,4	5,8 6,1	5,9	5,4 5,0	5,2	-	-	3,6 4,2	3,9	-	-
E	Ggl.	Anl.	2,0	5,8 5,3	5,5	3,1 ⁴⁾ 3,1 ⁴⁾	3,1 ⁴⁾	-	-	2,6 2,7	2,6	-	-	2,7 2,8	2,7
	Ggl.	Kli.	2,0	7,3	7,3	3,1 ⁴⁾ 3,5 ⁴⁾	3,3 ⁴⁾	-	-	3,0 3,6	3,3	-	-	3,2 3,6	3,4

- 1) Es bedeuten: Anl. = Der Draht wurde im Anlieferungszustand verschweißt.
Ggl. = Der Draht wurde vor dem Schweißen im Vakuum 1,5 h bei 740 °C gegläht.
- 2) Es bedeuten: Anl. = Das Pulver wurde im Anlieferungszustand der Trocknungsbehandlung unterzogen.
Kli. = Das Pulver wurde vor dem Trocknen 24 h bei 40 °C und 90 % rel. Feuchte gelagert.
- 3) Wenn mehr als zwei Proben untersucht wurden, sind die Werte mit „÷“ gekennzeichnet.
- 4) Diese Werte wurden bei 200 °C Trocknungstemperatur des Pulvers ermittelt.

drahten und -pulvern enthält Tabelle 1. Die Tabellen 4 und 5 geben einen Überblick über die durchgeführten Versuche.

In Abb. 14 ist der Gehalt des Schweißgutes der Draht-Pulver-Kombination A an diffusiblem Wasserstoff abhängig von der Vorbehandlung des Pulvers dargestellt. Das im Klima (40 °C/

90 % relative Feuchte) 24 Stunden gelagerte und anschließend nicht getrocknete Pulver ergibt gegenüber dem im Anlieferungszustand verschweißten Pulver einen um etwa 6 ml/100 g a. Z. höheren Gehalt an diffusiblem Wasserstoff. Die vor dem Schweißen erfolgte vierstündige Trocknung bei 400 °C führte bei nicht befeuchtetem und befeuchtetem Pulver zu Gehalten an

Tabelle 5

Trocknungsbedingungen, Glühbedingungen und Versuchsergebnisse für die Draht-Pulver-Kombination B

UP-Draht B											
Anlieferungszustand			2,5 h/300 °C			2,5 h/600 °C			1,5 h/740 °C/Vakuum		
U-Pulver B											
24 h/40 °C/90 % rel. Feuchte											
Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾		Trocknung	ml H ₂ /100 g ¹⁾	
	x	\bar{x}		x	\bar{x}		x	\bar{x}		x	\bar{x}
ohne	8,6 8,2 11,0	9,3							ohne	5,1 4,8 4,6	5,1
1 h /20°C	7,9								ohne	6,0	
2 h/20 °C	8,2 7,9 7,8 8,6 7,5 7,1 7,0 8,8	7,9									
									2 h/100 °C 2 h/100 °C	4,5 3,7 4,5 4,2 4,4 3,9 4,3 4,0	4,2
									2 h/200 °C	2,7 2,4 3,4	2,8
2 h/400 °C	5,9 6,2 6,5 6,7 5,9 6,1 5,9 5,5	6,1	2 h/400 °C	2,9 3,2 2,6	2,9	2 h/400 °C	2,8 2,7	2,7	2 h/400 °C	2,3 2,5 2,3 2,7	2,4

¹⁾ diffusibler Wasserstoffgehalt pro 100 g abgeschmolzener Zusatzwerkstoff (a. Z.)

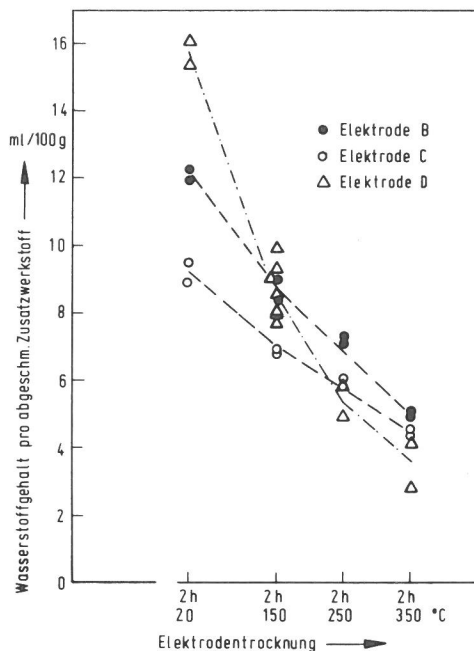


Abb. 13
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Elektrodentrocknung (Elektroden B, C und D)

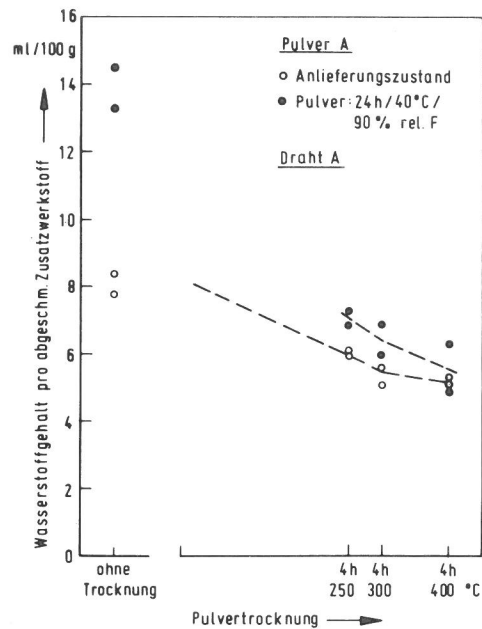


Abb. 14
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Pulvers (Draht-Pulver, Kombination A)

diffusiblem Wasserstoff zwischen 4,9 und 6,3 ml/100 g a. Z. Hieraus wird erkennbar, daß ein großer Teil der bei Lagerung des Pulvers aufgenommenen Feuchtigkeit durch entsprechende Trocknungstemperaturen wieder entfernt werden konnte.

In Abb. 15 ist der Einfluß der Trocknung des Pulvers B auf den Gehalt an diffusiblem Wasserstoff für zwei Vorbehandlungszu-

stände des Drahtes B wiedergegeben. Das Trocknen des Pulvers bei 400 °C verminderte den Wasserstoffgehalt um im Mittel 2,9 ml/100 g a. Z. Durch das 1,5stündige Glühen des Drahtes im Vakuum bei 740 °C wurde der Wasserstoffgehalt um im Mittel 3,9 ml/100 g a. Z. vermindert. In Abb. 16 wurden die Wasserstoffgehalte abhängig von den Glühbedingungen des Drahtes aufgetragen. Die zweieinhalbstündige Glühung des Drahtes bei

300 °C an Luft bewirkte bereits ein Vermindern des Wasserstoffgehaltes um 3 ml/100 g a. Z. Das Glühen des Drahtes bei 600 °C an Luft dürfte für die Praxis bedeutungslos sein, weil anders als bei 300 °C die Drahtoberfläche stark verzunderte.

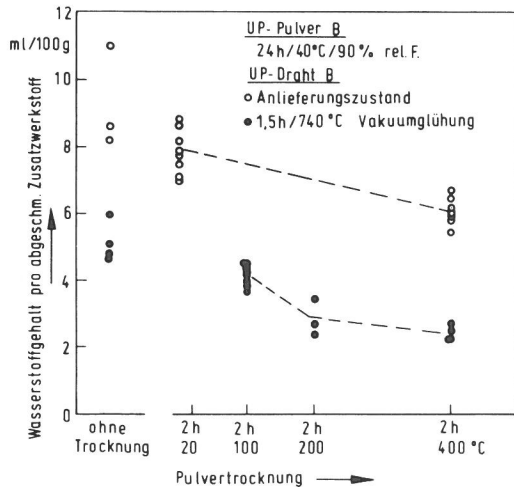


Abb. 15
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Pulvers (Draht-Pulver-Kombination B)

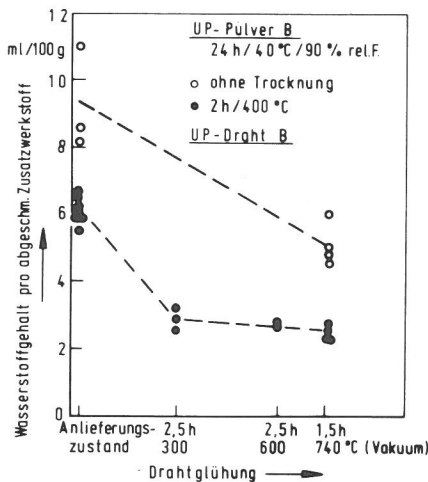


Abb. 16
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Drahtes (Draht-Pulver-Kombination B)

In Abb. 17 sind die mit der Draht-Pulver-Kombination C ermittelten Ergebnisse wiedergegeben. Das Glühen des Drahtes bewirkte in diesem Fall nur eine Verminderung des Gehaltes an diffusiblem Wasserstoff um 0,5 ml/100 g a. Z., die von 250 °C auf 350 °C erhöhte Trocknungstemperatur des Pulvers ein Absenken um nur 0,3 ml/100 g a. Z. Wichtig ist jedoch, daß bei den Draht-Pulver-Kombinationen B und C Wasserstoffgehalte unter 3 ml/100 g a. Z. durch geeignete Vorbehandlung von Draht und Pulver erzielt werden konnten.

Im Falle der Draht-Pulver-Kombination D (Abb. 18) wurde der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff durch Trocknen des nicht vorher im Klimaschrank gelagerten Pulvers bei 350 °C auf 3 ml/100 g a. Z. vermindert, wenn der Draht im Anlieferungszustand verschweißt wurde. Wurde das Pulver vor dem Trocknen im Klimaschrank gelagert (Abb. 19), führte eine zweistündige Trocknung bei 20 °C zu einem Wasserstoffgehalt von 11 ml/100 g a. Z. Durch Trocknen bei 350 °C ergaben sich Wasserstoffgehalte zwischen 4,4 und 5,3 ml/100 g a. Z. im Falle des nicht vakuumgeglühten Drahtes. Durch die Vakuumglühung des Drahtes wurde bei gleicher Pulvertrocknung der Wasserstoffgehalt um etwa 1 ml/100 g a. Z. verringert. Bei diesem Pulver konnte also nicht durch die angewendeten Trocknungstemperaturen und -zeiten der gesamte während der Lagerung im

Klimaschrank aufgenommene Wasserstoff ausgetrieben werden.

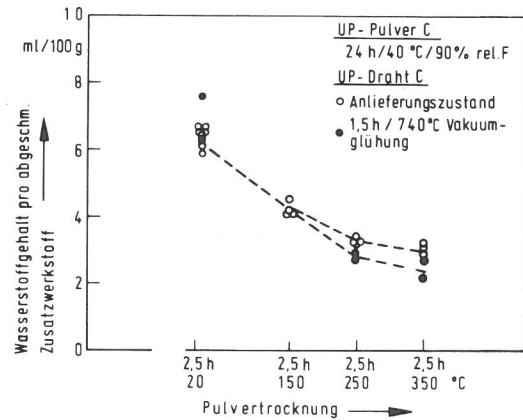


Abb. 17
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Drahtes und Pulvers (Draht-Pulver-Kombination C)

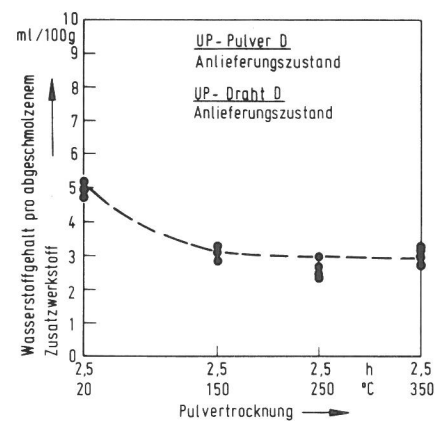


Abb. 18
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Pulvers (Draht-Pulver-Kombination D)

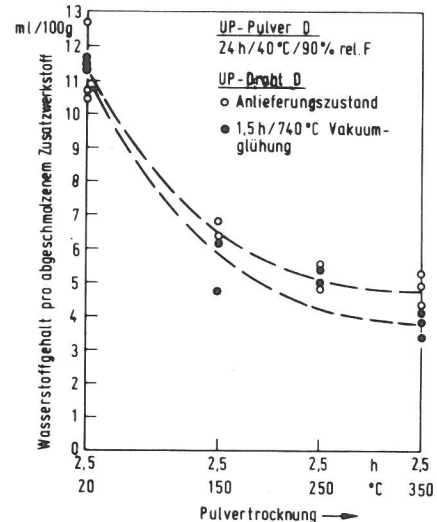


Abb. 19
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Drahtes und Pulvers (Draht-Pulver-Kombination D)

Abb. 20 gibt die Ergebnisse der Draht-Pulver-Kombination E wieder. Auch hier lassen sich Gehalte an diffusiblem Wasserstoff deutlich unter 5 ml/100 g a. Z. erzielen.

Diese Untersuchungsergebnisse zeigen, daß die Wasserstoffgehalte von basischen Elektroden und Draht-Pulverkombinationen in einem relativ großen Rahmen durch geeignete Vorbehandlung variiert werden können. Dies ist nötig, wenn der Einfluß des

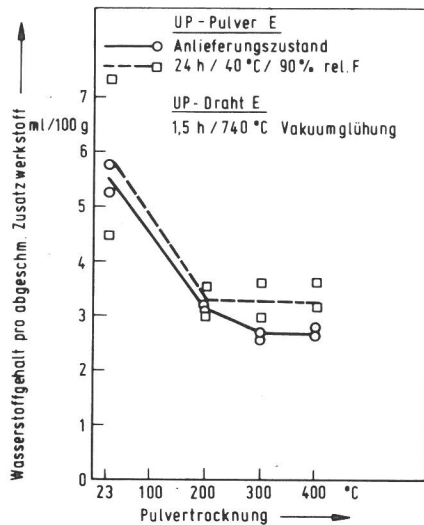


Abb. 20
Abhängigkeit des Gehalts an diffusiblem Wasserstoff von der Vorbehandlung des Pulvers (Draht-Pulver-Kombination E)

Wasserstoffgehalt auf die Kaltrißneigung eines Stahles bei sonst gleichen Bedingungen geprüft werden soll.

Die Ergebnisse bestätigen, daß es basische Elektroden gibt, bei denen die Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff deutlich geringer als 5 ml H₂/100 g a. Z. sind, wenn sie bei ca. 350 °C getrocknet werden.

Neu ist, daß dies auch bei basischen Draht-Pulverkombinationen erreicht werden kann. Hierbei kann der Beitrag des Drahtes bis zu 4 ml/100 g a. Z. betragen.

2.4. Die Implantprobe

Die chemische Zusammensetzung der im Rahmen dieser Untersuchung mit Implantproben geprüften Grundwerkstoffe gibt Tabelle 7 wieder. Angaben zu den mechanischen Eigenschaften enthält Tabelle 8.

2.4.1. Herstellung von Implantproben und Einschweißplatten

Unabhängig von Kerbform und -art ist bei der Herstellung der Implantproben besonders sorgfältig vorzugehen. Es muß dafür gesorgt werden, daß durch die zum Kerben verwendeten Werkzeuge die Proben im Kerbbereich nicht kaltverformt werden

Tabelle 7
Chemische Zusammensetzung der untersuchten Grundwerkstoffe

Werkstoff	Massengehalte in Prozenten												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	Ti	V	Zr	Al
StE 690 (CrMoZr) ³⁾	0,16	0,68	0,99	0,017	0,018	0,08	0,96	0,52	0,07	0,03	0,009	n. b. ²⁾	0,06
StE 500 (NiV) ⁴⁾	0,18	0,42	1,81	0,028	<0,004	0,1	0,05	0,05	0,61	<0,005	0,22	n. b. ²⁾	0,02
StE 460 (NiV) ⁴⁾	0,16	0,40	1,78	0,021	<0,004	0,05	0,01	<0,005	0,34	<0,005	0,18	n. b. ²⁾	0,03
StE 460 (NiMo) ³⁾	0,12	0,31	1,45	0,014	0,007	0,11	0,07	0,26	0,46	0,04	<0,005	n. b. ²⁾	0,09
StE 460 (TiNi) ⁴⁾	0,18	0,60	1,68	0,019	0,018	0,05	0,04	0,008	0,63	0,22	0,007	n. b. ²⁾	0,102
St 52-3 ¹⁾	0,17	0,36	1,45	0,013	0,012	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾

1) Analyse nach Herstellerangaben

2) n. b. = nicht bestimmt

3) wasservergütet

4) normalisiert

Tabelle 6

Sollmaße und Toleranzen der für diese Arbeit verwendeten Implantproben

	Probendurchmesser D	Kerbtiefe t	Kerbradius ρ	Steigung h	Kerboffnungswinkel α
	mm				°
Sollmaß	6,0 u. 9,0	0,5	0,1	2	40
Toleranz	± 0,02	± 0,02	± 0,02	± 0,2	± 1

[91]. Die Geometrie der Kerben muß mit geeigneten Geräten überprüft werden. Für die hier beschriebenen Versuche wurden die in Tabelle 6 angegebenen Toleranzen festgelegt. Die Geometrie der Kerben wurde bei hundertfacher Vergrößerung auf einem Profilprojektor geprüft. Sämtliche Implantproben wurden vor dem Implant-Versuch mit Butanon entfettet.

Die Einschweißplatten wurden in der Regel aus St 37-2 hergestellt. Die Oberflächen und Bohrungen wurden durch Schleifen bzw. Butanon rost- und fettfrei gemacht. Sie hatten, wenn nicht anders angegeben, die Maße 100 x 200 x 40 mm.

Die Proben wurden stets parallel zur Walzrichtung entnommen. Bei dickeren Blechen wurden in bezug auf die Blechdicke Mitte und Oberfläche gesondert gekennzeichnet.

2.4.2. Die Probengeometrie

Die Geometrie der Implantproben ist nicht einheitlich festgelegt. Je nach Forschungsstelle variieren die Probendurchmesser zwischen 6 und 9 mm. Weiterhin sind unterschiedliche Kerbformen üblich: Ringkerb, Wendelkerb und M6-Gewinde.

Für die hier beschriebenen Untersuchungen wurden die Implantproben mit Wendelkerb versehen. Die Vorteile dieser Kerbart wurden zuletzt in [90] beschrieben.

2.4.2.1. Der Probendurchmesser

Erste Implantversuche wurden mit Proben durchgeführt, deren Durchmesser 9 mm betrug. Da beim Implantversuch die Breite der geschweißten Strichraupe stets wesentlich größer sein muß als der Probendurchmesser, konnte nur mit relativ hohen Streckenenergien geschweißt werden. Um auch mit Schweißverfahren und Streckenenergien arbeiten zu können, bei denen die Strichraupen schmaler sind, müssen Proben mit kleinerem Durchmesser verwendet werden.

Wie sich die Veränderung des Durchmessers von 9 mm auf 6 mm bei gleicher Kerbgeometrie auf das Versuchsergebnis auswirkt, wurde an einem StE 460 des Ti-Ni-Typs in zwei Versuchsreihen untersucht. Die chemische Zusammensetzung dieses Stahls gibt Tabelle 7 wieder. Angaben zu den mechanischen Eigenschaften enthält Tabelle 8. Die Schweißbedingungen und Vorbehandlung von Draht und Pulver waren in beiden Versuchsreihen gleich. Die

Tabelle 8

Mechanische Eigenschaften der untersuchten Grundwerkstoffe in Walzrichtung

Werkstoff	Blech- dicke	R_{eL}	\bar{R}_{eL}	R_{eH}	\bar{R}_{eH}	R_m	\bar{R}_m	A_5	\bar{A}_5	Z	\bar{Z}
	mm	N/mm ²						%			
StE 690 (CrMoZr) ³⁾	40	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	748	746	820	816	19,2	17,6	55	56
				745		813		18,0		56	
				746		816		15,5		56	
StE 500 (NiV) ⁴⁾	28	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	594	591	744	742	24	24	55	56
				588		740		24		57	
StE 460 (NiV) ⁴⁾	40	siehe Tabelle 17	474	siehe Tabelle 17	512	siehe Tabelle 17	647	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	siehe Tabelle 17	68
StE 460 (NiMo) ³⁾	30	564 545 564	558	583	583	678	664	n. b. ²⁾	n. b. ²⁾	73	74
				574		664				73	
				574		651				75	
				602		663				75	
StE 460 (TiNi) ^{1) 4)}	30	530	536	536	552	711	709	22,8 22,5 23,4 23,4	21	42	41
		543		563		710				41	
		534		556		710				40	
		538		555		707				43	
StE 52-3	20	351	344	395	382	523	525	37	35	75	75
		352		390		525		75			
		330		361		527		76			

1) Werte ermittelt quer zur Walzrichtung

2) n. b. = nicht bestimmt

3) wasservergütet

4) normalisiert

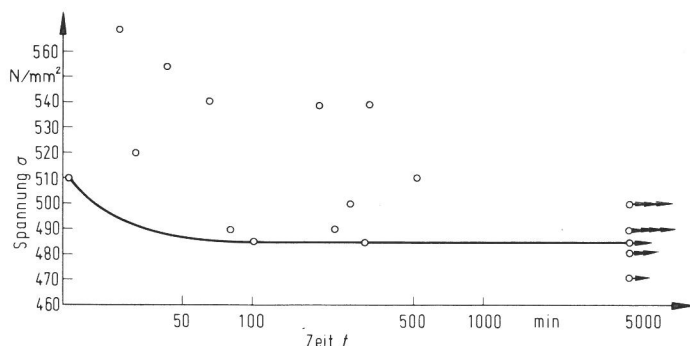


Abb. 21

Standzeit von Implantproben aus StE 460 des TiNi-Typs in Abhängigkeit von der Spannung. Probendurchmesser 6 mm, Schweißverfahren UP, Draht-Pulver-Kombination C

Streckenenergie 22 kJ/cm

Vorwärmtemperatur Raumtemperatur

Wasserstoffgehalt $\approx 2,5 - 3,1$ ml/100 g a. Z.

Probendurchmesser 6 mm

○ Probe gebrochen

○ → Probe nicht gebrochen

Abb. 21 und 22 geben die Ergebnisse dieser Versuche wieder. Hiernach erhöhte sich durch Vermindern des Probendurchmessers die kritische Spannung um 15 N/mm².

Die Streuung der einzelnen Ergebnisse ist relativ hoch. Sie ergibt sich aus der Streuung der einzustellenden Versuchsparameter und der das Versuchsergebnis beeinflussenden Werkstoffeigenschaften.

Die wichtigsten Versuchsparameter sind Streckenenergie, Vorwärmtemperatur, Nennspannung $\sigma_{Impl.}$ und Vorbehandlung der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe.

Die in diesem Zusammenhang wichtigen Werkstoffeigenschaften sind: chemische Zusammensetzung (Umwandlungsverhalten), Zeiligkeit bzw. Seigerungsfreiheit und Verformungseigenschaften des Grundwerkstoffs; Aufbau und Abschmelzverhal-

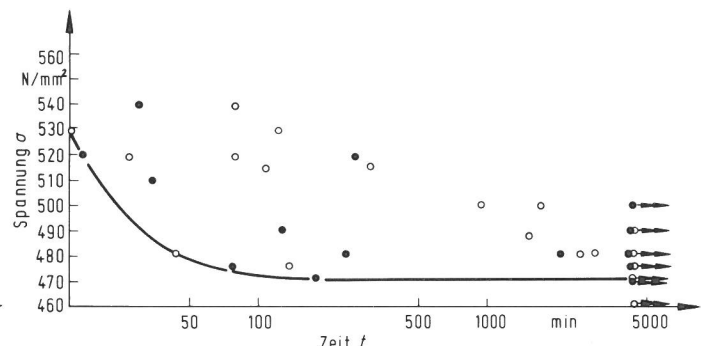


Abb. 22

Standzeit von Implantproben aus StE 460 des TiNi-Typs in Abhängigkeit von der Spannung $\sigma_{Impl.}$. Probendurchmesser 9 mm

Streckenenergie 22 kJ/cm

Vorwärmtemperatur Raumtemperatur

Wasserstoffgehalt $\approx 2,5 - 3,1$ ml/100 g a. Z.

○ erste Versuchsreihe

● nach 6 Monaten wiederholte Versuchsreihe

○ → Probe gebrochen

● → Probe nicht gebrochen

ten der Schweißzusatz- und -hilfsstoffe und damit chemische Zusammensetzung, Umwandlungsverhalten, Erstarrungsverhalten und Porosität des Schweißgutes.

Im Zuge dieser Versuche wurde auch die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse überprüft (Abb. 22). Die sechs Monate nach der ersten Versuchsreihe durchgeführten Versuche ergaben die gleiche kritische Spannung.

An unterschiedlich gekerbten Zugproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs wurde der Einfluß des Probendurchmessers auf die Fließgrenze und Reißfestigkeit untersucht. Für diese Versuche wurde wärmeunbeeinflusster Grundwerkstoff gewählt, damit die Ergebnisse nicht durch Inhomogenitäten des Gefüges im untersuchten Bereich der Proben beeinflusst werden. Die geometrischen Daten der Rundzugproben sind in *Tabelle 9* angegeben.

Tabelle 9

Geometrische Daten der unterschiedlich gekerbten Zugproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs

Zugproben aus StE 690	
Nennendurchmesser mm	Kerbart
6	—
7	
8	
5	Ringkerb in der Mitte der Prüflänge
6	
7	
8	Wendelkerb in der Mitte der Prüflänge, sechs Gänge
5	
6	
7	
8	

Kerbform: 0,5 mm Tiefe
0,1 mm Radius
40° Öffnungswinkel

An den ungekerbten Proben wurden R_e und R_m und an den gekerbten neben den Reißfestigkeiten $R_{m, Ringkerb}$ und $R_{m, Wendelkerb}$ Verformungskennwerte ermittelt. Diese Verformungskennwerte sollten Auskunft darüber geben, bei welcher Nennspannung erste meßbare plastische Verformung des gekerbten Querschnittes eingetreten ist. Sie werden mit $R_{eV, Ringkerb}$ und $R_{eV, Wendelkerb}$ bezeichnet. Sie bezeichnen die Nennspannung, bei der der Längenteil der Probe mit Nennquerschnitt eine bleibende plastische Verformung in der Größenordnung von 1% erfahren hat. Dieser Längenteil entspricht in erster Näherung dem Kerbradius, multipliziert mit der Zahl der Gänge. Bei der Ringkerbe wurde deshalb $1 \mu m$ und bei der sechsgängigen Wendelkerbe $6 \mu m$ als erste plastische Verformung definiert. Die Ergebnisse sind in Abb. 23 dargestellt. R_e liegt zwischen 780 und 750 N/mm^2 und R_m zwischen 840 und 810 N/mm^2 . Ein sehr geringer Durchmesserereinfluß scheint erkennbar. Die Werte $R_{eV, Wendelkerb}$ liegen mit einer Ausnahme sehr nahe an der eingezeichneten Ausgleichsgeraden. Die Änderung des Nennendurchmessers von 5 auf 8 mm führte hiernach zu einer Verminderung von $R_{eV, Wendelkerb}$ um 16 N/mm^2 . Das entspricht der Änderung der kritischen Implantatspannung bei dem zuvor besprochenen StE 460 des TiNi-Typs (Abb. 21 und 22). $R_{eV, Ringkerb}$ ist für alle geprüften Durchmesser höher, ein eindeutiger Kurvenzug läßt sich wegen der Streuung der Ergebnisse nicht ziehen.

Die Änderung des Nennendurchmessers von 5 auf 8 mm führt bei den beiden Nennspannungen $R_{m, Wendelkerb}$ und $R_{m, Ringkerb}$ zu Änderungen in derselben Größenordnung wie bei $R_{eV, Wendelkerb}$.

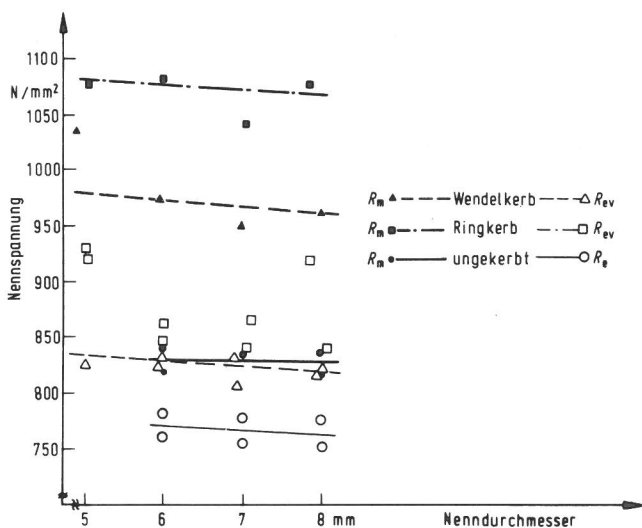


Abb. 23
Abhängigkeit der Nennspannungen vom Nennendurchmesser bei unterschiedlich gekerbten Zugproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs

Die Frage des Durchmesserereinflusses kann auch mit den Regeln der Kerblehre betrachtet werden. Da der hier untersuchte wasserstoffbeeinflusste Kaltriß ein sehr verformungsarmer Bruch ist, der außerdem im aufgehärteten Bereich der WEZ liegt, der sehr viel höhere Streckgrenzen als der wärmeunbeeinflusste Grundwerkstoff aufweist, kann hier eine Abschätzung mit Hilfe der für den elastischen Bereich gültigen Kerblehre [113] vorgenommen werden.

In der Implantprobe liegen drei verschiedene geometrische Kerbfälle vor (Abb. 24). Der erste Kerbfall ist der Übergang von der zylindrischen Probe in die Einschweißplatte an der Schmelzlinie. In erster grober Näherung kann man diesen Fall mit dem der abgesetzten Welle vergleichen. Hierbei ist die Radiuszunahme t sehr groß gegen den Radius r der Probe, also $t = \infty$. Der zweite geometrische Kerbfall ist die Ring- oder Wendelkerbe.

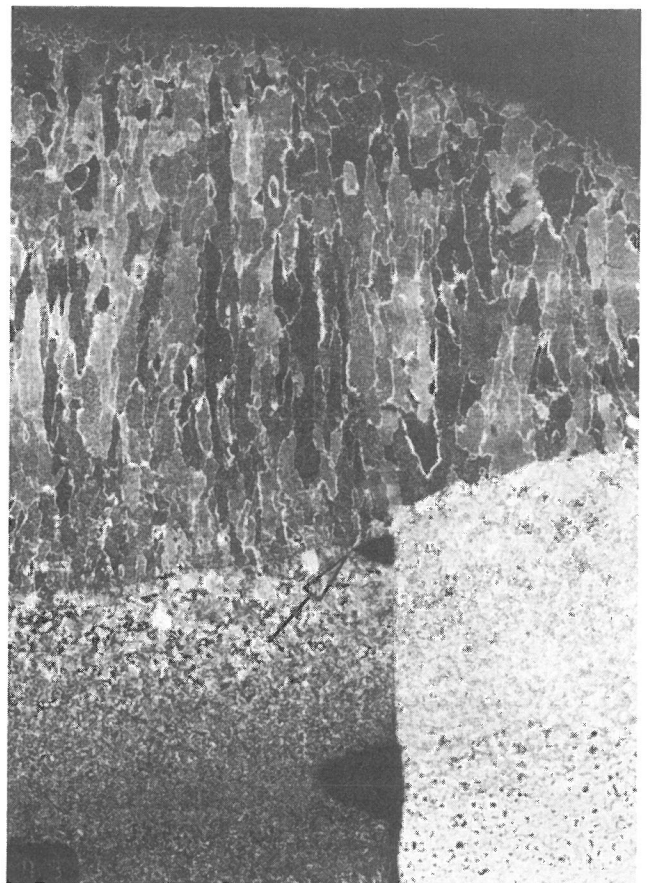
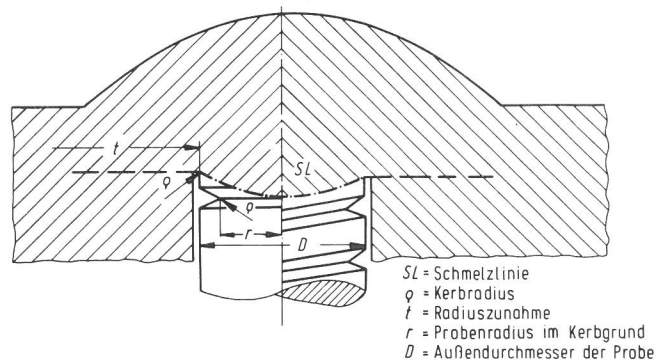


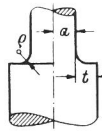
Abb. 24
Die an der Implantprobe wirksamen geometrischen Kerbfälle
a) Schematische Darstellung
b) Querschliff durch eine nicht gebrochene Implantprobe mit Wendelkerbe. Übergang der Wendelkerbe an der Schmelzlinie mit Pfeil gekennzeichnet

Es genügt hier, den nach den Ergebnissen der Zugversuche kritischeren Fall des Ringkerbs zu betrachten. Der dritte geometrische Kerbfall entsteht aus dem Zusammenwirken von Ring- oder Wendelkerbe am Übergang zur Schmelze. Der Radius dieser Kerbe beträgt etwa 0,01 mm (Abb. 24 b). Zu beachten ist, daß diese Kerbe nur einen Teil des Probenumfangs umfaßt. Für die folgende rechnerische Abschätzung dieses Falles wird die Querschnittsverminderung vernachlässigt. Er wird ebenso wie der erste genannte Kerbfall, als abgesetzte Welle jedoch mit einem Radius von 0,01 mm am Querschnittsübergang betrachtet. Für diese vereinfachten Fälle kann man Formzahlen α_K aus Formeln [113] errechnen. Die nach diesen Formeln errechneten Formzahlen für die durch Zug beanspruchte abgesetzte Welle und den Zugstab mit Ringkerb sind in *Tabelle 10* zusammengestellt.

Tabelle 10
Kerbfälle an der Implantprobe (siehe Abb. 24) und nach [113] berechnete Formzahlen

Kerbfall	D	ρ	r	α_K	$\sigma_{\max. (D = 6 \text{ mm})}$
	mm				$\sigma_{\max. (D = 9 \text{ mm})}$
Wellenabsatz	6	0,1	3,0	4,66	1,18
	9		4,5	5,52	
$t = \infty$	6	0,01	3,0	12,9	1,21
	9		4,5	15,6	
Ringkerb	6	0,1	2,5	4,27	1,08
	9		4,0	4,62	

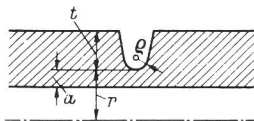
Die Formzahl abgesetzter Stäbe [113]



$$\alpha_K = 1 + \frac{1}{\sqrt{\frac{A}{t/q} + H \frac{(1+a/q)^2}{(a/q)^3} + \frac{C a/q}{(t/q)^n (a/q + t/q)}}$$

Stabform	Flachstab*)		Rundstab			
	A	H	A	H	C	n
Konstante	A	H	A	H	C	n
Zug	0,77	(1,3)	0,77	(2,1)	?	?)

Die Formzahl beiderseitig gekerbter Flachstäbe und ringgekerbter voller oder hohler Rundstäbe [113]



$$\alpha_K = 1 + \frac{1}{\sqrt{\frac{A}{t/q} + \left(B + \frac{a}{q} D\right) \left[\frac{1+a/q}{\left(1 + \frac{a}{q}\right) \left(1 - \frac{a}{r}\right) E + \frac{a}{q} \sqrt{\frac{a}{q}} \right]^2 + F \frac{\left(1 + \frac{r}{q}\right)^2}{(r/q)^3}}$$

Stabform	Flachstab		Rundstab				
	D = E = F = O		A	B	D	E	F
Konstanten	A	B	A	B	D	E	F
Zug	0,25	0,62	0,25	1	0	1	0

Bei der abgesetzten Welle ist hiernach nur das Verhältnis von Durchmesser D der Probe zum Kerbradius ρ am Querschnittsübergang maßgebend. Durch Vergrößern des Probendurchmessers von 6 auf 9 mm wird dann bei gleicher Nennspannung die maximale Spannung im Kerbgrund um das etwa 1,18fache erhöht, wenn der Kerbradius 0,1 mm beträgt. Dieser Faktor bleibt

mit 1,21 nahezu gleich, wenn der Kerbradius 0,01 mm beträgt. Das war für den dritten aus Querschnittsveränderung und Übergang von Ring- oder Wendelkerbe in die Schmelze entstehenden Fall angenommen worden. Nach dieser Rechnung ist der Einfluß des Probendurchmessers erheblich größer anzunehmen, als nach den Ergebnissen der hierzu durchgeführten Implantversuche (Abb. 21, 22). Hierauf soll nach Vorstellung der Untersuchungen zum Verlauf der Brüche im Abschnitt 4.2. eingegangen werden.

Auch für den zweiten Kerbfall, die Ring- oder Wendelkerbe, lassen sich Formzahlen ermitteln. Dies wurde nach [113] für die leichter zu berechnende Ringkerbe getan (Tabelle 10). Für Implantproben mit der üblichen Kerbgeometrie (Kerbtiefe $t = 0,5$ mm, Öffnungswinkel 40° , Kerbradius $\rho = 0,1$ mm) wird durch Vergrößern des Probendurchmessers von 6 auf 9 mm, also des Durchmessers im Kerbgrund von 5 auf 8 mm, die maximale Spannung im Kerbgrund um das 1,08fache erhöht, wenn gleiche Nennspannung wirkt.

2.4.2.2. Die Kerbart und Kerbform

Wie in Abschnitt 1.4 dargestellt, werden je nach Forschungsstelle, unterschiedliche Kerbarten verwendet. Diese sind: der Ringkerb, der Wendelkerb und das metrische Gewinde M6. An dieser Stelle soll nur auf den Unterschied zwischen Ringkerb [10] und dem in den eigenen und an anderer Stelle verwendeten Wendelkerb [6, 78, 79] eingegangen werden. Die geometrische Form der Kerbe, d. h. Kerbtiefe, Kerböffnungswinkel und Kerbradius, ist bei den genannten Stellen gleich. In Deutschland [6] wird der Wendelkerb mit einer Steigung von 2 mm angewendet. Der japanische Vorschlag [79] sieht eine Steigung des Kerbes von 1 mm vor. Er nähert sich damit dem norwegischen Vorschlag [75].

Nach den Regeln der Kerblehre ([113], Tabelle 10) muß man davon ausgehen, daß mit abnehmendem Kerbradius die Kerbschärfe zunimmt. Eine andere Untersuchung [79] stellt für Kerbradien zwischen 0,05 und 0,15 mm keinen wesentlichen Einfluß fest. An dieser Stelle wird deshalb der Kerbradius für Implantproben auf $0,1 \pm 0,02$ mm festgelegt. Diese Toleranz entspricht den in den eigenen Untersuchungen zugelassenen Abweichungen. In der zitierten Untersuchung [79] führen Ring- und Wendelkerb zu gleichen Ergebnissen, wenn das Bruchkriterium angewendet wird. Die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Zugversuche (Abb. 23) ergaben sowohl bei vergleichbarer plastischer Verformung des gekerbten Bereichs als auch für die Kerbzugfestigkeit niedrigere Nennspannungen der mit Wendelkerb versehenen Proben. Das bedeutet, daß die Stützwirkung des durch die Kerbe unbeeinflussten Bereiches des Probenquerschnittes im Falle des Wendelkerbs geringer ist als im Falle des Ringkerbs. Nach [115] stellt also der Wendelkerb einen weniger scharfen Kerb als der Ringkerb dar. Offenbar wirken die einander benachbarten Gänge des Wendelkerbs als Entlastungskerbe. Aus diesem Grunde ergibt sich

$$R_e < R_{eV} \text{ Wendelkerb} < R_{eV} \text{ Ringkerb} \quad \text{und}$$

$$R_m < R_m \text{ Wendelkerb} < R_m \text{ Ringkerb}$$

Die Rechnung zeigt, daß mit zunehmender Kerbschärfe der Einfluß des Probendurchmessers auf das Versuchsergebnis zunimmt. Da die Schärfe des Wendelkerbs geringer als die des Ringkerbs ist, muß bei mit Wendelkerb versehenen Implantproben, wie durch die Implantversuche (Abb. 21, 22) bestätigt, der Einfluß des Probendurchmessers geringer sein. Diese Aussage gilt auch für die am Übergang der Wendelkerbe in die Schmelze entstehenden Kerbe.

Aufgrund des geringen Einflusses des Probendurchmessers auf die Ergebnisse der Implantproben und Zugproben mit Wendelkerb (2 bis 3 %) und der Möglichkeit der größeren Variation der Schweißbedingungen und Schweißverfahren bei Implantproben mit 6 mm Durchmesser wurde für alle weiteren Implantversuche die in Tabelle 6 festgelegte Probengeometrie gewählt.

2.4.3. Die Beanspruchung der Implantprobe

Unter dem Begriff der Beanspruchung der Implantprobe können verschiedene Vorgänge oder Zustände verstanden werden. So muß z. B. zwischen mechanischer, thermischer und chemischer Beanspruchung einer Probe oder eines Bauteils unterschieden werden. In der Wirkung der einzelnen Beanspruchungsarten bestehen oftmals Wechselbeziehungen. Eine chemische Beanspruchung der Implantproben wird hier nicht untersucht.

2.4.3.1. Die thermische Beanspruchung

Die thermische Beanspruchung wird bestimmt durch:

- die Art der wirkenden Wärmequellen (punktförmig, flächig),
- die eingebrachte Wärmemenge und -leistung und
- die Wärmeabfuhr in der Probe oder dem Bauteil (durch Leitung, Konvektion und Strahlung).

Die thermische Beanspruchung eines Bauteils beeinflusst im wesentlichen drei Faktoren:

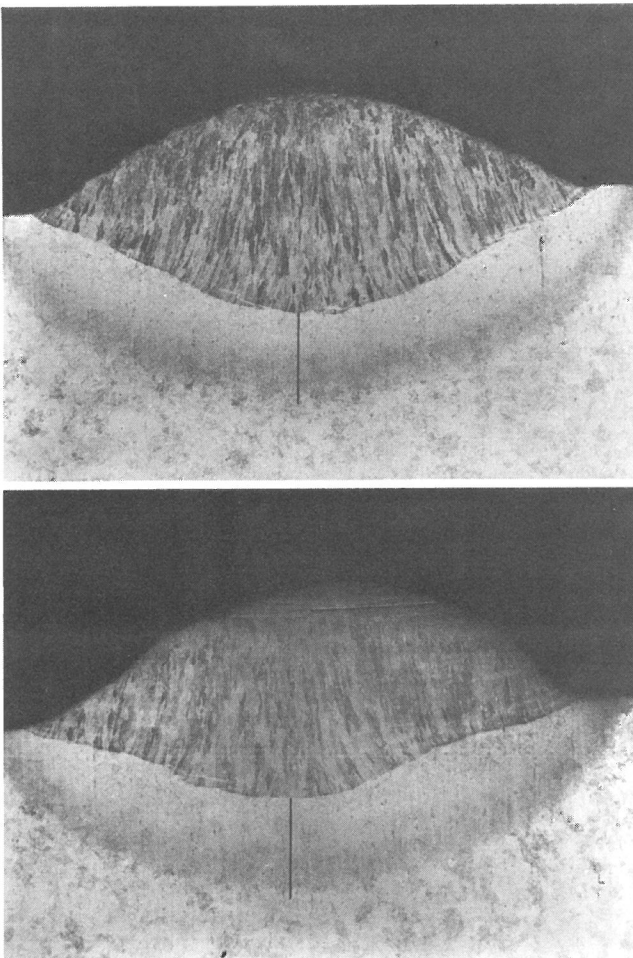


Abb. 25
Querschliff durch zwei Auftragrauben, die mit nahezu gleicher Streckenenergie und unterschiedlichen Schweißströmen und -geschwindigkeiten geschweißt wurden
obere Teil-Abb.: J = 160 A
untere Teil-Abb.: J = 195 A

V = 6 : 1

Tabelle 11
Schweißbedingungen und Abkühlzeiten der in Abb. 25 gezeigten Schweißraupen

E	U	I	v	T _v	Δt _{800°-500°C}	Δt _{500°-200°C}	Δt _{500°-100°C}
kJ/cm	V	A	cm/min	°C	s		
13,9	21	160	14,5	22	5,7	25	101
14,4	22	195	17,9	22	5,8	24	100

- die Gefügeausbildung im Schweißgut und der WEZ,
- die Löslichkeit und Diffusion von Gasen und Legierungselementen im Schweißgut und der WEZ und
- den Aufbau von Eigenspannungen.

Ein Maß für die thermische Beanspruchung einer Probe oder eines Bauteils ist der zeitliche Temperaturverlauf in deren Schweißgut und WEZ.

Als kennzeichnende Größen des Temperaturverlaufs können z. B. die Abkühlzeiten Δt_{800°-500°C}, Δt_{500°-200°C} und Δt_{500°-100°C} verwendet werden.

Nach den vorangegangenen Ausführungen bestimmen bei dem Implantversuch Streckenenergie, thermischer Wirkungsgrad des Schweißverfahrens, Vorwärmtemperatur, Wärmekapazität und Geometrie der Einschweißplatte den örtlichen und zeitlichen Verlauf der Temperatur. Die Streckenenergie wird hierbei als zusammenfassende Kenngröße für Bogenspannung, Schweißstrom und Schweißgeschwindigkeit genommen. Die Zulässigkeit dieser Vorgehensweise geht aus folgendem Beispiel hervor. Abb. 25 zeigt den Querschliff von zwei Schweißraupen, die mit einer Streckenenergie von 13,9 und 14,4 kJ/cm als Strichraupe vollmechanisch geschweißt wurden. Der Grundwerkstoff ist ein StE 690 des CrMoZr-Typs. Als Zusatzwerkstoff wurde eine basisch umhüllte Stabelektrode (Elektrode A) mit einem Kerndrahtdurchmesser von 4 mm verwendet. In Tabelle 11 sind die dazugehörigen Schweißbedingungen und im Schweißgut gemessenen Abkühlzeiten angegeben. Bei gleicher Bogenspannung unterscheiden sich Schweißstrom und Schweißgeschwindigkeit deutlich. Die mit einem Thermoelement im Schweißgut gemessenen Abkühlzeiten Δt_{800°-500°C}, Δt_{500°-200°C}, Δt_{500°-100°C} sind für beide Schweißraupen praktisch gleich.

Tabelle 12
Geometrie der in Abb. 25 gezeigten Schweißraupen

I	Nahtbreite	Nahtüberhöhung	Einbrandtiefe	Gesamthöhe der Raupe
A	mm			
160	11,65	2,95	1,82	4,77
195	11,83	2,52	2,45	4,97

In der Tabelle 12 sind Angaben zur Geometrie der beiden Schweißraupen zusammengestellt. Nahtbreite und Gesamthöhe der Raupen unterscheiden sich nicht. Nahtüberhöhung und Einbrandtiefe zeigen eine Abhängigkeit vom Schweißstrom. Das Volumen des aufgeschmolzenen Metalls beider Raupen ist praktisch gleich.

Abb. 26 gibt den Härteverlauf in den Wärmeeinfluszonen beider Raupen wieder. Die Linien, auf denen die Härte gemessen wurde, sind in den beiden Teilbildern der Abb. 25 eingezeichnet. Höhe der Härte und Breite der einzelnen Gefügebereiche in der Wärmeeinfluszone sind praktisch gleich.

In Abb. 27 sind die bei Implantversuchen an Einschweißplatten unterschiedlicher Dimensionen bei verschiedenen Streckenenergien und Vorwärmtemperaturen gemessenen Abkühlzeiten wiedergegeben. Die Maße der Einschweißplatten waren 100 x 200 x 40 mm, wie sie für die hier beschriebenen Versuche benutzt wurden, und 200 x 300 x 20 mm, wie für hier nicht weiter beschriebene Versuche und an anderen Forschungsstellen [6,

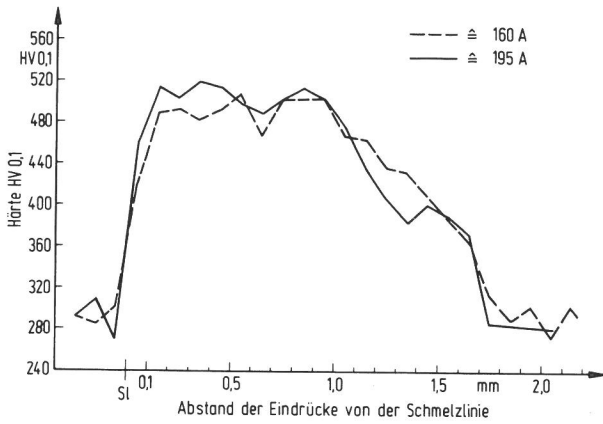


Abb. 26
Härte HV0.1 in den Wärmeeinflusszonen der beiden in Abb. 25 gezeigten Schweißraupen. Es wurde auf den in Abb. 25 eingezeichneten Linien gemessen

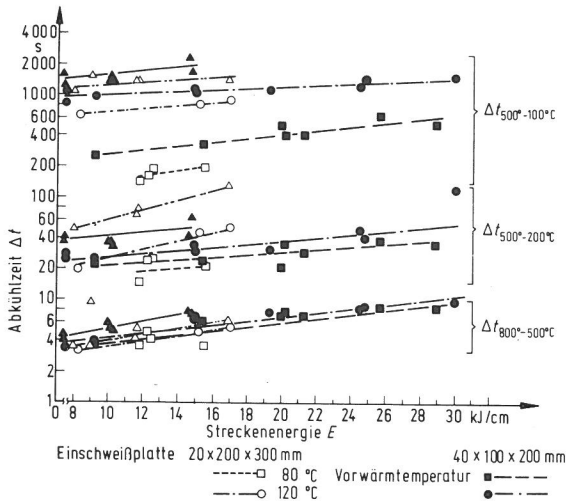


Abb. 27
Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$, $\Delta t_{500^{\circ}-200^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{500^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$ über der Streckenenergie, gemessen in Einschweißplatten unterschiedlicher Dimensionen.
Verfahren: Lichtbogenhandschweißen (Elektrode A)

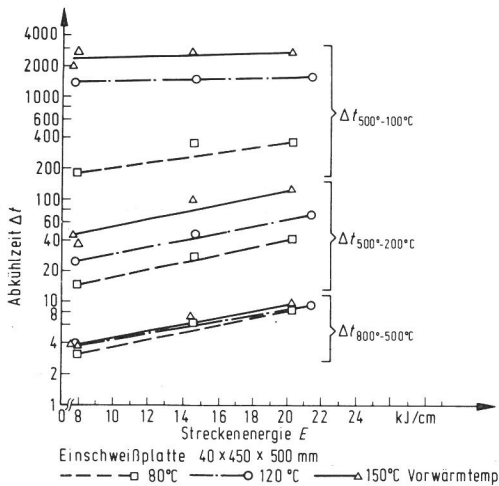


Abb. 28
Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$, $\Delta t_{500^{\circ}-200^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{500^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$ über Streckenenergie, gemessen an Auftragraupen auf einer Platte mit den Maßen 450 x 500 x 40 mm.
Verfahren: Lichtbogenhandschweißen (Elektrode A)

105 mm lang. Der Temperaturverlauf wurde etwa 50 mm hinter der Ansatzstelle gemessen.

Zunächst soll der Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf die Abkühlzeiten beschrieben werden. Im untersuchten Bereich beeinflusst auch die Vorwärmtemperatur die Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ in gewissem Maße. Jedoch scheint die Änderung der Streckenenergie größeren Einfluß zu haben. Das Erhöhen der Streckenenergie von ca. 8 kJ/cm auf 30 kJ/cm bei 120 °C Vorwärmtemperatur führte zu etwas mehr als einer Verdoppelung von $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ von 4 auf 10 s. Demgegenüber wird die Abkühlzeit $\Delta t_{500^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$ durch Verändern der Vorwärmtemperatur wesentlich stärker als durch Verändern der Streckenenergie beeinflusst.

Aus Abb. 27 ist auch der Einfluß der unterschiedlichen Geometrien der Einschweißplatten auf die Abkühlzeiten zu erkennen. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ werden nicht wesentlich verändert. An den dünneren Platten wurden etwas kürzere Abkühlzeiten gemessen. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}-200^{\circ}\text{C}}$ sind bei Vorwärmtemperaturen von 80 °C und 120 °C weitgehend gleich. 150 °C Vorwärmtemperatur führen in der dünneren Platte zu längeren Abkühlzeiten. Der Grund hierfür könnte darin liegen, daß in diesem Temperaturbereich die Wärmeabfuhr noch vorwiegend durch Wärmeleitung erfolgt. Diese ist in der dickeren Platte weniger durch Grenzflächen behindert als in der dünneren Platte. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$ der dünneren Einschweißplatte sind bei 100 °C und 150 °C Vorwärmtemperatur etwas kürzer. Die Ursache hierfür dürfte die je Volumeneinheit der Platte zur Verfügung stehende größere Oberfläche sein, über die die Wärme durch Strahlung und Konvektion abgeführt wird.

Zum Vergleich wurde der Temperaturverlauf an Auftragraupen von 200 mm Länge auf einem Blech mit den Maßen 450 x 500 x 40 mm ermittelt. Bei diesen Versuchen wurde die angegebene Vorwärmtemperatur in einem Bereich von 100 mm Breite auf beiden Seiten der Naht gehalten. Die Temperaturmeßstelle lag in der Mitte der Naht etwa 100 mm hinter der Ansatzstelle.

Die Ergebnisse der Vergleichsversuche an der großen Platte sind in Abb. 28 zusammengestellt. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ entsprechen etwa den an den Einschweißplatten gemessenen Werten. Der Einfluß der Vorwärmtemperatur ist etwas geringer. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}-200^{\circ}\text{C}}$ der großen Platte liegen zwischen denen der 40 mm und 20 mm dicken Einschweißplatten. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$ der großen Platte stimmen für 80 °C

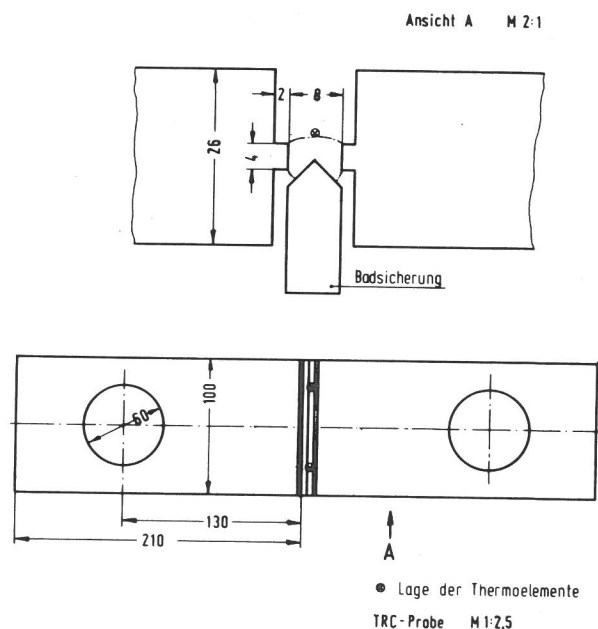


Abb. 29
Maße der für Vergleichsversuche benutzten TRC-Proben

10] verwendet. Alle Versuche wurden mit basisch umhüllten Stabelektroden geschweißt (Elektrode A), deren Kerndrahtdurchmesser 4 mm betrug. Die Schweißraupen waren 95 bis

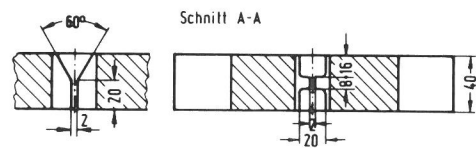
Vorwärmtemperatur °C	Streckenenergie kJ/cm	Abkühlzeiten			Wasserstoffgehalt	
		$\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$	ml/100 g a. Z.	
		s				
120	30,4	16,8	334	1 340	4,1	4,7
120	23,5	14,0	191	977	3,1	3,3
140	32,9	16,8	361	1 298	3,1	3,2
140	26,7	13,9	344	1 281	2,8	
140	26,3	16,7	261	1 380	4,5	4,6
140	24,1	13,7	243	1 059	3,0	3,2
160	24,8	16,8	334	1 510	5,1	

Tabelle 13
Schweißbedingungen und Abkühlzeiten der TRC-Proben aus StE 500 des NiV-Typs

Vorwärmtemperatur °C	Streckenenergie kJ/cm	Abkühlzeiten		
		$\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$
		s		
120	25,7	15,6	111	1 970
120	25,5	15,0	211	1 940
140	25,6	14,9	168	1 850
140	23,6	14,6	235	1 970
150	26,1	16,4	269	2 820
150	23,8	15,6	287	2 240

Tabelle 14
Vorwärmtemperaturen, Streckenenergien und Abkühlzeiten von Implantproben, die mit der Draht-Pulver-Kombination B geschweißt worden sind. Werkstoff StE 500 des NiV-Typs

Abb. 30 a
Geometrie der für Vergleichsversuche benutzten Lehigh-Proben

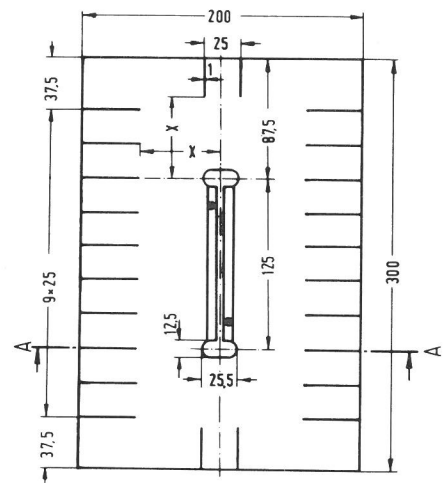


Vorwärmtemperatur weitgehend mit den an der 40 mm dicken Einschweißplatte gemessenen Werten überein. Bei 120 °C und 150 °C Vorwärmtemperatur und niedriger Streckenenergie sind diese Abkühlzeiten der großen Platte um etwa 500 s länger.

Zu den Implantversuchen wurden Vergleichsversuche mit TRC-Proben und Lehigh-Proben durchgeführt. Die TRC-Proben wurden aus dem StE 500 des NiV-Typs (Tabellen 7 und 8) hergestellt. Die Maße der Proben enthält Abb. 29.

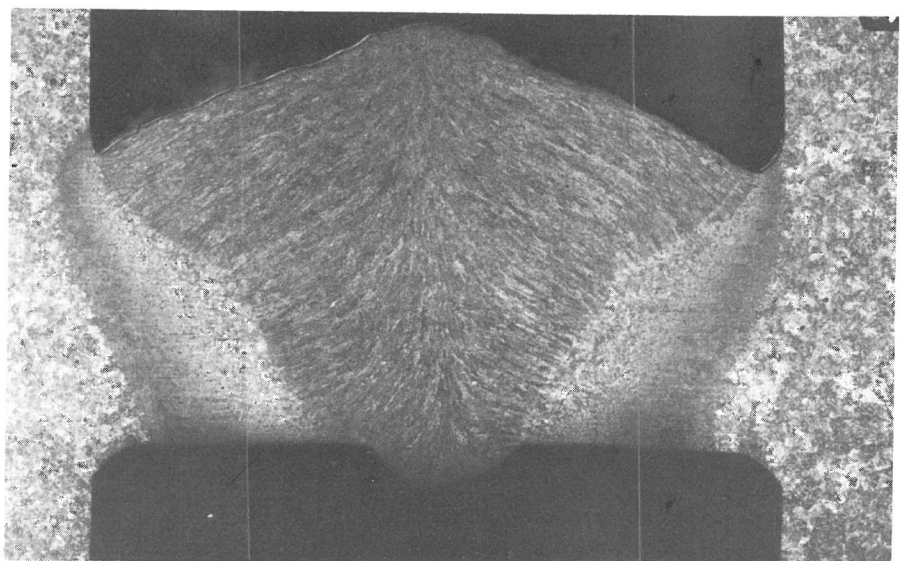
In den Tabellen 13 und 14 sind die Schweißbedingungen und Abkühlzeiten der untersuchten TRC-Proben und der Implantproben angegeben, mit denen die TRC-Proben verglichen werden sollten. Die TRC-Proben wurden mit der umhüllten Stabelektrode A geschweißt. Für die Implantproben wurde das UP-Verfahren angewendet.

Die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$ liegen bei beiden Probenarten in derselben Größenordnung. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ der TRC-Proben sind kürzer. Gründe dafür dürften die je Volumeneinheit der TRC-Probe größere Oberfläche, die als Kühlrippe wirkende Badsicherung, die Position der Naht in Blechmitte und möglicherweise auch die große zusätzliche Wärmekapazität der Prüfmaschine sein.



Maßstab 1:2,5
● Lage der Thermoelemente

Abb. 30 b
Querschliff durch den Nahtbereich einer nicht gebrochenen Lehigh-Probe



V = 5 : 1

Weitere Vergleichsversuche wurden mit Implantproben und sich selbst beanspruchenden Lehigh-Proben nach [46 bis 49] aus StE 690 des CrMoZr-Typs (Tabellen 7 und 8) durchgeführt. Für diese Versuche wurde das UP-Verfahren angewendet. Die Abmessungen der Lehigh-Proben zeigt Abb. 30. Tabelle 15 enthält die an beiden Probenarten gemessenen Abkühlzeiten. Da im Implantversuch der Temperaturverlauf unmittelbar an der Implantprobe, also in Nahtmitte, gemessen wird, stimmt er eher mit den an der Lehigh-Probe etwa am Nahtende gemessenen Temperaturverläufen überein. Am Nahtanfang der Lehigh-Probe sind die Abkühlzeiten kürzer, da hier wegen des noch geringen Wärmehalts der Probe die Wärme schneller als in Nahtmitte oder am Nahtende abgeführt wird.

Tabelle 15

Abkühlzeiten von Lehigh- und Implantproben, geschweißt mit der Draht-Pulver-Kombination A, Streckenergie 30 kJ/cm, Vorwärmtemperatur 100 °C, Wasserstoffgehalt 5,3 ml/100 g a. Z.

Probenart	Lage der Meßstelle *)	Abkühlzeiten		
		$\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$
		s		
Lehigh	A	9,6 – 13,8	90 – 128	
	E	12,4 – 19,6	106 – 180	860 – 1 540
Implant		15,6 – 21,2	147 – 310	1 410 – 2 180

*) Es bedeutet: A = Nahtanfang E = Nahtende

Die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ der Implantproben und die am Nahtende gemessenen der Lehigh-Proben stimmen weitgehend überein. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$ von Implantproben liegen zwischen 147 und 310 s. Bei der hier angewendeten hohen Streckenergie kommt es bei solchen Implantproben zu einem Wärmestau, die in die äußeren Bohrungen der Einschweißplatte eingesetzt werden. Dadurch verlängern sich die Abkühlzeiten dieser Proben. Die entsprechenden Werte der Lehigh-Proben betragen 106 bis 180 s und liegen damit am unteren Bereich der an den Implantproben gemessenen Daten. Bei den Implantproben ergibt sich für die Abkühlzeit $\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ ein Mittelwert von 1 880 s. Der entsprechende Wert der Lehigh-Proben beträgt 1 225 s. Die schnellere Abkühlung der Lehigh-Proben ist mit der Position der Naht in Blechmitte und der als Kühlrippe wirkenden Badsicherung zu erklären.

Aus dem Vergleich der Temperaturverläufe in den Schweißungen auf Einschweißplatten unterschiedlicher Abmessungen und auf einer großen Platte, deren Abkühlverhalten dem einer Deckraupe an einem Bauteil gleicher oder größerer Wanddicke entspricht, kann angenommen werden, daß im Implantversuch die Abkühlbedingungen der Schweißraupen von Bauteilnähten aus dem oberflächennahen Bereich dargestellt werden. Dies gilt allerdings nur für solche Schweißraupen einer Bauteilnaht, die nicht durch eine weitere Raupe noch einmal wärmebeeinflusst werden.

Aus dem Vergleich der Temperaturverläufe in TRC- und Lehighproben, die eine Wurzelschweißung darstellen, mit den bei Implantversuchen gemessenen ergibt sich für die Abkühlung im unteren Temperaturbereich eine Differenz. Dies bestätigt die Ergebnisse anderer Forscher zum Einfluß der Nahtgeometrie [103] auf den Abkühlungsverlauf. Wieweit hierdurch das Bruchverhalten beeinflusst wird, soll im folgenden Abschnitt geprüft werden.

2.4.3.2. Die mechanische Beanspruchung

2.4.3.2.1. Allgemeines

Die mechanische Beanspruchung einer Probe oder eines Bauteils ist durch die in Form von Prüflasten oder Betriebslasten aufgebrachten äußeren Kräfte und die durch behinderte Dehnungen und Schrumpfungen makroskopisch und mikroskopisch verursachten inneren Kräfte zu beschreiben.

Während das Erfassen äußerer Kräfte durch Messen oder Berechnen relativ einfach ist, bereitet dies bei den inneren Kräften Schwierigkeiten. Noch problematischer ist die Beschreibung der aus diesen Kräften resultierenden Spannungen im jeweils betrachteten Querschnitt.

Für den Fall der WEZ einer geschweißten Probe ist unter anderem zu beachten:

- Der jeweils betrachtete Querschnitt hat kein homogenes Gefüge.
- Die im betrachteten Querschnitt aufgrund behinderter Dehnungen und Schrumpfungen wirksamen Spannungen sind zum Teil nur unter großem meßtechnischen Aufwand zu bestimmen.

Dies gilt auch für die Implantprobe. Hinzu kommt die Schwierigkeit, die Wirkung der gewählten Kerbgeometrie und -art in der richtigen Weise zu erfassen.

Es ist allgemein üblich, die Beanspruchung von Implantproben durch die Spannung σ_{Impl} zu beschreiben. Sie errechnet sich aus der Höhe der Prüflast und dem Querschnitt im Kerbgrund der Probe. Es handelt sich hierbei also um eine Nennspannung, die die Wirkung der Kerbe nicht erfaßt, was ansatzweise im vorangegangenen Abschnitt aufgezeigt wurde. Danach darf angenommen werden, daß die Wirkung des Wendelkerbs weniger scharf ist als die des Ringkerbs, weil die aufeinander folgenden Gänge der Wendel gegenseitig als Entlastungskerven wirken. Hinzu kommt, daß beim Wendelkerb der tatsächlich beanspruchte Querschnitt etwas größer ist als der der Nennspannung zugrunde gelegte Kernquerschnitt.

Die Eigenspannungen erster Art werden beim Implantversuch als klein angesehen.

Die Höhe der mechanischen Beanspruchung einer Schweißverbindung hängt sehr vom Fließverhalten der beteiligten Werkstoffe ab. Plastische Verformung bestimmter Bereiche begrenzt im Nahtbereich sich aufbauende, also von der Steifigkeit des Bauteils bestimmte, durch Dehnungs- und Schrumpfungsbehinderung entstehende Spannungen. Diese sind mit großer Wahrscheinlichkeit höher als die an geschweißten Proben gemessenen Eigenspannungen [116]. Die in der zitierten Untersuchung durch Zerlegen der Proben ermittelte Längsspannungsänderung betrug an einer Meßstelle in der WEZ ca. 410 N/mm², die obere Streckgrenze dieses Werkstoffes lag nach eigenen Versuchsergebnissen zwischen 481 und 540 N/mm². Das bedeutet, daß schon in diesen Proben nach dem Schweißen und Abkühlen örtliche Spannungen mindestens in Höhe von 0,76 bis 0,85 x R_{eH} gewirkt haben. Zu beachten ist hierbei, daß die untersuchten Proben frei schrumpfen konnten. Betrachtet man dagegen reale Bauteile, so stellt man fest, daß geometrische Imperfektionen im Nahtbereich auftreten. Diese sind nur möglich, wenn, abgesehen von Kantenversatz und ähnlichem, sich das Bauteil plastisch verformt. Durch diese plastische Verformung werden die im Bauteil bei seiner Herstellung durch Dehnungsbehinderung hervorgerufenen Spannungen in erster Näherung auf Werte in Höhe der Streckgrenze des sich verformenden Bereiches begrenzt. Da in der Regel bei einer Schweißverbindung aus Feinkornbaustahl der wärmeunbeeinflusste Grundwerkstoff der Bereich mit der niedrigsten Streckgrenze und größten plastischen Verformungsfähigkeit ist, kann man davon ausgehen, daß im Nahtbereich

eines Bauteils aus Feinkornbaustahl zumindest örtlich die Streckgrenze des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs erreicht wird. Hieraus kann die Forderung abgeleitet werden, daß eine Schweißverbindung mindestens eine Beanspruchung in Höhe der Streckgrenze des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs ohne Bruch ertragen muß. Überträgt man diese Forderung auf die Implantprobe, so ergibt sich als Prüfbeanspruchung

$$\sigma_{\text{Impl}} \geq R_{\text{eH}}$$

des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs. Hierbei ist einerseits zu beachten, daß die Streckgrenze des im Implantversuch geprüften und im Bauteil kaltrißanfälligen Bereichs, nämlich des harten Grobkornbereichs der WEZ, deutlich höher ist. Auf der anderen Seite sind die im Kerbbereich der Implantprobe wirksamen Spannungen wesentlich höher als die Nennspannung σ_{Impl} . Dies ist jedoch auch so im Bereich einer Fehlstelle im Bauteil, z. B. einem Mikroriß oder Bindefehler. Bei solchen Fehlstellen sind die wirksamen Kerbradien und der Öffnungswinkel kleiner als bei den hier benutzten Implantproben. Zu beachten ist auch, daß die temperaturabhängige Streckgrenze des Grundwerkstoffs bei der für Implantproben gewählten Belastungstemperatur von 150 °C noch nicht den im Zugversuch bei Raumtemperatur ermittelten Wert erreicht haben muß.

2.4.3.2.2. Versuchsergebnisse

Da das Ziel von Implantversuchen ist, Schweißverbindungen hinsichtlich ihrer Kaltrißneigung zu beurteilen, wurden Vergleichsversuche mit Lehigh- und TRC-Proben durchgeführt, die als bauteilähnlich angesehen werden.

Die Maße der Lehigh-Proben wurden aus der Literatur [46 bis 49] übernommen (Abb. 30). Die Bleche bestanden aus dem StE 690 des CrMoZr-Typs. Die ersten Proben hatten eine Y-Nahtvorbereitung (Abb. 30). Die Proben wurden mit der Draht-Pulver-Kombination A mit dem UP-Verfahren mit einer Raupe geschweißt (Tabelle 15).

Die mechanische Beanspruchung der Lehigh-Proben wird durch deren Steifigkeit und die zeitliche und örtliche Temperaturverteilung in ihnen bestimmt. Nach [46 bis 49] kann durch Variation der Steifigkeit (restraint intensity) die Beanspruchung der Prüfnähte in einem relativ großen Bereich verändert werden. Für die eigenen Versuche wurden die Angaben [49] für die Veränderung der Probensteifigkeit übernommen.

Die in diesen Lehigh-Proben aufgetretenen Risse waren Längsrisse, die in der Mitte des Schweißgutes verliefen. Mit den Ergebnissen von Implantversuchen sind sie schon wegen ihrer Lage nicht vergleichbar, weil die in den Implantproben entstandenen Risse im Schmelzlinienbereich und im Grobkornbereich der WEZ lagen. Um den Bruch bei den Lehigh-Proben in der WEZ zu erzwingen, wurde für weitere Versuche die in Abb. 30 gezeigte I-Nahtvorbereitung gewählt. Auch diese Proben wurden mit den in Tabelle 15 angegebenen Bedingungen geschweißt. Abb. 30 a zeigt einen Querschliff durch eine solche nicht gebrochene Probe.

Ein Riß in der WEZ oder im Schmelzlinienbereich trat selbst bei größter Steifigkeit der Proben nicht auf. Im Implantversuch wurde für diese Versuchsbedingungen eine kritische Spannung $\sigma_{\text{krit Impl}} = 820 \text{ N/mm}^2$ gemessen (Abb. 31). Das ist deutlich höher als die Streckgrenze des unbeeinflussten Grundwerkstoffs. Ein Bruch der unter gleichen Bedingungen geschweißten Lehigh-Proben konnte nicht eintreten, weil der im Steg der I-Naht liegende normalisierte Bereich der WEZ die wirksame Spannung durch plastische Verformung auf niedrigere Werte begrenzte.

Für weitere Vergleichsversuche wurde der TRC-Versuch gewählt. Maße der Proben und die Nahtvorbereitung zeigt Abb. 29. Die Prüfnähte sind einlagig. Die Nahtvorbereitung wurde so gewählt, daß der Bruch nicht im Schweißgut erfolgt. Die Badsicherung besteht in ihrem oberen, beim Schweißen

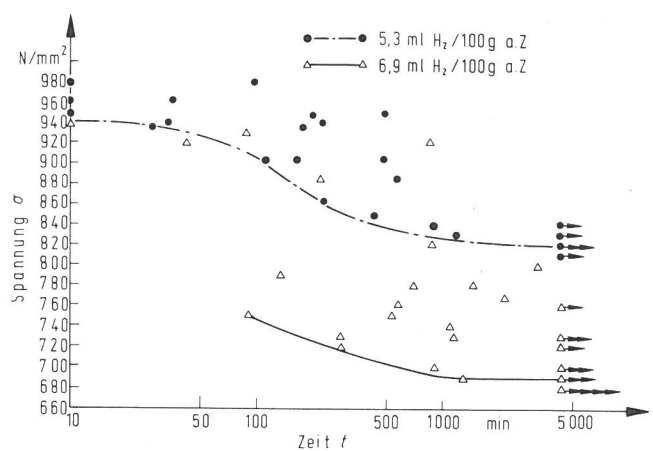


Abb. 31
Standzeit von Implantproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs abhängig von der Spannung bei unterschiedlichem Wasserstoffgehalt des Schweißgutes

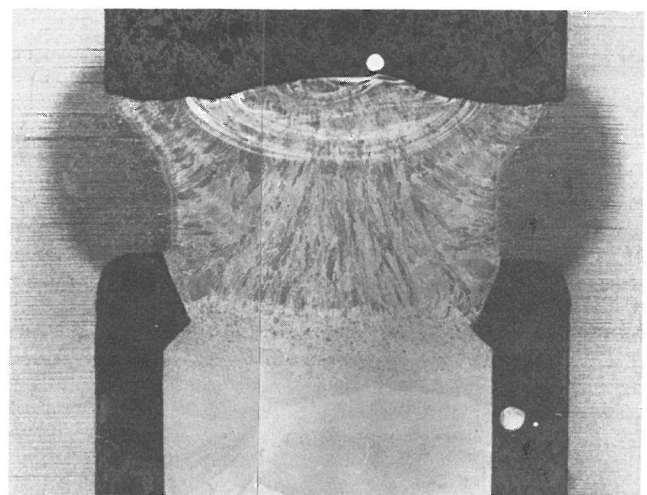


Abb. 32
Querschliff durch den Nahtbereich einer nicht gebrochenen TRC-Probe

wieder aufgeschmolzenen Teil aus dem gleichen Schweißgut wie die Prüfnäht. Bei der hier gewählten Nahtgeometrie ist anders als bei Prüfnähten mit Y-Nahtvorbereitung die Größe des zu prüfenden Querschnittes bekannt. Die Prüflast kann darauf abgestimmt und eine Spannung σ_{TRC} definiert werden. Abb. 32 gibt einen Querschliff durch eine nicht gebrochene TRC-Probe wieder. Über etwa zwei Drittel der Querschnittshöhe hat sich eine senkrechte Nahtflanke ausgebildet. Die Höhe des Prüfquerschnittes hat sich praktisch nicht verändert. Gegenüber einer Implantprobe mit einem Nennquerschnitt von ca. 20 mm², bei 6 mm Durchmesser, wird hier ein Nennquerschnitt von 400 mm² geprüft.

Die mechanische Beanspruchung der TRC-Probe setzt sich aus Eigenspannungen und durch die Prüfmaschine aufgebracht Belastung zusammen. Für die Berechnung der Nennspannung σ_{TRC} wird nur die äußere, von der Prüfmaschine aufgebrachte Last zugrundegelegt. Sie wird auf den in Abb. 29 gezeigten Querschnitt des I-Stoßes bezogen. Die durch Badsicherung und Nahtüberhöhung verursachte Spannungsüberhöhung infolge Kerbwirkung wird nicht erfaßt. Diese Nennspannung σ_{TRC} wird mit der die Implantprobe beanspruchenden Spannung σ_{Impl} verglichen.

Die Proben bestanden aus StE 500 des NiV-Typs (Tabellen 7 und 8). Während die Implantproben mit dem UP-Verfahren mit der Draht-Pulver-Kombination B geschweißt wurden, mußten für die TRC-Proben die basisch umhüllten Stabelektroden A verwendet werden, weil nur mit diesem Verfahren in der Prüfmaschine

geschweißt werden konnte. Durch Messen des Temperaturverlaufs in den Schweißnähten war eine Zuordnung der TRC-Versuche zu Implantversuchen gleicher thermischer Beanspruchung möglich (Tabellen 13 und 14).

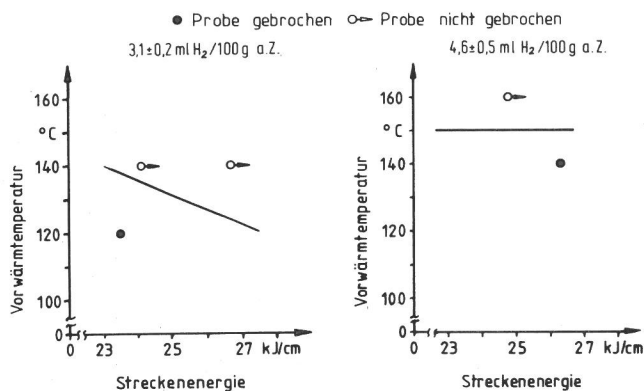


Abb. 33 Ergebnisse der TRC-Versuche am StE 500 des NiV-Typs. Aus Implantversuchen ergaben sich die in den Diagrammen gezogenen Grenzlinien zwischen Bruch und Durchläufer, $\sigma_{\text{Impl}} = \sigma_{\text{TRC}} = 622 \text{ N/mm}^2 = 1,05 \times R_{\text{eH}}$ des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffs

Abb. 33 zeigt die Ergebnisse der Vergleichsversuche. Hierbei war für alle Versuche $\sigma_{\text{Impl}} = \sigma_{\text{TRC}} = 1,05 \times R_{\text{eH}}$ des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffs. Bei Implantversuchen wurden die eingezeichneten Linien ermittelt, über denen keine Implantprobe brach. Die Ergebnisse der TRC-Versuche sind durch Symbole gekennzeichnet. Die Brüche verliefen in beiden Probenarten gleich. Hiernach führten Implantversuche und TRC-Versuche bei den hier gewählten Bedingungen zu gleichen Ergebnissen, obwohl Unterschiede im Abkühlungsverlauf bei tieferen Temperaturen vorlagen. Diese Ergebnisse bestätigen die anderer Forscher, z. B. [62].

Hieraus folgt, daß mit Implantversuchen auch die Kaltrißbedingungen von Wurzelschweißungen in Bauteilnähten dargestellt werden können. Wieweit andere Nahtgeometrien [14, 28, 87, 88, 98] oder andere Schweißbedingungen das Verknüpfen der Ergebnisse von Implantversuchen mit dem Rißverhalten von Bauteilnähten erst über eine Übertragungsfunktion ermöglichen, müßte in weiteren Untersuchungen geklärt werden. Da aus den bisherigen Ergebnissen die Möglichkeit der Übertragbarkeit auf Bauteile angenommen werden kann, soll im folgenden zunächst geklärt werden, wie sich die Variation der Versuchsbedingungen beim Implantversuch in den Versuchsergebnissen ausdrückt.

3. Die Anwendung des Implantversuchs zum Untersuchen der Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle

3.1. Darstellung der Ergebnisse von Implantversuchen

Implantversuche können mit unterschiedlicher Zielsetzung durchgeführt werden. Am bekanntesten ist die Ermittlung einer Spannung, unterhalb der die Probe nicht mehr bricht. Hierbei sind Vorwärmtemperatur, Streckenenergie und Wasserstoffgehalt des Schweißgutes konstant. Sie wird als kritische Spannung [8, 78, 79] oder statische Ermüdungsgrenze [72] bezeichnet.

Eine weitere Möglichkeit ist die Ermittlung derjenigen Kombinationen von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie, bei denen

die Implantproben nicht brechen, wenn mechanische Beanspruchung und Wasserstoffgehalt des Schweißgutes konstant gehalten werden [89, 90, 92, 94, 99].

Ebenfalls bei konstanter mechanischer Beanspruchung, aber konstanter Vorwärmtemperatur, können diejenigen Kombinationen von Wasserstoffgehalt und Streckenenergie ermittelt werden, bei denen kein Bruch der Proben mehr auftritt [90].

In anderen Untersuchungen werden die Versuchsergebnisse in Abhängigkeit von den Abkühlzeiten dargestellt [95] oder Mindestarbeitstemperaturen bei konstanter Beanspruchung der Implantprobe ermittelt [52].

Für die Auswertung der eigenen Versuche wurden die drei erstgenannten Darstellungsmethoden gewählt, wobei die jeweiligen Abkühlzeiten auch ermittelt wurden. Sie können für einen Teil der Versuche aus Abb. 27 entnommen werden. Vollständiger wird hierauf im Abschnitt 4.3.1. eingegangen.

3.1.1. Im Implantversuch ermittelte kritische Spannungen

Mit Hilfe kritischer Spannungen kann der Einfluß einzelner Versuchsparameter, wie Wasserstoffgehalt, Vorwärmtemperatur, Streckenenergie und chemische Zusammensetzung, auf das Bruchverhalten eines Stahles untersucht werden. Sollen unterschiedliche Stähle miteinander verglichen werden, bietet es sich an, die ermittelte kritische Spannung mit der jeweiligen Streckgrenze des wärmebeeinflussten Grundwerkstoffs in Beziehung zu setzen. Es läßt sich dann eine Rangfolge der Stähle hinsichtlich ihrer Kaltrißneigung aufstellen.

Also z. B.

$$\sigma_{\text{Krit Impl}}/R_{\text{eH}} = K \quad (10)$$

K kennzeichnet hierbei den jeweiligen Kaltrißwiderstand.

Aus den Abb. 21, 22 und 31 sind für zwei der untersuchten Stähle solche kritischen Spannungen für unterschiedliche Randbedingungen zu entnehmen. In Tabelle 16 sind diese und weitere so ausgewertete Implantversuchsreihen zusammengestellt. Aus diesen Daten ist die Wirkung der einzelnen Einflußgrößen auf das Kaltrißverhalten der Stähle zu erkennen. Wurde der wasservergütete StE 690 des CrMoZr-Typs mit einem mittleren Gehalt an diffusilem Wasserstoff von 5,3 ml/100 g a. Z. geschweißt, ergab sich $\sigma_{\text{Krit Impl}} = 1,1 R_{\text{eH}}$. Durch Erhöhen des Wasserstoffgehaltes auf 6,9 ml/100 g a. Z. verminderte sich dieser Wert auf $0,9 \times R_{\text{eH}}$. Für den Stahl StE 500 des NiV-Typs zeigte sich, daß bei Verringern der Streckenenergie auf 21,5 kJ/cm der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes deutlich niedriger sein muß, um ein vergleichbar günstiges Verhältnis von kritischer Spannung zu oberer Streckgrenze des unbeeinflussten Grundwerkstoffs zu erzielen. Hieraus kann jedoch noch nicht allgemein auf eine geringere Kaltrißempfindlichkeit des höherfesten Stahles geschlossen werden. Dieser Vergleich wird im folgenden Abschnitt gezogen.

Das Beispiel des St 460 des TiNi-Typs zeigt, daß bei fehlender Vorwärmung die übrigen günstigen Schweißbedingungen nicht ausreichen, um kritische Spannungen oberhalb der Streckgrenze zu erzielen. Außerdem führt bei dieser Kombination von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie das Erhöhen des als sehr niedrig zu bezeichnenden Wasserstoffgehaltes von im Mittel 2,8 ml/100 g a. Z. auf im Mittel 3,3 ml/100 g a. Z. zu einer deutlichen Verminderung der kritischen Spannung. Das entspricht in der Tendenz den am StE 690 (CrMoZr-Typ) ermittelten Ergebnissen. Das gegenüber dem StE 500 des NiV-Typs kleinere Verhältnis $\sigma_{\text{Krit Impl}}/R_{\text{eH}}$ ist auf die infolge der wesentlich niedrigeren Vorwärmtemperatur erheblich ungünstigeren Abkühlbedingungen zurückzuführen.

Für drei weitere Stähle wurden kritische Spannungen beim Schweißen mit umhüllten Stabelektroden bestimmt. Um

Tabelle 16

In Implantversuchen bestimmte kritische Spannungen und deren Verhältnis zur oberen Streckgrenze des jeweiligen wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs und die dazugehörigen Schweißbedingungen

Werkstoff	Schweißverfahren ¹⁾	Zusatz- u. -hilfsstoffe	Streckenenergie	Vorwärmtemperatur	Wasserstoffgehalt	kritische Spannung	$\sigma_{\text{krit. Impl.}}$
			kJ/cm	°C	ml/100 g a. Z.	N/mm ²	R_{eH}
StE 690 (CrMoZr)	UP	A	30	100	5,3 ²⁾	820	1,1
	UP	A	30	100	6,9 ²⁾	690	0,92
StE 500 (NiV)	UP	B	21,5	100	3,25 ²⁾	622	1,05
StE 460 (TiNi)	UP	C	19	20	2,8 ²⁾	480	0,87
	UP	C	19	20	3,3 ²⁾	420	0,76
StE 460 (NiV) (40 mm dick)	EH	A	10	100	2,1 – 3,1 ³⁾	500	0,92 – 1,02
	EH	A	20	100	2,1 – 3,1 ³⁾	≤ 440	≤ 0,81 – 0,9
StE 460 (MoNi)	EH	A	10	100	2,4 – 3,4 ³⁾	640	1,1
	EH	A	20	100	2,6 – 3,1 ³⁾	685	1,17
St 52-3	EH	A	10	100	4,5 – 5,8 ³⁾	> 470	> 1,2

1) UP = Unterpulverschweißen EH = Elektrodenhandschweißen

2) Im Anschluß an die Implantversuchsreihen bestimmte Werte. Sie sind Mittelwerte

3) Parallel zu den Implantversuchen bestimmte Werte. Angegeben ist der größte und der kleinste Einzelwert

Tabelle 17

Ergebnisse von Zugversuchen an Zugproben B 6 x 30 DIN 50 125 (in Walzrichtung) am StE 460 des NiV-Typs, Blechdicke 40 mm

Probenlage ¹⁾	R_{eL}	\bar{R}_{eL}	R_{eH}	\bar{R}_{eH}	R_m	\bar{R}_m	Z	\bar{Z}
	N/mm ²						%	
O	468	470	501	520	626	627	76	75
	470		519		624		74	
	470		540		632		77	
M	481	477	491	495	670	667	63	61
	474		498		665		62	
	476		496		667		59	

Es bedeuten: R_{eL} = untere Streckgrenze
 R_{eH} = obere Streckgrenze
 R_m = Zugfestigkeit
 Z = Brucheinschnürung
¹⁾ O = an der Blechoberfläche
M = in der Mitte der Blechdicke

hinsichtlich der Wasserstoffeinbringung möglichst gleiche Verhältnisse zu erhalten, wurden diese Stähle mit Elektroden aus einer Charge geschweißt.

Bei der Untersuchung des StE 460 (NiV-Typ) wurden einige Besonderheiten festgestellt. Für die hier beschriebenen Versuche wurden Proben aus nur einem Blech verwendet. Tabelle 17 enthält die Ergebnisse von Zugversuchen am wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoff. Auffällig sind die starken Streuungen der Festigkeitseigenschaften. Bei den in Tabelle 16 angegebenen Bedingungen wurde in Implantversuchen für eine Streckenergie von 10 kJ/cm eine kritische Spannung von 500 N/mm² ermittelt. Bei gleichen Vorwärmtemperaturen und Wasserstoffgehalten, aber auf 20 kJ/cm erhöhter Streckenergie waren die kritischen Spannungen geringer. Dieser Sachverhalt widerspricht den an anderen Stählen gemachten Erfahrungen.

Die Ergebnisse von Mikrohärtmessungen und Korngrößenbe-

stimmungen in den Wärmeeinflußzonen mit verschiedenen Vorwärmtemperaturen und Streckenergien geschweißter Implantproben zeigen die Abb. 34 bis 36. Der Werkstoff hatte eine ausgeprägte Ferrit-Perlit-Zeiligkeit parallel zur Walzrichtung. Dies führte z. T. zu Härtespitzen in Bereichen der WEZ, die relativ weit von der Schmelzlinie entfernt waren (Abb. 34). Hiermit sind vermutlich auch die bei großer Wärmeeinbringung noch sehr hohen Härten in der WEZ zu erklären. Das bedeutet, daß durch Erhöhen der Streckenergie bei diesem Stahl kein günstigeres Gefüge in der WEZ erzeugt werden konnte. Stets waren einige Bereiche der WEZ besonders kaltrißanfällig. Diese Inhomogenität des Werkstoffs, die sich auch schon bei den oben beschriebenen Zugversuchen bemerkbar machte, führte vermutlich zu den hier beschriebenen Ergebnissen der Implantversuche.

Anders verhielt sich der in gleicher Weise geprüfte wasservergütete StE 460 des MoNi-Typs, für den die Ergebnisse von Zugversuchen in Tabelle 8 angegeben sind. Abb. 37 enthält die Ergebnisse der Implantversuche. Durch Erhöhen der Streckenergie wurde hier die kritische Spannung heraufgesetzt. Interessant ist, daß bei diesem Stahl unter den angewendeten Bedingungen $\sigma_{\text{krit. Impl.}}$ deutlich größer als R_{eH} ist. Hiernach ist dieser Werkstoff weniger kaltrißanfällig als der StE 460 des NiV-Typs.

Zu Vergleichszwecken an einem St 52-3 durchgeführte Versuche mit einer Streckenergie von 10 kJ/cm (Tabelle 16) ergaben noch bei Spannungen $\sigma_{\text{Impl.}} = 1,2 \times R_{eH}$ keinen Bruch einer Probe, obwohl bei diesem Stahl der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff gegenüber den beiden zuvor genannten Stählen auf im Mittel 5,2 ml/100 g a. Z. erhöht worden war. Nach dem Verhältnis $\sigma_{\text{krit. Impl.}}/R_{eH}$ ist dieser Stahl unter den so untersuchten am kaltrißunempfindlichsten. Die Ursache hierfür dürfte der geringere Gehalt an Legierungselementen und damit geringere Martensitanteil in der WEZ sein.

Will man nun einen umfassenden Überblick über die Wirkung der für die Kaltrißbildung wichtigen Parameter erhalten, müßten für jeden Werkstoff eine große Zahl von Versuchen durchgeführt werden, wenn dies mit Hilfe kritischer Spannungen erreicht werden soll. Eine Möglichkeit, mit einer geringeren Zahl von Versuchen zu diesem Ziel zu gelangen, wird im folgenden Abschnitt beschrieben.

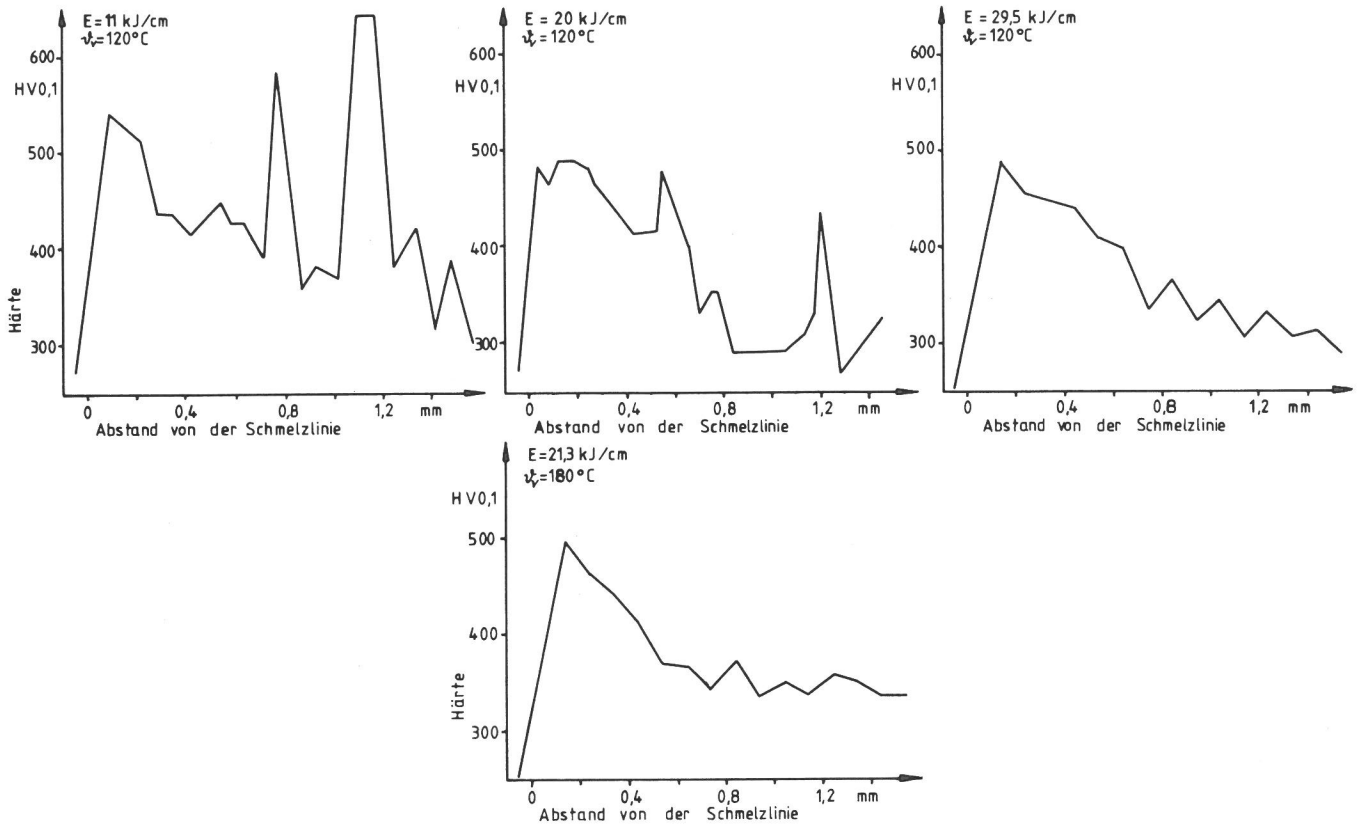


Abb. 34 Härteverlauf in Schweißgut und WEZ von mit unterschiedlichen Streckenenergien und Vorwärmtemperaturen geschweißten Implantproben aus StE 460 des NiV-Typs

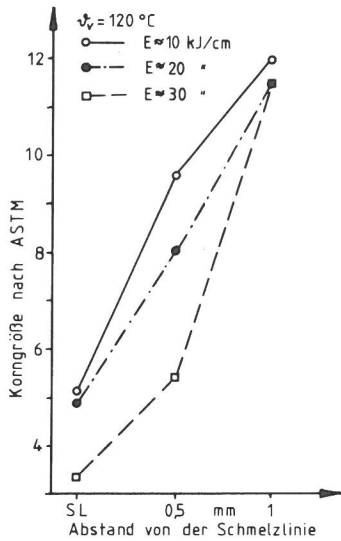


Abb. 35 Korngröße in der WEZ von mit unterschiedlichen Streckenenergien geschweißten Implantproben aus StE 460 des NiV-Typs bei 120°C Vorwärmtemperatur

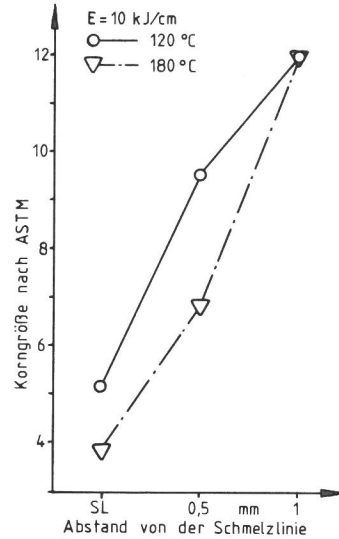


Abb. 36 Korngröße in der von mit zwei verschiedenen Vorwärmtemperaturen geschweißten Implantproben aus StE 460 des NiV-Typs bei 10 kJ/cm Streckenenergie

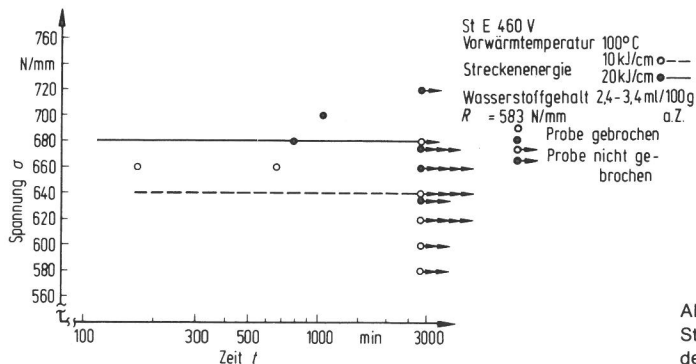


Abb. 37 Standzeit von Implantproben aus StE 460 des MoNi-Typs abhängig von der Spannung σ_{Imp} bei 10 und 20 kJ/cm Streckenenergie

3.1.2. Im Implantversuch ermittelter Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten

Sämtliche Untersuchungen zum Kaltrißverhalten von Stählen kommen zu dem Ergebnis, daß die thermische Beanspruchung Rißentstehung und -wachstum entscheidend beeinflusst. Der Temperaturverlauf in der Schweißverbindung wird, wie zuvor gezeigt, von der Vorwärmtemperatur, der Streckenenergie und dem thermischen Wirkungsgrad des Schweißverfahrens bestimmt, auch [103]. Aufgrund der im Abschnitt 2.4.3.2.1. beschriebenen Überlegungen wird die Abhängigkeit der Kaltrißneigung von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie bei einem bestimmten konstanten Wasserstoffgehalt in der Weise untersucht, daß in der Regel die Nennspannung

$$\sigma_{Impl} = 1,05 R_{eH} \quad (11)$$

des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs beträgt. Die obere Streckgrenze wird um fünf Prozent überschritten, um die unvermeidliche Streuung der Streckgrenzwerte zu überdecken. *Tabelle 18* gibt einen Überblick über die so durchgeführten Versuchsreihen.

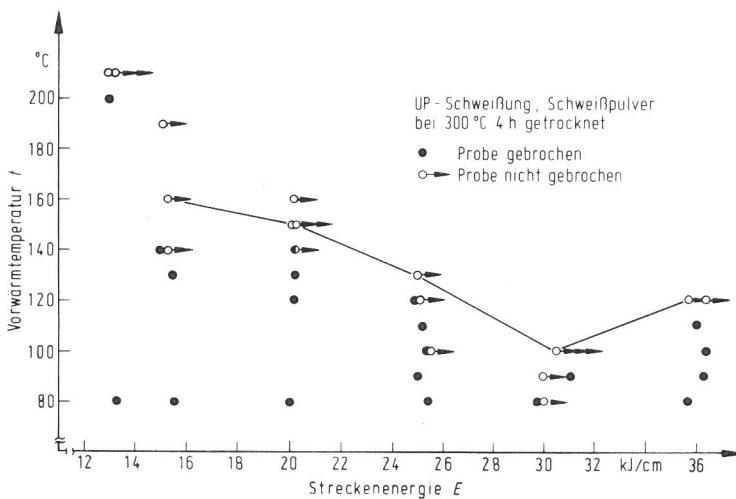


Abb. 38 Einfluß der Vorwärmtemperatur und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten des StE 690 des CrMoZr-Typs. Wasserstoffgehalt im Mittel 5,3 ml/100 g a. Z.

Die am StE 690 ermittelten Ergebnisse sind in *Abb. 38* dargestellt. Unterhalb der in das Diagramm eingezeichneten Linie muß mit Brüchen der Implantproben gerechnet werden. Bei einer Vorwärmtemperatur von 80 °C brachen mit einer Ausnah-

me die Implantproben bei allen Streckenenergien. Für eine Streckenenergie von 15 kJ/cm muß hiernach auf 160 °C vorgewärmt werden, um einen Bruch der Implantprobe zu vermeiden. Bei einer Streckenenergie von 13 kJ/cm brach eine Implantprobe bei 200 °C Vorwärmtemperatur. Die Bruchfläche dieser Probe wies zwei Poren mit einem Durchmesser von 0,5 und 0,15 mm auf. Diese haben möglicherweise das Versuchsergebnis beeinflusst. Hierbei ist zu bedenken, daß beim UP-Schweißen mit so niedriger Streckenenergie das Auftreten solcher Poren auch am Bauteil nicht auszuschließen ist. Ihre Wirkung ist dann dort mit der bei dem Implantversuch zu vergleichen. Bei 30 kJ/cm sind zum Vermeiden von Brüchen nur noch 100 °C erforderlich. Der Anstieg der Kurve bei 36 kJ/cm könnte mit der bei so hohen Streckenenergie verstärkten Bildung

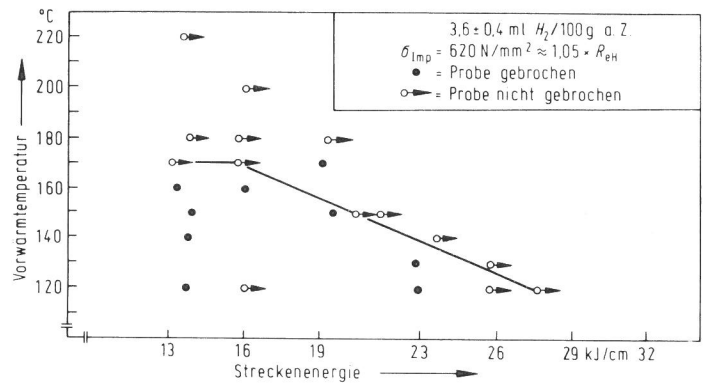


Abb. 39 Einfluß der Vorwärmtemperatur und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten des StE 500 des NiV-Typs. Wasserstoffgehalt im Mittel 3,6 ml/100 g a. Z.

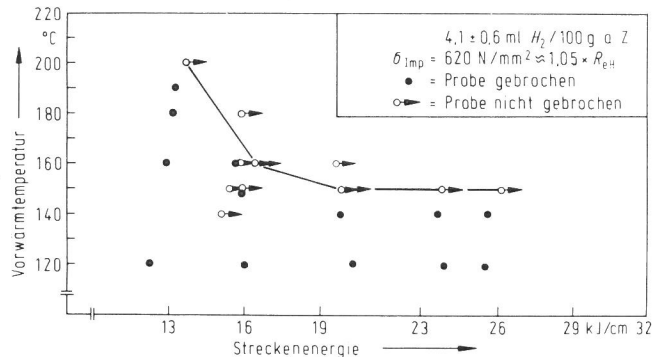


Abb. 40 Einfluß der Vorwärmtemperatur und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten des StE 500 des NiV-Typs. Wasserstoffgehalt im Mittel 4,1 ml/100 g a. Z.

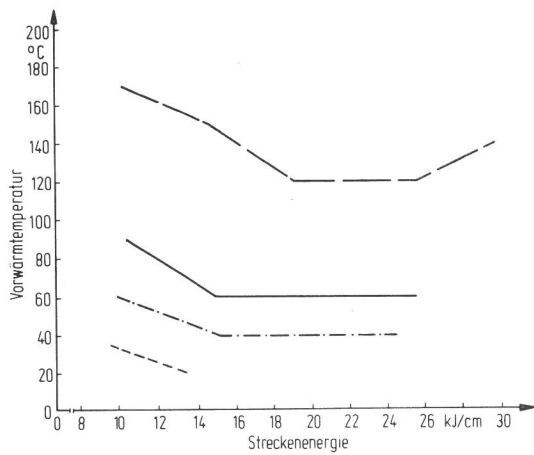
Tabelle 18

Werkstoffe und Einstellwerte zum Bestimmen des Einflusses von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf die Kaltrißneigung

Grundwerkstoff	Verfahren	Zusatz- u. -hilfsstoffe	Wasserstoffgehalte	R_{eH}	σ_{Impl}
			ml/100 g a. Z.	N/mm ²	
StE 690 (CrMoZr-Typ)	UP	A	5,3	746	785
StE 500 (NiV-Typ)	UP	B	3,2 – 4,0	591	620
StE 500 (NiV-Typ)	UP	B	3,5 – 4,7	591	620
StE 460 (NiV-Typ)	E	A	2,6 – 3,3	491 – 540	520
StE 460 (MoNi-Typ)	E	A	2,1 – 3,0	583	612
StE 460 (MoNi-Typ)	E	A	6,1 – 7,2	583	612
St 52-3	E	A	6,0	392	411
St 52-3	E	A	8,6 – 11	392	411

grobkörnigen Gefüges erklärt werden, das kaltrißanfällig ist. Die Abb. 39 und 40 geben die Ergebnisse wieder, die am StE 500 des NiV-Typs für zwei Wasserstoffgehalte ermittelt wurden. Beim Vergleich der beiden Diagramme fällt auf, daß bei den Versuchen mit im Mittel höheren Wasserstoffgehalten des Schweißgutes etwas niedrigere Vorwärmtemperaturen für Streckenenergien zwischen 15 und 20 kJ/cm zum Vermeiden von Brüchen erforderlich waren. Dies ist wahrscheinlich auf die Streuung des Wasserstoffgehalts des Schweißgutes zurückzuführen. Für Streckenenergien über 16 kJ/cm sind für diesen Stahl gleiche oder höhere Vorwärmtemperaturen erforderlich als beim StE 690 des CrMoZr-Typs, obwohl die Wasserstoffgehalte des Schweißgutes deutlich niedriger waren. Das deutet auf eine höhere Kaltrißanfälligkeit des StE 500, NiV-Typ hin.

Die Ergebnisse der mit der umhüllten Stabelektrode A geschweißten Stähle sind in Abb. 41 zusammengefaßt. Der normalisierte StE 460 des NiV-Typs wurde bei einem mittleren Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff von 3,25 ml/100 g a. Z. geprüft. Wegen der Streuung der Werte der oberen Streckgrenze



Werkstoff	ml H ₂ /100 g a. Z. Mittelwerte	σ_{Impl} N/mm ²
— — — — — StE 460 (NiV-Typ)	3,2	520
— — — — — StE 460 (MoNi-Typ)	6,7	612
- - - - - StE 460 (MoNi-Typ)	2,5	612
- - - - - St 52-3	5,8	411

Abb. 41
Einfluß der Vorwärmtemperatur und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten der mit der umhüllten Elektrode A geschweißten Stähle

(Tabelle 17) wurde σ_{Impl} mit 520 N/mm² festgelegt. Wie schon beim Ermitteln kritischer Spannungen war auch hier eine relativ große Streuung der Versuchsergebnisse festzustellen. Bei einer Streckenenergie von 10 kJ/cm sind über 170 °C Vorwärmtemperatur erforderlich. Bei Streckenenergien zwischen 20 und 26 kJ/cm muß auf 120 °C vorgewärmt werden. Ebenso wie bei dem StE 690 des CrMoZr-Typs ist bei höheren Streckenenergien wieder eine höhere Vorwärmtemperatur zum Vermeiden von Brüchen erforderlich. Eine deutlich geringere Kaltrißempfindlichkeit zeigte der wasservergütete StE 460 des MoNi-Typs. Bei einem Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff von im Mittel 6,7 ml/100 g a. Z., also gegenüber den in dieser Abbildung dargestellten Ergebnissen des StE 460 des NiV-Typs einem etwa verdoppelten Wasserstoffgehalt, waren für 10 kJ/cm Streckenenergie 90 °C Vorwärmtemperatur zum Vermeiden von Brüchen ausreichend. Bei 16 kJ/cm verminderte sich diese Temperatur auf 60 °C. Bei einem Wasserstoffgehalt von im Mittel 2,5 ml/100 g a. Z. mußten nur noch Vorwärmtemperaturen zwischen 60 °C und 40 °C zum Vermeiden von Brüchen eingestellt werden. Für den St 52-3 wurden in einer Versuchsreihe Wasserstoffgehalte von im Mittel 6 ml/100 g a. Z. eingestellt. Unter diesen Bedingungen brach nur eine Probe bei 27 °C Vorwärmtemperatur und 10 kJ/cm Streckenenergie. Alle bei höheren Vorwärmtemperaturen geprüften Proben waren Durch-

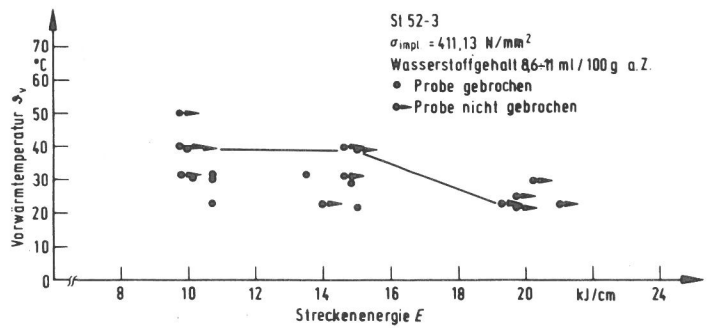


Abb. 42
Einfluß der Vorwärmtemperatur und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten des StE 52-3. Wasserstoffgehalt 8,6 bis 11,0 ml/100 g a. Z.

läufer. Wurde bei diesem Stahl der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff auf im Mittel 9,8 ml/100 g a. Z. erhöht (Abb. 42), waren zum Vermeiden von Brüchen bei 10 kJ/cm und 14 kJ/cm Streckenenergie Vorwärmtemperaturen von 40 °C nötig. Bei 20 kJ/cm brach auch bei 20 °C Vorwärmtemperatur keine Probe mehr.

Die Abb. 38 bis 42 zeigen die Wirkung von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten ebenso wie den Einfluß des Wasserstoffs.

Außerdem läßt sich hiernach eine Rangfolge der Stähle aufstellen, wie sie den Erfahrungen der Praxis entspricht.

3.1.3. Im Implantversuch ermittelter Einfluß des Wasserstoffgehaltes und der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten

Der Einfluß des Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes auf das Kaltrißverhalten wurde schon in den vorangegangenen Abschnitten sichtbar. So verringerte sich bei sonst gleichen Bedingungen durch Erhöhen des Wasserstoffgehaltes die kritische Spannung der Stähle (Tabelle 16).

Die zum Vermeiden des Bruches der Proben erforderlichen Vorwärmtemperaturen erhöhten sich mit zunehmendem Wasserstoffgehalt (Abb. 39 bis 42). Hierbei war festzustellen, daß mit zunehmender Streckenenergie die zum Vermeiden von Brüchen erforderlichen Vorwärmtemperaturen zunächst niedriger wurden, um dann konstant zu bleiben oder zuzunehmen.

Da bei Bauteilen in der Regel unabhängig von der Streckenenergie Mindestvorwärmtemperaturen vorgeschrieben werden, stellte sich die Frage, wie bei konstanter Vorwärmtemperatur die Änderung von Wasserstoffgehalt und Streckenenergie das Kaltrißverhalten beeinflusst. Hierzu wurden Versuche am StE 500 NiV-Typ durchgeführt. Die Proben wurden mit dem UP-Verfahren mit der Draht-Pulver-Kombination B geschweißt. Als für alle Versuche konstante Vorwärmtemperatur wurden 175 °C gewählt, weil diese Temperatur für das Schweißen dieses Stahles im Druckbehälterbau häufig als Mindestarbeitstemperatur festgelegt wird. Wie bei den im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Versuchen betrug die Spannung σ_{Impl} stets das 1,05fache der oberen Streckgrenze des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs (Abb. 43). Bei Wasserstoffgehalten gleich oder größer 6 ml/100 g a. Z. brachen Proben bei Streckenenergien zwischen 15 und 25 kJ/cm. Wasserstoffgehalte zwischen 4,5 und 6 ml/100 g a. Z. konnten nicht eingestellt werden. Bei Wasserstoffgehalten unter 4,5 ml/100 g a. Z. brach mit einer Ausnahme keine Implantprobe. Bei der hier gewählten Vorwärmtemperatur ist eine Wirkung der Streckenenergie im untersuchten Bereich auf das Kaltrißverhalten nicht zu erkennen. Die Veränderung der Abkühlzeit $\Delta t_{800-500^{\circ}C}$ und die damit verbundene Veränderung der Gefügeausbildung durch Erhöhen der Streckenenergie führte nicht zu einer erkennbaren Veränderung des zum Bruch führenden diffusiblen Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes

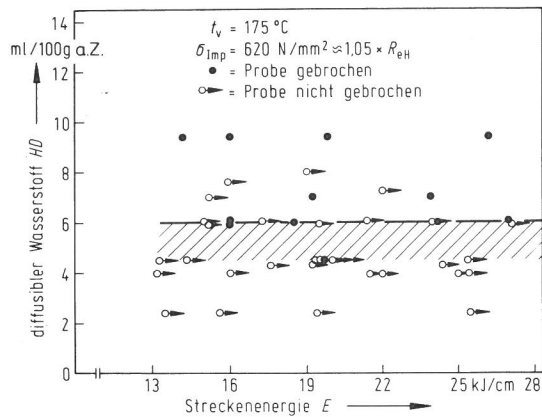


Abb. 43
Einfluß des Wasserstoffgehaltes und der Streckenergie auf das Kaltrissverhalten des StE 500 des NiV-Typs. Vorwärmtemperatur 175 °C

nach ISO 3690. Nach diesem Diagramm muß bei Gehalten des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff unter 4,5 ml/100 g a. Z. nicht mit Brüchen gerechnet werden.

Offenbar wird durch die hohe Vorwärmtemperatur die Wasserstoffeffusion im unteren Temperaturbereich so sehr begünstigt, daß der Einfluß unterschiedlicher Gefügeausbildung in der WEZ überdeckt wird.

3.2. Erscheinungsbild und Verlauf der Kaltrisse in den Implantproben und den zum Vergleich geprüften TRC-Proben

3.2.1. StE 690 des CrMoZr-Typs

Nach den in Abschnitt 1.2. beschriebenen Mechanismen der Ribbildung treten Kaltrisse nur bei niedrigen Lastzunahmegeschwindigkeiten bei Spannungen unterhalb der Reißfestigkeit des jeweiligen Werkstoffs auf. Die Abb. 44 bis 46 zeigen Bruchaussehen und -verlauf einer zügig bis zum Bruch belasteten Implantprobe. Wie Abb. 44 zeigt, geht der Bruch ausschließlich vom Grund der Wendelkerbe aus. Die zum Bruch führende Spannung σ_{Impl} betrug 980 N/mm². Das entspricht etwa der Kerbzugfestigkeit $R_{m, Wendelkerb}$, die an den mit Wendelkerb versehenen Zugproben aus demselben Werkstoff ermittelt wurde (Abschnitt 2.4.2.1., Abb. 23). Der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff betrug bei der hier angewendeten Vorbehandlung von Draht und Pulver etwa 5,3 ml/100 g a. Z. Übereinstimmend mit den zuvor genannten Theorien zum Entstehen und Wachsen von Kaltrissen waren die Bruchflächen aller in dieser Weise zügig bis zum Bruch belasteten Proben duktil ohne verformungsarme Anteile, wie in Abb. 45 gezeigt. Die Brüche verliefen im Übergang der Wärmeinflußzone zum wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoff (Abb. 46). Bei niedrigeren Prüflasten brachen die Proben erst nach einer gewissen Standzeit. Diese Brüche hatten große verformungsarme Anteile, die ausschließlich im Grobkornbereich der WEZ und im Schweißgut nahe der Schmelzlinie verliefen. Bei den erst nach einer gewissen Standzeit gebrochenen Proben wurden drei verschiedene Formen der Bruchoberflächenbildung gefunden:

1. duktiler Wabenbruch, ebenso wie in Abb. 45 gezeigt,
2. verformungsarmer, transkristalliner, relativ glattflächiger Bruch mit wenigen plastisch verformten Graten, wie in Abb. 47, und

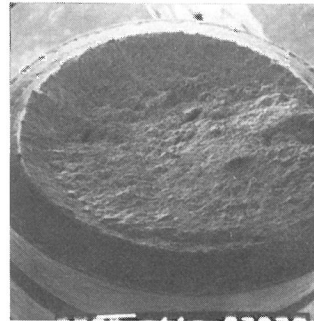


Abb. 44 V = 15 : 1
Bruchfläche einer Implantprobe aus StE 690 (CrMoZr-Typ), die zügig bis zum Bruch belastet wurde

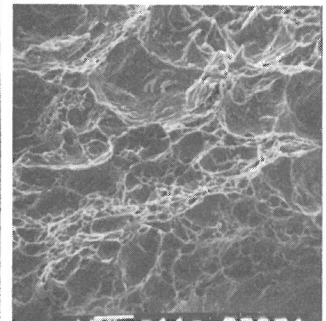


Abb. 45 V = 770 : 1
Duktiler Wabenbruch. Vergrößerung aus Abb. 44

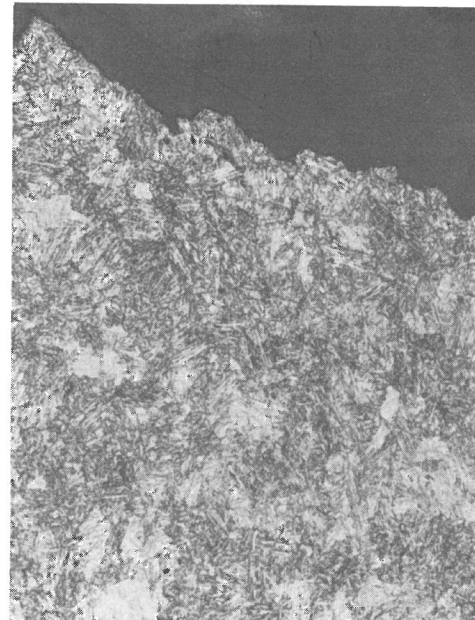


Abb. 46 V = 188 : 1
Querschliff durch die in Abb. 44 gezeigte Probe. Der Bruch verläuft im Übergang von der WEZ zum wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoff

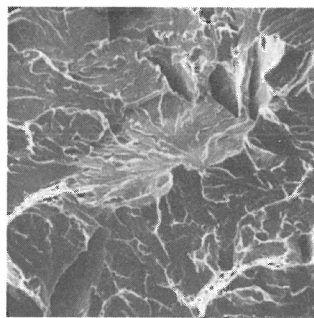


Abb. 47 V = 616 : 1
Verformungsarmer transkristalliner relativ glattflächiger Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 690 des CrMoZr-Typs

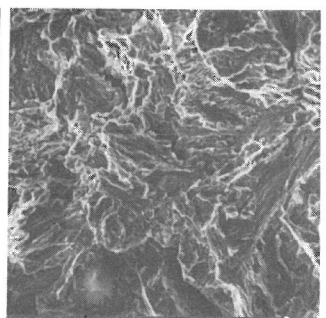


Abb. 48 V = 693 : 1
Verformungsarmer transkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 690 des CrMoZr-Typs mit vielen plastisch verformten Graten

3. verformungsarmer transkristalliner Bruch mit vielen plastisch verformten Graten, wie in Abb. 48.

Den Verlauf dieser Brüche zeigt Abb. 49. Nur die unter 2. und 3. genannten Bruchflächenformen sind nach der Theorie von ORIANI auf die Wirkung des Wasserstoffs zurückzuführen. Bei diesem Stahl wurde bei keiner Probe ein interkristalliner Bruchflächenanteil gefunden.

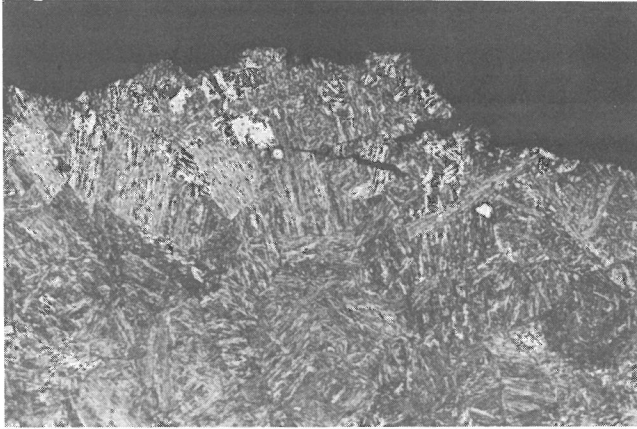


Abb. 49 V = 188 : 1
Ausschnitt eines Querschliffs durch eine gebrochene Implantprobe aus StE 690 des CrMoZr-Typs. Bruchverlauf im Schmelzlinienbereich. Anriß im Grobkorn, der senkrecht zur Nadelstruktur verläuft

Der Grobkornbereich der hier gezeigten Proben besteht aus unterer Zwischenstufe und Martensit. In ihm wurde eine maximale Härte von etwa 470 HV_{0,1} gemessen. In einem schmalen Bereich des Schweißgutes von ca. 0,1 mm Breite neben der Schmelzlinie betrug die Härte etwa 350 bis 370 HV_{0,1}, während im reinen Schweißgut bis 270 HV_{0,1} gemessen wurden.

Die Erhöhung des Gehaltes des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff von im Mittel 5,3 ml/100 g a. Z. auf im Mittel 6,9 ml/100 g a. Z. führte nicht zu einer Änderung der Härte und Breite der einzelnen Gefügebereiche. Ebenso wurden keine hierdurch verursachten Veränderungen der Korngrößen und Gefügetypen bei lichtmikroskopischen Untersuchungen der Implantproben festgestellt.

3.2.2. StE 500 des NiV-Typs

Wiederum sind bei den erst nach einer gewissen Standzeit gerissenen Proben duktile und verformungsarme Bruchflächen-

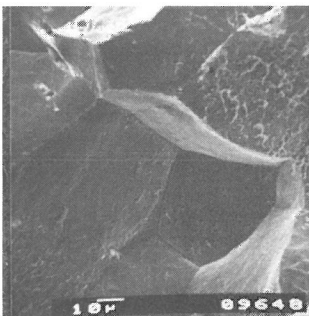


Abb. 50 V = 770 : 1
Verformungsarmer überwiegend interkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 500 des NiV-Typs. Nahezu keine plastische Verformung der Korngrenzen

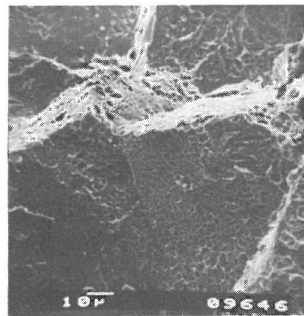


Abb. 51 V = 770 : 1
Verformungsarmer überwiegend interkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 500 des NiV-Typs. Wabenstruktur auf den Korngrenzen

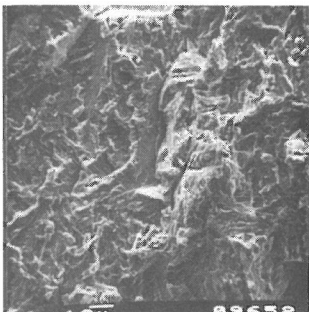


Abb. 52 V = 770 : 1
Verformungsarme transkristalline „Brücke“ zwischen interkristallinen Bruchflächenanteilen aus StE 500 des NiV-Typs

anteile zu unterscheiden. Anders als bei den zuvor beschriebenen Stählen verlaufen hier die verformungsarmen Bruchflächenanteile vorwiegend interkristallin. Hierbei sind stellenweise nahezu keine plastischen Verformungen auf den Korngrenzen zu erkennen (Abb. 50). An anderen Stellen ist Wabenstruktur auf den weiterhin die Bruchfläche bildenden Korngrenzen zu finden (Abb. 51). Diese interkristallinen Bruchflächenanteile werden durch zum Teil duktile, zum Teil verformungsarme (Abb. 52) transkristalline „Brücken“ verbunden.

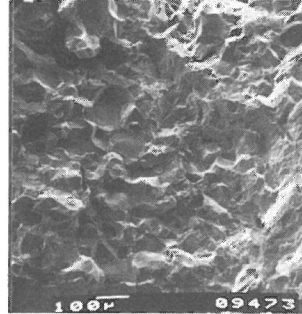


Abb. 53 V = 77 : 1
Verformungsarmer vorwiegend interkristalliner Bruchflächenanteil einer TRC-Probe aus StE 500 des NiV-Typs

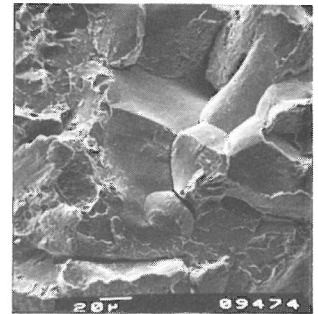


Abb. 54 V = 385 : 1
Interkristalliner Anteil der in Abb. 53 gezeigten Bruchfläche einer TRC-Probe aus StE 500 des NiV-Typs; nahezu ohne plastische Verformung der Korngrenzen

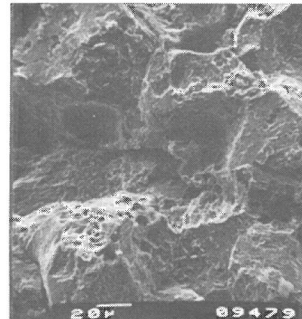


Abb. 55 V = 385 : 1
Interkristalliner Anteil der in Abb. 53 gezeigten Bruchfläche; stärkere plastische Verformung auf den Korngrenzen

Die verformungsarmen Bruchflächenanteile liegen im Grobkornbereich der Wärmeeinflußzone, in der, je nach Vorwärmtemperatur und Streckenenergie, Härten bis deutlich über 500 HV_{0,1} gemessen werden.

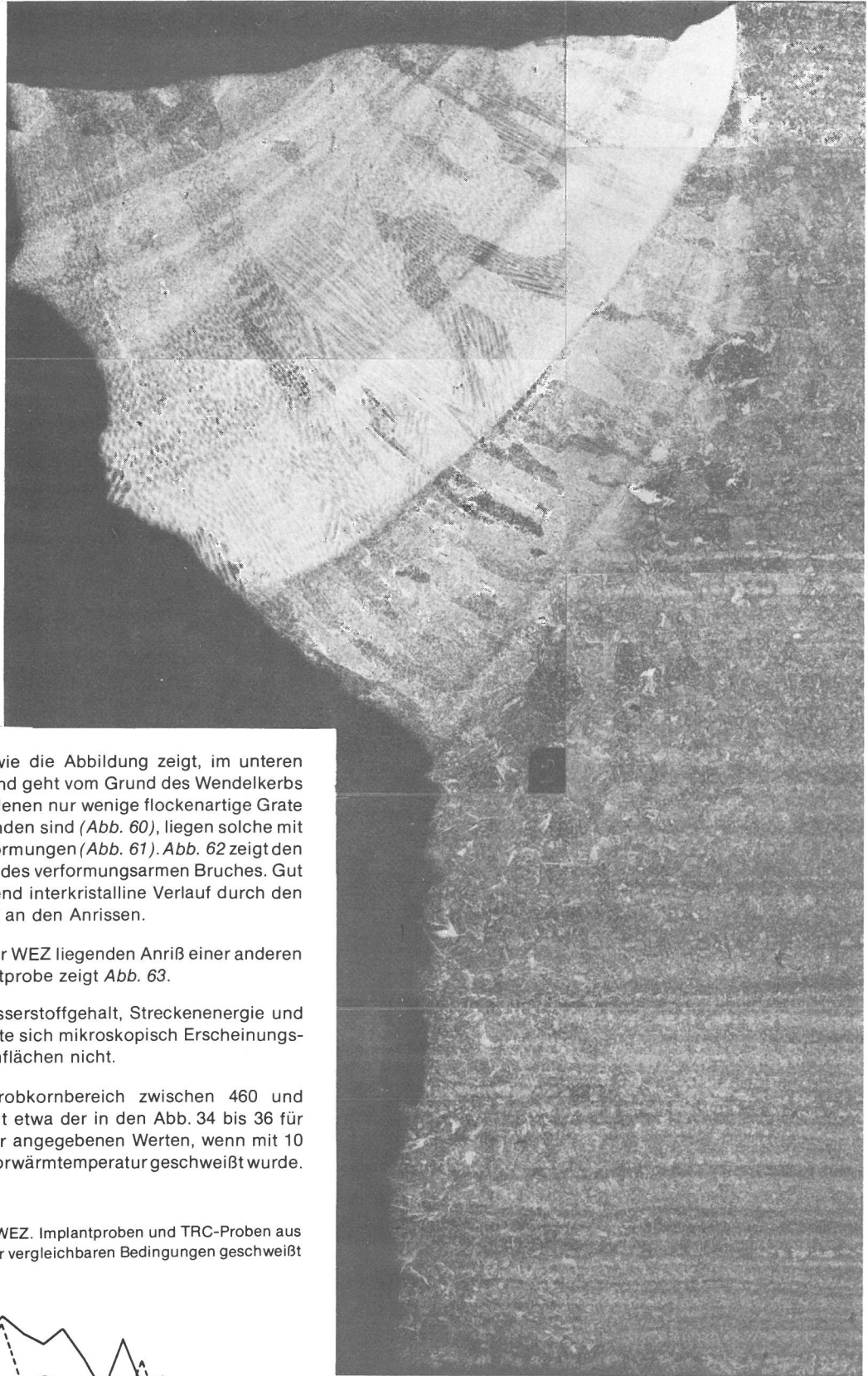
Bei den an diesem Werkstoff zum Vergleich durchgeführten TRC-Versuchen entsprachen Lage und Ausbildung der Bruchflächen denen der Implantproben. Die verformungsarmen Bruchflächenanteile verlaufen ebenfalls vorwiegend interkristallin (Abb. 53). Auch hier sind die Korngrenzen zum Teil nahezu nicht plastisch verformt (Abb. 54). Auch auf einem Teil dieser Bruchflächenanteile ist Wabenstruktur zu erkennen (Abb. 55). Den Verlauf des verformungsarmen Bruchs durch den Grobkornbereich der WEZ zeigt Abb. 56. Das entspricht dem Verlauf der Brüche bei den Implantproben aus dem gleichen Werkstoff. Härte (Abb. 57) und die Art und Breite (Abb. 58) dieses Gefügebereiches sind bei beiden Probenarten gleich, wenn gleiche Schweißbedingungen angewendet wurden.

3.2.3. StE 460 des NiV-Typs

Aussehen und Verlauf der Bruchflächen des normalisierten StE 460 des NiV-Typs entsprechen denen des zuvor besprochenen StE 500 des NiV-Typs.

Abb. 59 zeigt eine Übersicht über die Bruchfläche einer Implantprobe, die mit 10 kJ/cm Streckenenergie und 100 °C Vorwärmtemperatur geschweißt worden ist. Der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff lag zwischen 2,1 und 3,1 ml/100 g a. Z. Die verformungsarmen Bruchflächenanteile verlaufen vorwiegend interkristallin. Der überwiegend verfor-

Abb. 56 V = 43 : 1
 Querschliff durch eine gebrochene TRC-Probe aus StE 500 des NiV-Typs. Bruchverlauf im Gröbkornbereich der WEZ (vgl. auch Abb. 32)



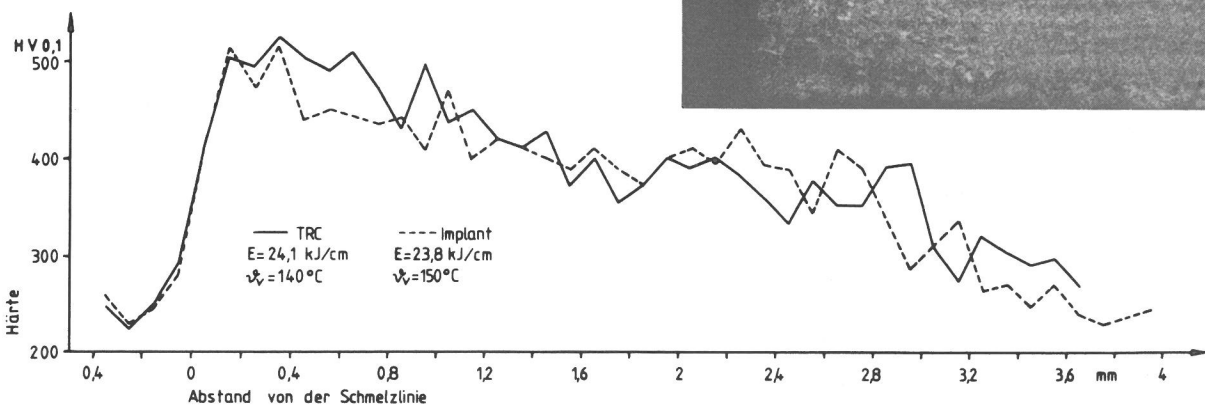
mungsarme Anteil liegt, wie die Abbildung zeigt, im unteren Bereich der Bruchfläche und geht vom Grund des Wendelkerbs aus. Neben Bereichen, in denen nur wenige flockenartige Grate auf den Korngrenzen zu finden sind (Abb. 60), liegen solche mit stärkeren plastischen Verformungen (Abb. 61). Abb. 62 zeigt den Verlauf eines Ausschnittes des verformungsarmen Bruches. Gut erkennbar ist der vorwiegend interkristalline Verlauf durch den Grobkornbereich der WEZ an den Anrissen.

Einen im selben Bereich der WEZ liegenden Anriß einer anderen nicht gebrochenen Implantprobe zeigt Abb. 63.

Durch Verändern von Wasserstoffgehalt, Streckenenergie und Vorwärmtemperatur änderte sich mikroskopisch Erscheinungsbild und Verlauf der Bruchflächen nicht.

Die Härte betrug im Grobkornbereich zwischen 460 und 520 HV 0,1. Dies entspricht etwa der in den Abb. 34 bis 36 für 120 °C Vorwärmtemperatur angegebenen Werten, wenn mit 10 bis 20 kJ/cm und 100 °C Vorwärmtemperatur geschweißt wurde.

Abb. 57
 Härte im Schweißgut und der WEZ. Implantproben und TRC-Proben aus StE 500 des NiV-Typs, die unter vergleichbaren Bedingungen geschweißt worden sind



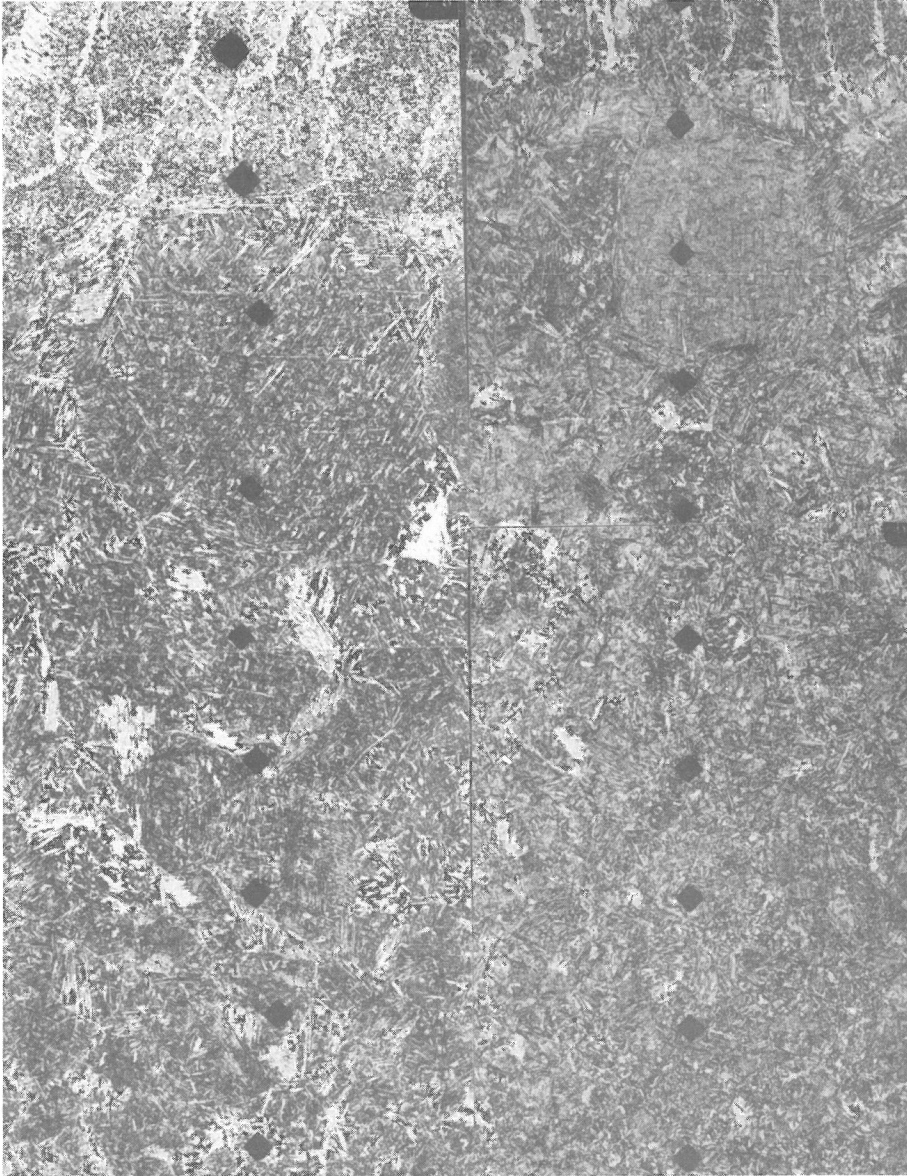


Abb. 58
Wärmeeinflußzonen in Implantproben und TRC-Proben aus StE 500 des NiV-Typs, die unter vergleichbaren Bedingungen geschweißt worden sind

V = 179 : 1

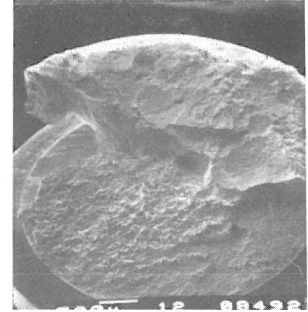


Abb. 59
Übersicht über die Bruchfläche einer Implantprobe aus StE 460 des NiV-Typs. Duktiler Restbruch und vorwiegend verformungsarmer Bruchflächenanteil heben sich deutlich voneinander ab

V = 19 : 1

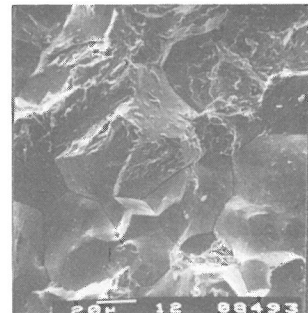


Abb. 60
Verformungsarmer interkristalliner Bruch. Vergrößerung aus Abb. 59

V = 500 : 1

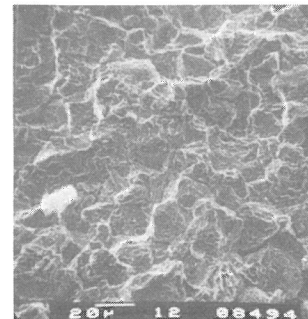
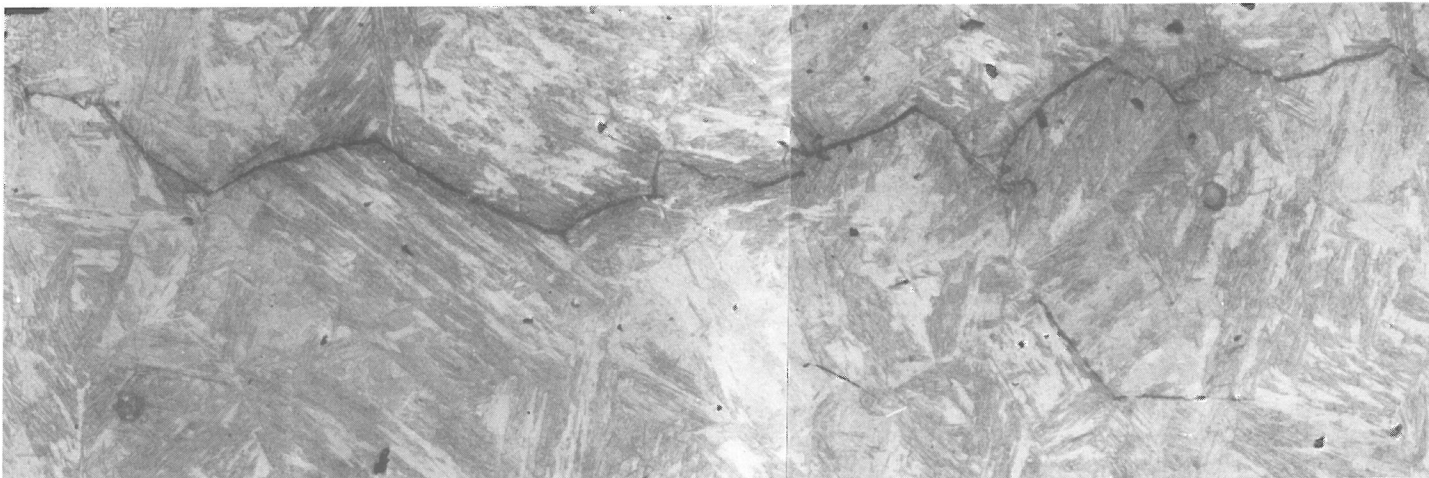


Abb. 61
Vorwiegend interkristalliner Bruch mit stärkeren plastischen Verformungen. Vergrößerung aus Abb. 59

V = 500 : 1

Abb. 63
Interkristalliner Anriß im Grobkornbereich einer nicht gebrochenen Implantprobe aus StE 460 des NiV-Typs

V = 558 : 1



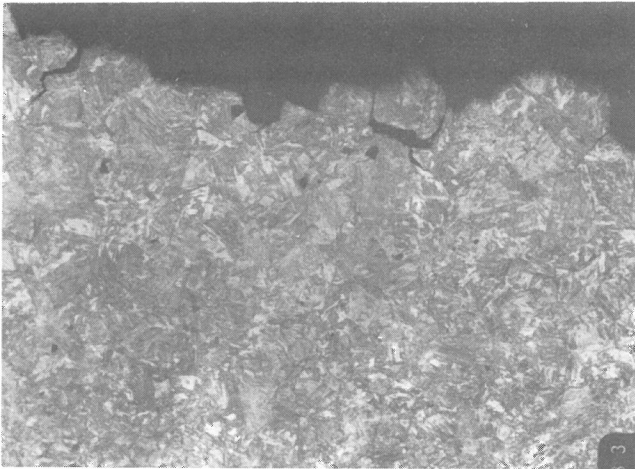


Abb. 62
Querschliff durch die in Abb. 59 gezeigte Implantprobe. Ausschnitt aus dem Bereich des verformungsarmen Bruchs

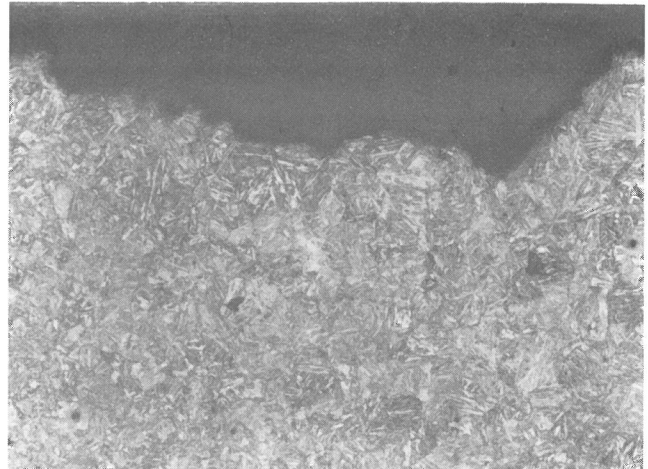


Abb. 65
Querschliff durch den verformungsarmen Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 460 des MoNi-Typs

3.2.4. StE 460 des MoNi-Typs

Nach Erscheinungsbild und Verlauf ähnelten die bei diesem wasservergüteten Stahl entstandenen Bruchflächen denen des ebenfalls wasservergüteten StE 690 des CrMoZr-Typs.

Die verformungsarmen Bruchflächenanteile verliefen transkristallin (Abb. 64). Sie liegen im Grobkornbereich der WEZ (Abb. 65). Bruchflächenbereiche, die den Korngrenzen folgen, wurden nicht gefunden. Der Restbruch ist wie bei allen untersuchten Stählen duktil. Er verläuft in der Regel durch das Schweißgut. Die Härte des Grobkornbereichs, in dem die verformungsarmen Brüche lagen, schwankte unter den in Abb. 66 a angegebenen Schweißbedingungen zwischen 450 und 480 HV 0,1. Den Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenergie auf die Korngröße in der WEZ zeigt Abb. 66 b.

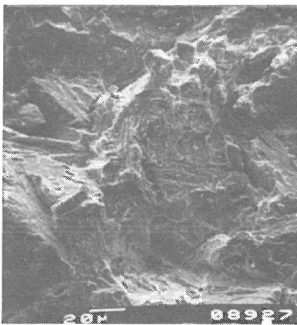


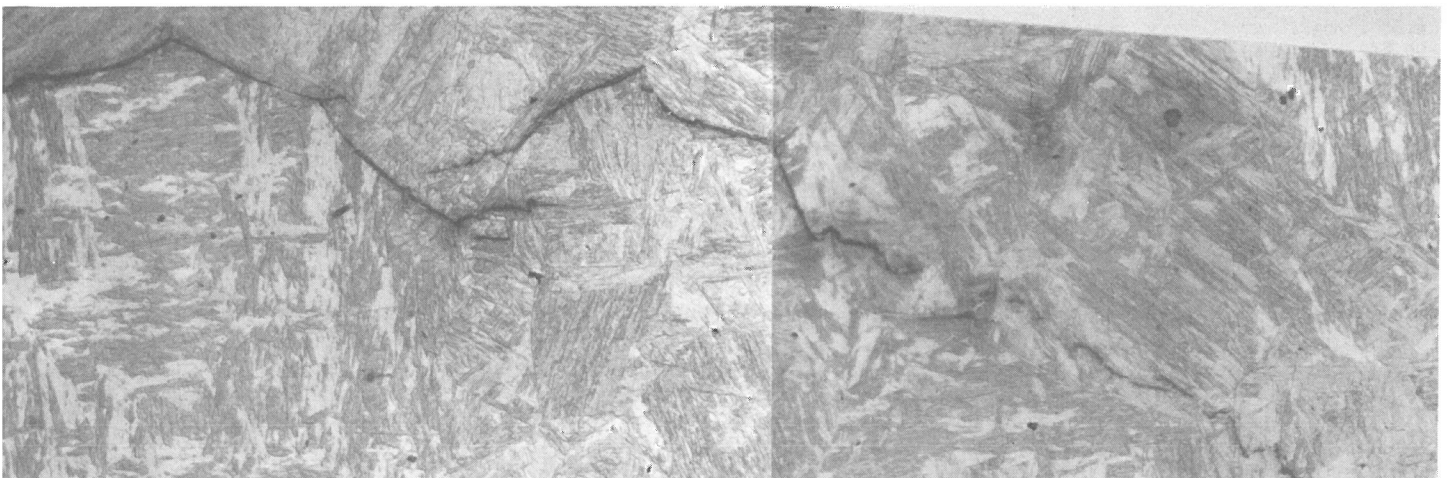
Abb. 64
V = 439 : 1
Verformungsarmer transkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus StE 460 des MoNi-Typs

Auch bei diesem Werkstoff führten vorgenommene Änderungen von Wasserstoffgehalt, Vorwärmtemperatur und Streckenergie nicht zu einer Änderung des Erscheinungsbildes und Verlaufes der Bruchflächen.

3.2.5. St 52-3

Während bei den zuvor beschriebenen Stählen die verformungsarmen Bruchflächenanteile entweder transkristallin oder vorwiegend interkristallin verliefen, waren sie beim St 52-3 vorwiegend transkristallin mit interkristallinen „Brücken“. Vereinzelt wurden interkristalline Bereiche gefunden. Abb. 67 gibt einen Ausschnitt der Bruchfläche einer mit 10 kJ/cm Streckenergie ohne Vorwärmung geschweißten Probe wieder. Der Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff betrug ca. 6 ml/100 g a. Z. Der Bruch verläuft vorwiegend transkristallin, jedoch sind auch den Korngrenzen folgende kurze Bruchanteile zu erkennen. Eine Vergrößerung aus dieser Abbildung (Abb. 68) zeigt, daß der transkristalline Anteil viele plastisch verformte Grate hat und die kurzen interkristallinen Anteile sehr glattflächig sind. Außerdem stehen die interkristallinen Bruchflächenanteile zum großen Teil senkrecht zur übrigen Bruchfläche.

Durch Erhöhen des Wasserstoffgehaltes auf 9 ml/100 g a. Z. ändert sich das Erscheinungsbild nicht wesentlich (Abb. 69). Die Vorwärmtemperatur dieser Probe war 30 °C und die Streckenergie 15 kJ/cm. Der transkristalline Bruch ist etwas verformungsärmer.



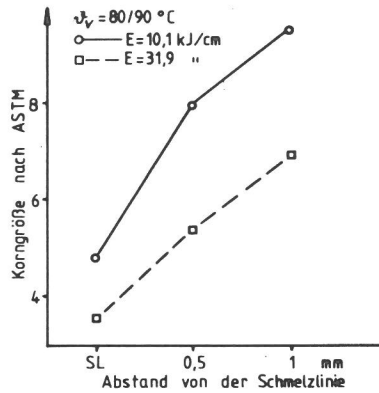
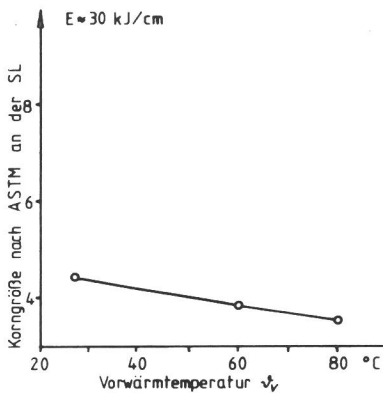
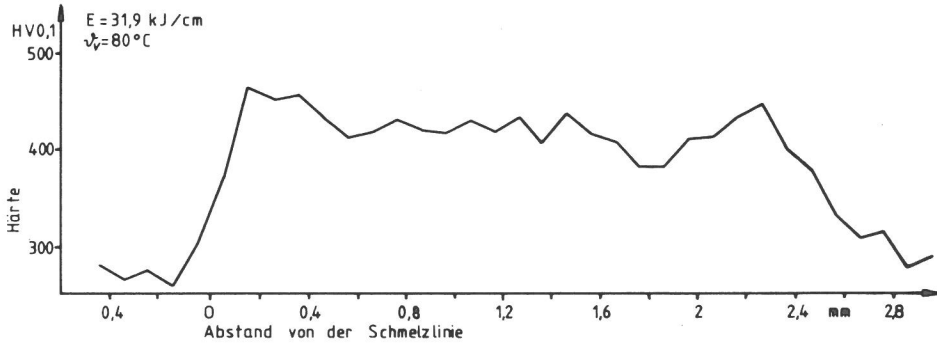
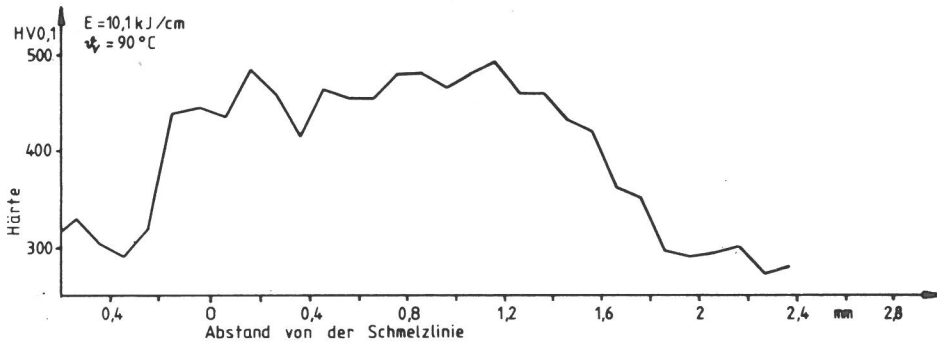


Abb. 66 b
Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf die Korngröße in der WEZ von Implantproben aus StE 460 des MoNi-Typs

Abb. 70
Querschliff durch den in Abb. 69 gezeigten verformungsarmen Bruchflächenanteil

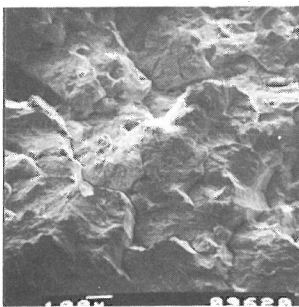


Abb. 67 V = 77 : 1
Verformungsarmer vorwiegend transkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus St 52-3 mit wenigen interkristallinen Abschnitten

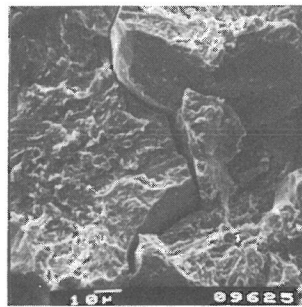


Abb. 68 V = 693 : 1
Vergrößerung aus Abb. 67

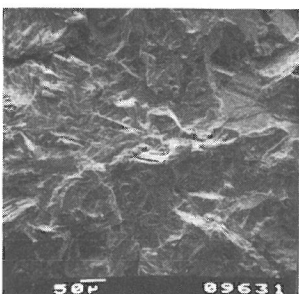
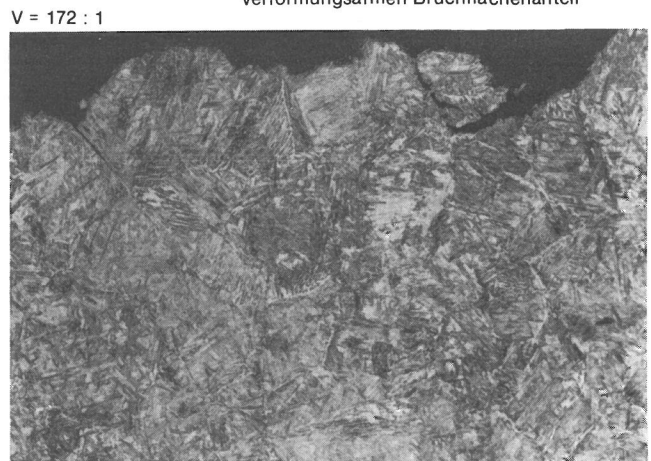


Abb. 69 V = 139 : 1
Verformungsarmer vorwiegend transkristalliner Bruchflächenanteil einer Implantprobe aus St 52-3. Wasserstoffgehalt ca. 9 ml/100 g a. Z.

Wie der Ausschnitt eines Querschliffes durch diese Bruchfläche zeigt (Abb. 70), verläuft auch beim St 52-3 der verformungsarme Bruch im Grobkornbereich der WEZ.

Nach den hier beschriebenen Untersuchungen ist das gemeinsame Kennzeichen der bei den verschiedenen Stählen entstandenen Kaltrißbruchflächen die Verformungsarmut. Diese auf die Wirkung des Wasserstoffs zurückzuführenden Bruchflächenanteile verliefen stets im Grobkornbereich der WEZ und im Schweißgut nahe der Schmelzlinie. Diese Untersuchungsergebnisse bestätigen die Angaben anderer Forscher [18 bis 21].

4. Diskussion der Ergebnisse

4.1. Die Gehalte der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff

Die Untersuchungen an umhüllten Stabelektroden zeigen, daß nicht jede basisch umhüllte Elektrode durch Trocknen auf Wasserstoffgehalte deutlich unter 5 ml H₂/100 g a. Z. gebracht werden kann. Jedoch gibt es, wie auch in der zitierten Literatur angeführt, eine größere Anzahl von Elektroden dieses Typs, bei denen dies auch möglich ist, wenn die Elektroden vorher in sehr feuchter Luft gelagert waren. Wichtig ist, daß bei mittleren Trocknungstemperaturen von 200 bis 300 °C die Wasserstoffgehalte schwanken können. Ebenso können von Charge zu Charge des gleichen Elektrodentyps Abweichungen im Feuchtigkeitsaufnahme- und -abgabeverhalten vorliegen. Für Untersuchungen zur Bestimmung der Kaltrißneigung scheint es deshalb notwendig, gleichzeitig mit den jeweiligen Kaltrißversuchen den Gehalt der Schweißgüter an diffusiblem Wasserstoff zu messen.

Für das UP-Schweißen werden in der Literatur bisher Wasserstoffgehalte um 5 ml H₂/100 g a. Z. als niedrigste durch Trocknen des Pulvers erreichbare Werte angegeben. Die eigenen Versuche an verschiedenen Pulvern zeigen, daß bei einigen basischen Pulvern Wasserstoffgehalte von 2 bis 3 ml H₂/100 g a. Z. erreicht werden können. Hierbei muß allerdings ein wasserstofffreier Draht verwendet werden.

Ein direkter Vergleich zwischen Wasserstoffgehalten von UP-Schweißungen und Lichtbogenhandschweißungen ist nicht zulässig. Liegen gleiche Wasserstoffgehalte bezogen auf den abgeschmolzenen Zusatzwerkstoff vor, ist bei gleichen Streckenergien die Wasserstoffkonzentration in der UP-Schmelze geringer als in der mit der umhüllten Elektrode erzeugten Schmelze. Wegen der größeren Abschmelzleistung und Badgröße ist beim UP-Schweißen jedoch eine wesentlich größere Wasserstoffmenge in übersättigter Lösung im Werkstoff. Deshalb ist bei gleichem Wasserstoffgehalt bezogen auf das aufgeschmolzene Metall die UP-Naht stärker gefährdet als die mit der umhüllten Elektrode erzeugte Naht. Da UP-geschweißte Bauteilnähte wegen des größeren thermischen Wirkungsgrades des UP-Verfahrens langsamer abkühlen als E-Hand-geschweißte Nähte, sind bei den erstgenannten die Effusionsbedingungen günstiger. Das bedeutet, daß gleiche Wasserstoffgehalte bezogen auf den abgeschmolzenen Zusatzstoff beim UP-Schweißen weniger gefährlich sein könnten als beim E-Handschweißen. Da jedoch mit zunehmender Streckenergie wegen des höheren Wirkungsgrades beim UP-Schweißen eher kaltrißanfälligeres grobkörniges Gefüge entsteht, kann der Vorteil der günstigeren Effusionsbedingungen wieder aufgehoben werden. Die Wirkung des Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes sollte deshalb durch ein Kaltrißprüfverfahren wie den Implantversuch festgestellt werden. Danach ist dann ein Vergleich von Gehalten an diffusiblem Wasserstoff möglich, die mit unterschiedlichen Schweißverfahren erzeugt wurden.

4.2. Die Probengeometrie

In den Implantversuchen am StE 460 des TiNi-Typs und den Zugversuchen an mit einem Wendelkerb versehenen Zugproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs wurde ein Einfluß des Probendurchmessers auf das Versuchsergebnis von 2 bis 3 % gefunden, wenn er von 6 mm auf 9 mm vergrößert wurde. Die Nachrechnung mit Hilfe der Kerblehre für den elastischen Fall ergab für den Ringkerb eine Zunahme der im Kerbgrund wirksamen maximalen Spannung um das 1,08fache bei Verminderung des Probendurchmessers. Wie in Abschnitt 2.4.2. nachgewiesen, hat der Wendelkerb eine geringere Kerbschärfe, woraus sich die Unterschiede zwischen Versuch und theoretischem Ansatz erklären. Für den Übergang der Probe in die Einschweißplatte

ergab sich eine rund 1,2fache Spannungszunahme infolge der Verminderung des Probendurchmessers. Diese Spannungszunahme wirkt sich nicht in dieser Höhe auf das Prüfergebnis aus, weil der Querschnitt an der Übergangsstelle von der Probe zur Einschweißplatte gegenüber dem Nennquerschnitt der Implantprobe deutlich größer ist. Dies steht in Übereinstimmung mit den in Abschnitt 2.4.2. geschilderten Ergebnissen (Abb. 21 und 22) und den Ergebnissen der Bruchflächenuntersuchungen (Abschnitt 3.2.). Bei dem überwiegenden Teil der Proben gingen die auf die Wirkung des Wasserstoffs zurückzuführenden Bruchflächenanteile vom Grund der Wendelkerbe aus (Abb. 59). Hier zeigt sich ein wichtiger Vorteil der Wendelkerbe gegenüber der Ringkerbe. Bei letzterer ist stets darauf zu achten, daß nur ein bestimmter Anteil der Kerbe angeschmolzen wird, um ein gültiges Ergebnis zu erzielen [79]. Der Abstand der Kerbe vom Probenende ist also von den jeweiligen Schweißbedingungen abhängig. Hierauf muß bei der Wendelkerbe nicht geachtet werden.

Die für den elastischen Fall nach [113] errechneten Formzahlen α_K nach Tabelle 10 geben nicht die Verhältnisse nach Überschreiten der Streckgrenze wieder. Sie liefern einen Anhaltswert dafür, in welchem Maße bei Variation des Probendurchmessers die Nennspannung verändert werden muß, bis die Streckgrenze des gekerbten Werkstoffbereichs erreicht ist. Oberhalb der Streckgrenze beschränkt sich, wie man aus Ergebnissen an gekerbten Zugproben [115] schließen kann, wegen der plastischen Verformung des Werkstoffbereichs im Kerbgrund der Einfluß der Kerbform auf die Größe des plastizierten Bereichs. Für einen StE 690 des CrMoZr-Typs wird eine konstante bezogene Kerbzugfestigkeit σ_{BK}/σ_B von etwa 1,8 bei einer Veränderung der Formzahl α_K von etwa 3,0 auf 5,2 und für einen 34 CrNiMo 6 eine bezogene Kerbzugfestigkeit von etwa 1,75 bis 1,7 bei einer Veränderung der Formzahl α_K von etwa 2,8 auf 8,0 angegeben. Hierbei ist σ_B die Reißspannung einer ungekerbten und σ_{BK} die Reißspannung einer mit einer Kerbe der Formzahl α_K versehenen Probe. Bei Untersuchungen am 34 CrNiMo 6 [117] in verschiedenen Härtestufen werden an Zugproben mit tiefen Umfangskerbten diese Angaben im wesentlichen bestätigt.

Hieraus folgt, daß die Änderung der Probendurchmesser im untersuchten Bereich nur einen geringen Einfluß auf die Versuchsergebnisse haben kann.

4.3. Die thermische Beanspruchung der Probe

Im Abschnitt 2.4.3.1. wurde gezeigt, daß der Temperaturverlauf in den für die Implantversuche verwendeten Einschweißplatten dem Temperaturverlauf in Auftragraupen auf eine 450 x 500 x 40 mm große Platte weitgehend entspricht (Abb. 28). Bei dem Vergleich mit den mittelgroßen Lehigh- und TRC-Proben waren die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^\circ-500^\circ C}$ vergleichbar. Die Abkühlzeiten $\Delta t_{500^\circ-100^\circ C}$ der größeren Proben waren kürzer. Dennoch führten Implantversuche und TRC-Versuche zu vergleichbarem Bruchverhalten.

Im Abschnitt 3.1.2. wurden als kennzeichnende Größen für die Darstellung der Ergebnisse die Vorwärmtemperatur und Streckenergie gewählt. Es konnten für das jeweilige Schweißverfahren und den jeweiligen Wasserstoffgehalt solche Kombinationen von Vorwärmtemperatur und Streckenergie angegeben werden, bei deren Einhalten und Überschreiten kein Bruch der Probe zu erwarten ist. Da die in Abschnitt 2.4.3.1. beschriebenen Ergebnisse der Messungen an der großen Platte (Abb. 28) mit denen der Implantversuche übereinstimmen, wird angenommen, daß diese Daten auch für größere Bauteile gelten. Die abweichenden Ergebnisse an den TRC-Proben zeigen ebenso wie die Ergebnisse anderer Forscher [14, 28, 88, 98], daß in Bauteilnähten andere Abkühlbedingungen als in Implantversuchen auftreten können. Aus diesem Grunde können die

Ergebnisse von Implantversuchen nicht auf jeden Bauteilfall übertragen werden.

An anderer Stelle [95] wird die Kaltrißneigung eines Stahles in Abhängigkeit von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{300^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ dargestellt. Es wird angenommen, daß $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ für die Gefügewandlung und $\Delta t_{300^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ für die Wasserstoffdiffusion maßgebliche Größen sind. Während dies für $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ weitgehend anerkannt wird, werden in der Literatur für die Wasserstoffdiffusion unterschiedliche Temperaturbereiche als wesentlich angesehen. Im folgenden wird abgeschätzt, welcher Temperaturbereich die Wasserstoffdiffusion am besten kennzeichnet.

4.3.1. Auswirkung auf die Wasserstoffdiffusion

In [112] wird, wie an anderer Stelle auch [118, 54], eine numerische Lösung des zweiten Fickschen Gesetzes vorgestellt, bei der die maßgebliche Größe der dimensionslose Parameter

$$\tau = \left(\sum_{k=1}^n D_k \cdot t_k \right) / L^2 \quad (12)$$

ist.

Hierbei bedeuten

- D_k = Diffusionskoeffizient bei der Temperatur T_k
- t_k = mittlere Zeitdauer, während der T_k wirksam ist
- L = größte Höhe des Schweißgutes

Für eine erste Abschätzung des Einflusses der einzelnen Abschnitte des Abkühlungsverlaufes auf die Wasserstoffdiffusion genügt es, mittlere Werte $D_k(T_k)$ für die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$, $\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ zu nehmen. Die Diffusionskoeffizienten werden aus [112] übernommen. *Tabelle 19* enthält die zu den jeweiligen Proben und Abkühlzeiten gehörigen Werte $D_k \times t_k$. Um den Einfluß der Temperaturintervalle 800°C bis 500°C und 500°C bis 200°C nicht zu unterschätzen, werden Diffusionskoeffizienten angenommen, die eher als zu hoch gelten können. Für das Temperaturintervall 200°C bis 100°C ist aus dem gleichen Grunde der nach [112] niedrigste Diffusionskoeffizient eingesetzt. Nach [118 bis 120] könnten die Diffusionskoeffizienten sogar noch geringer sein. Aus der *Tabelle 19* geht hervor, daß im Temperaturintervall 800°C bis 500°C bei realen Schweißungen, wie bei Implantversuchen mit Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ bis zu ca. 16 s eine geringere Wasserstoffdiffusion stattfindet als in den anderen zugehörigen Temperaturintervallen. Für niedrigere Vorwärmtemperaturen (80°C , Zeilen 1 und 3 der *Tabelle 19*) ist die Wasserstoffdiffusion im Temperaturbereich 500°C bis 200°C größer als im Temperaturbereich 200°C bis 100°C . Dagegen ist dies bei höheren Vorwärmtemperaturen (150°C , Zeilen 2 und 4) umgekehrt. Unter Benutzung des von [112] vorgeschlagenen τ -Konzepts sind bei der mit 150°C Vorwärmtemperatur und 20 kJ/cm geschweißten Probe nach Abkühlung auf 200°C noch 65 bis 85 % des ursprünglich eingebrachten Wasserstoffs nicht effundiert. Schon bei Verminderung der Streckenenergie auf 10 kJ/cm bei 150°C Vorwärmung treten aus dem Schweißgut der Implantproben nur noch 5 bis 20 % des Wasserstoffs aus. Aus *Tabelle 19* ist zu entnehmen, daß durch Verdoppeln der

Streckenenergie von 10 auf 20 kJ/cm im Temperaturintervall 500°C bis 200°C die Wasserstoffeffusion deutlich weniger begünstigt wird als durch das Erhöhen der Vorwärmtemperatur von 80°C auf 150°C . Noch gravierender ist der Einfluß der Vorwärmtemperatur nach *Tabelle 19* im Temperaturbereich 200°C bis 100°C . Hier wurde der nach [112] kleinste zu erwartende Diffusionskoeffizient für diesen Temperaturbereich zugrunde gelegt. Bei Vorwärmtemperaturen von 80°C sind aus den Implantproben nach Abkühlung von 800°C auf 500°C insgesamt etwa 5 bis 15 % des eingebrachten Wasserstoffs effundiert. Bei 150°C Vorwärmtemperatur können dagegen etwa 25 bis 40 % aus den Proben effundieren, weil die Zeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ wesentlich verlängert wurde. Hiernach ist unter den in *Tabelle 19* betrachteten Temperaturintervallen der Bereich 200°C bis 100°C derjenige, in dem abhängig von der Vorwärmtemperatur und Streckenenergie die größte Änderung der Wasserstoffeffusion und bei höheren Vorwärmtemperaturen die stärkste Wasserstoffeffusion zu erwarten sind. Deshalb wird für die folgenden Überlegungen das Temperaturintervall 200°C bis 100°C als der für die Wasserstoffdiffusion kennzeichnende Bereich verwendet.

Einschränkungen der Gültigkeit der Werte in *Tabelle 19* sind wegen der nicht berücksichtigten Diffusionsbehinderung durch Poren, Einschlüsse und andere Wasserstofffallen zu machen. Da diese jedoch schon ab Temperaturen unterhalb 400°C wirksam werden [112, 118 bis 120], gilt dies auch für den Temperaturbereich 300°C bis 200°C . Nach [121] scheint ein Porenvolumen von etwa 0,5 bis 1 % noch eine beachtliche Wasserstoffeffusion zwischen 300°C und 100°C zuzulassen. Bei diesen Versuchen waren allerdings die Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ mit ca. 300 s noch relativ kurz, die Abkühlung von 500°C bis 200°C mit ca. 270 s dauerte dagegen wesentlich länger als bei Implantversuchen und realen Schweißungen.

4.3.2. Auswirkung auf das Kaltrißverhalten

Nach den Überlegungen des vorangegangenen Abschnittes soll der Einfluß der Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ auf das Kaltrißverhalten der untersuchten Stähle dargestellt werden.

Das Kaltrißverhalten des StE 690 des CrMoZr-Typs, abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$, beim UP-Schweißen zeigt *Abb. 71*. Unterhalb der durchgezogenen Linie muß mit Brüchen der Implantproben gerechnet werden. Mit zunehmender Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ von 10 s auf 16 s wird die zum Vermeiden von Brüchen erforderliche Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ geringer. Dies entspricht der von 160°C auf 100°C abnehmenden erforderlichen Vorwärmtemperatur bei Zunahme der Streckenenergie von 15 auf 30 kJ/cm in *Abb. 38*. Bei Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über 16 s ist zum Vermeiden von Brüchen wieder eine zunehmende Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ nötig, was in *Abb. 38* durch Zunahme der erforderlichen Vorwärmtemperatur zum Ausdruck kommt. Die Abnahme von $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ mit zunehmender Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ könnte zwanglos mit der Bildung kaltrißunempfindlicheren Gefüges erklärt werden. Nach dem ZTU-Diagramm bei kontinuierlicher Abkühlung für eine Austenitisierungstemperatur von 1300°C für diesen Stahl [122] ist bei einer Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ von 10 s mit etwa 30 %

Tabelle 19
Einfluß von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie auf die die Wasserstoffdiffusion bestimmenden Größen

Streckenenergie	Vorwärmtemperatur	$\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$	$D^{1)}$ $800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}$		$D^{1)}$ $500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}$		$D^{1)}$ $200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}$		$(D \cdot \Delta t)_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$	
			$(D \cdot \Delta t)_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$	$(D \cdot \Delta t)_{500^{\circ}\text{C}-200^{\circ}\text{C}}$	$\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$	$(D \cdot \Delta t)_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$			
kJ/cm	$^{\circ}\text{C}$	s	$\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$	s	$\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$	s	$\text{cm}^2 \text{ s}^{-1}$	s	cm^2	
10	80	3,5	$2 \cdot 10^{-4}$	7,0 · 10 ⁻⁴	20	$1,2 \cdot 10^{-4}$	2,4 · 10 ⁻³	180	$1 \cdot 10^{-5}$	1,8 · 10 ⁻³
	150	5,0		10 ⁻³	50		6,0 · 10 ⁻³	1950		19,5 · 10 ⁻³
20	80	9,0		1,8 · 10 ⁻³	40		4,8 · 10 ⁻³	360		3,6 · 10 ⁻³
	150	10,0		2,0 · 10 ⁻³	120		14,4 · 10 ⁻³	2300		23,0 · 10 ⁻³

¹⁾ mittlere Diffusionskoeffizienten nach [112] für die angegebenen Temperaturbereiche

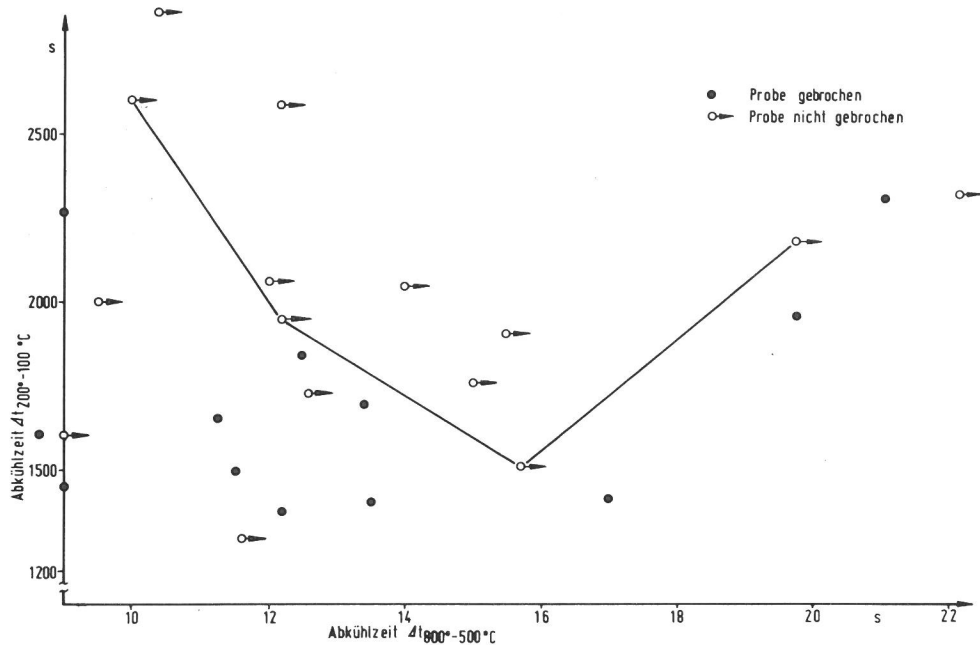


Abb. 71
Kaltrißverhalten des StE 690 des CrMoZr-Typs abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$. Versuchsbedingungen wie Abb. 38

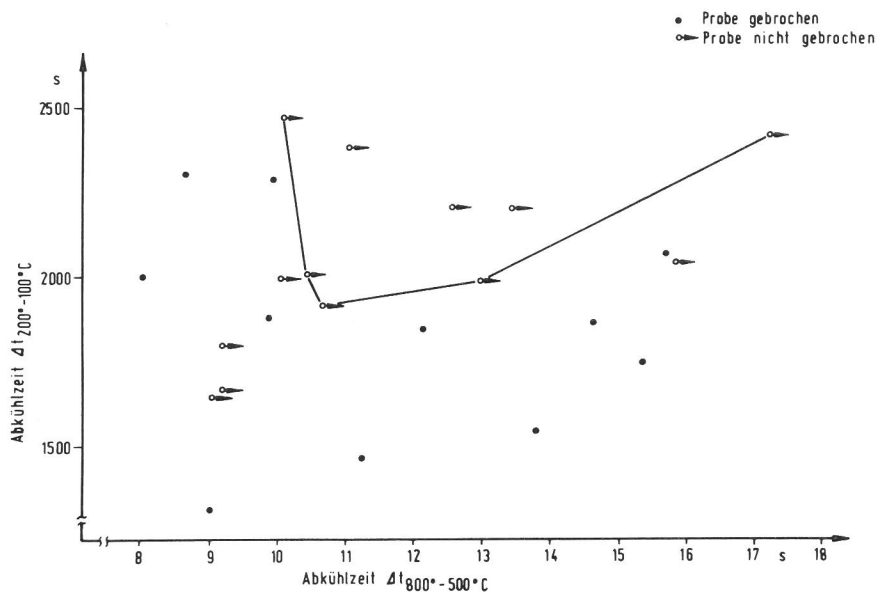


Abb. 72
Kaltrißverhalten des StE 500 des NiV-Typs abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}-100^{\circ}\text{C}}$. Versuchsbedingungen wie Abb. 40

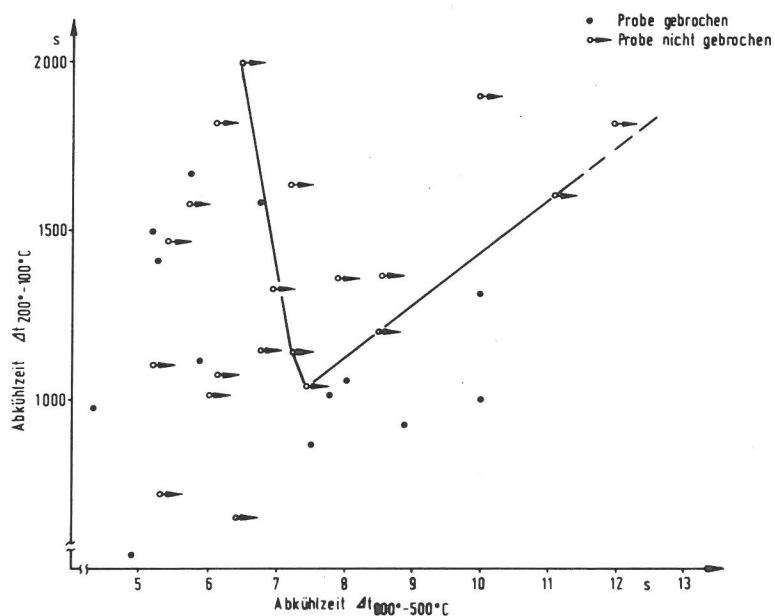


Abb. 73
Kaltrißverhalten des StE 460 des NiV-Typs abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}-500^{\circ}\text{C}}$. Versuchsbedingungen wie Abb. 41

Martensit zu rechnen. Bei $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}} \sim 16$ s liegen etwa 20 % Martensit und 80 % Zwischenstufe vor. Für die Zunahme der Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ bei Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über 16 s reicht diese Erklärung nicht. Wie bereits bei der Diskussion der Wirkung der Streckenenergie auf das Kaltrißverhalten kann auch hier der Kurvenverlauf durch die Bildung größeren Gefüges infolge längerer Austenitisierungsdauer erklärt werden. Trotz der längeren Abkühlzeiten entsteht in diesem Bereich Gefüge der unteren Zwischenstufe hoher Härte (vgl. auch Abschnitt 3.2.1.).

Abb. 72 zeigt die Abhängigkeit der Kaltrißneigung des StE 500 des NiV-Typs von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$. Die Versuchsbedingungen enthalten Abb. 40 und Tabelle 18. Bei Abkühlzeiten unter 10 s muß im hier untersuchten Bereich bei jedem $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ mit Kaltrissen gerechnet werden. Liegt $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ zwischen 10 und 13 s, reichen 1 900 bis 2 000 s $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ aus zur Vermeidung von Brüchen. Bei $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über 13 s müssen auch bei diesem Stahl die Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ vergrößert werden. Dieser Sachverhalt ist der Abb. 40 nicht ohne weiteres zu entnehmen, weil bei Streckenenergien über 19 kJ/cm die Vorwärmtemperatur nicht erhöht werden muß. Er beruht darauf, daß bei konstanter Vorwärmtemperatur und zunehmender Streckenenergie die Abkühlzeiten länger werden, wie in Abb. 72 gezeigt.

Für den mit der umhüllten Stabelektrode A geschweißten StE 460 des NiV-Typs zeigt Abb. 73 den Einfluß der Abkühlzeiten auf das Kaltrißverhalten. Nach diesem Diagramm müssen bei $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ von 7 bis 8 s die Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ um etwa 1 100 s liegen. Bei kürzeren Abkühlzeiten ist mit Brüchen zu rechnen. Eindeutig ist die zum Vermeiden von Brüchen nötige Zunahme von $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ bei weiter zunehmendem $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$.

Für die beiden untersuchten Stähle des NiV-Typs kann das ZTU-Diagramm für kontinuierliche Abkühlung bei einer Austenittemperatur von 1 300 °C ermittelt an einem StE 460 des NiV-Typs [122] herangezogen werden. Dabei ist zu beachten, daß die dem ZTU-Diagramm zugrundeliegende Schmelze mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,21 % C deutlich umwandlungsträger ist als die untersuchten StE 500 mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,18 % C und StE 460 mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,16 %. Durch die Verminderung des Kohlenstoffgehaltes wird der Beginn der Zwischenstufenbildung zu kürzeren Abkühlzeiten verschoben. Dagegen dürften die mit 1,81 % bzw. 1,78 % um etwa 0,3 % höheren Mangangehalte der untersuchten Stähle diese Grenze wiederum zu längeren Abkühlzeiten verrücken. Der dem ZTU-Schaubild zugrundeliegende Stahl hat bei einer Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ von etwa 11 bis 12 s etwa 10 % Zwischenstufengefüge und 90 % Martensit. Für den in den Implantversuchen geprüften StE 500 des NiV-Typs dürfte der Anteil des

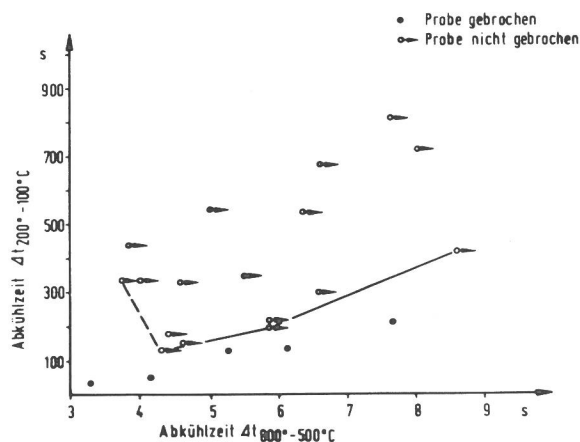


Abb. 74 Kaltrißverhalten des StE 460 des MoNi-Typs abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$. Wasserstoffgehalt im Mittel 6,7 ml $\text{H}_2/100$ g a. Z. Versuchsbedingungen wie Abb. 41

Zwischenstufengefüges höher und des martensitischen Gefüges etwas niedriger sein. Bei Abkühlzeiten um 16 s ist mit etwa 40 % Zwischenstufengefüge und 60 % Martensit zu rechnen. Auch hier könnte die nun einsetzende Erhöhung der Rißempfindlichkeit mit zunehmender Abkühlzeit mit der Bildung größeren Zwischenstufengefüges erklärt werden. Die Bildung von Ferrit ist erst bei Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über etwa 40 s zu erwarten.

Für den StE 460 des NiV-Typs wird durch den noch geringeren Kohlenstoffgehalt von 0,16 % der Beginn der Bildung von Zwischenstufengefüge weiter zu kürzeren Abkühlzeiten verschoben. Ein unmittelbarer Vergleich mit dem StE 500 des NiV-Typs ist allerdings nicht möglich, weil hier ein anderes Schweißverfahren und niedrigerer Wasserstoffgehalt des Schweißgutes vorlagen. Damit sind die gegenüber dem StE 500 niedrigeren erforderlichen Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ zu erklären. Das Minimum der Rißneigung liegt im Bereich der Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$, bei denen nach dem erwähnten ZTU-Schaubild die Bildung von Zwischenstufe einsetzt. Die Zunahme der Rißneigung wird wieder auf das Entstehen grobkörnigeren Gefüges der Zwischenstufe zurückgeführt.

Abb. 74 zeigt den Zusammenhang zwischen Kaltrißneigung und Abkühlzeiten für den StE 460 des MoNi-Typs bei einem Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff von 6,1 bis 7,2 ml/100 g a. Z. Hiernach ist das sich bei Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ von 4 bis 5 s bildende Gefüge am kaltrißunempfindlichsten. Durch den gegenüber dem StE 460 NiV deutlich verminderten Kohlenstoff- und Mangengehalt setzt bei dem wasservergüteten StE 460 des MoNi-Typs die Bildung von Zwischenstufengefüge bei kürzeren Abkühlzeiten ein. Ein ZTU-Schaubild für diesen Werkstoff liegt nicht vor. Jedoch kann aus dem ZTU-Schaubild eines Stahles mit etwa gleichem Kohlenstoff- und Mangengehalt abgeleitet werden, daß bei einer Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über 4 s die Bildung von Zwischenstufengefüge einsetzt. Dies wird bestätigt durch Härtemessungen an zwei Implantproben, bei denen die Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ 4,5 und 6,8 s betragen. Bei beiden Proben waren die Breite des harten Bereichs und die Härte in diesem Bereich mit ca. 1,5 mm und 430 HV 0,1 vergleichbar. Diese gegenüber den beiden normalisierten Stählen geringere Härte deutet auf einen nennenswerten Anteil an Zwischenstufengefüge hin. Die Zunahme des Anteils an Zwischenstufengefüge dürfte bei diesem Stahl mit zunehmender Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ deutlich größer sein als bei den zuvor besprochenen Stählen. Die zum Vermeiden von Kaltrissen erforderliche Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ nimmt nicht in dem gleichen Maße zu wie bei dem zuvor besprochenen StE 460 des NiV-Typs.

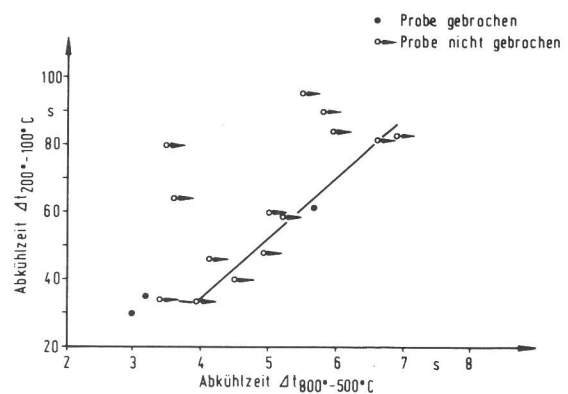


Abb. 75 Kaltrißverhalten des StE 460 des MoNi-Typs abhängig von den Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$. Wasserstoffgehalt im Mittel 2,5 ml $\text{H}_2/100$ g a. Z. Versuchsbedingungen wie Abb. 41

Abb. 75 zeigt den Einfluß der Abkühlzeiten auf das Kaltrißverhalten desselben Werkstoffs bei einem Gehalt des Schweißgutes an diffusiblem Wasserstoff von 2,1 bis 3,0 ml/100 g a. Z. Auch hier nehmen bei Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ über 4 s die zum Vermeiden von Kaltrissen nötigen Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$.

wenn auch bei weitem nicht in dem in Abb. 75 gezeigten Maße, zu.

Die Abkühlzeiten $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$, die bei dem StE 460 des MoNi-Typs zum Vermeiden von Kaltrissen nötig waren (Abb. 74 und 75), reichten mit Sicherheit nicht für eine nennenswerte Wasserstoffeffusion. Sie können lediglich ein Anhaltswert für den zeitlichen Temperaturverlauf im Bereich niedriger Temperaturen sein. Der tatsächliche Temperaturverlauf ist durch sie nicht eindeutig festgelegt. Dies gilt auch für die Abb. 71 bis 73. Hieraus könnte abgeleitet werden, daß die Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ allein die Wirkung der die Kaltrißneigung beeinflussenden Größen nicht vollständig widerspiegelt. Zu beachten ist, daß die hier gewählten Abkühlzeiten die thermische Beanspruchung eines Bauteiles nicht unabhängig von Randbedingungen wie Streckenergie, Vorwärmtemperatur, Bauteilgeometrie und Umgebungstemperatur beschreiben, weil der zeitliche Temperaturverlauf in einer Schweißverbindung eine Funktion höherer Ordnung ist, die nicht durch zwei Größen beschrieben werden kann. Wird dem Schweißen ein Nachwärmen nachgeschaltet [95], ist die dabei gemessene Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ oder $\Delta t_{300^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ nicht mit bei kontinuierlicher Abkühlung gemessenen Abkühlzeiten zu vergleichen, da bei einer Nachwärmung der Abkühlvorgang unterbrochen wird. Die Wasserstoffeffusion läuft bei einer bestimmten erhöhten Temperatur über eine bestimmte Zeitdauer ab. Die Effusionsbedingungen sind dann günstiger als bei kontinuierlicher Abkühlung, weil mit zunehmender Temperatur unter anderem auch die Fallenwirkung geringer wird und über einen längeren Zeitraum die Diffusionsgeschwindigkeit höher ist.

Einschränkungen müssen auch bei der Aussagefähigkeit der Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ für die Gefügeausbildung gemacht werden. Für diese ist nämlich die Höhe der Austenitisierungstemperatur und die Dauer der Austenitisierung von entscheidender Bedeutung. Ein Vergleich von ZTU-Schaubildern des StE 460 des NiV-Typs für kontinuierliche Abkühlung mit einer Austenitisierungstemperatur von 1300 °C ohne Haltezeit mit einem solchen mit einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C mit 5 min Haltezeit zeigt dies. Bei dem ersteren setzt die Bildung von Zwischenstufe bei $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}} \sim 4$ s, bei dem zweiten bei $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}} \sim 2$ s ein. Wenn also mit zunehmender Streckenergie größere Bereiche neben der Schmelzlinie auf hohe Austenitisierungstemperaturen erwärmt werden, wirkt sich die dadurch erzielte Verlängerung der Abkühlzeiten nicht unbedingt in einer Verminderung der Härte des Gefüges aus, da durch die höhere Austenitisierungstemperatur das Gefüge umwandlungs-träger geworden ist. Dagegen wird beim StE 690 des CrMoZr-Typs durch Erhöhen der Austenitisierungstemperatur der Beginn der Bildung von Zwischenstufe zu kürzeren Abkühlzeiten verschoben.

In diesem Zusammenhang könnte ein aus [112] abzuleitender Effekt von Bedeutung sein. Werden Proben zur Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs unmittelbar nach dem Schweißen abgeschreckt, ist der bei Raumtemperatur nicht diffusionsfähige Gehalt an Restwasserstoff sehr gering. D. h., der in der Probe enthaltene Wasserstoff kann relativ rasch effundieren. Bei mittleren Abkühlungszeiten nimmt der Gehalt an Restwasserstoff zu, und bei längeren Abkühlzeiten wird er wieder geringer. Möglicherweise ist das Minimum in den Kurven der Abb. 71 bis 75 auch von diesen Mechanismen der Bildung von Restwasserstoff in Fallen abhängig. Dieser Vorgang müßte auch vom Umwandlungsverhalten des jeweiligen Stahles abhängig sein, da die Bildung von Gitterfehlstellen eng mit den Umwandlungsvorgängen verknüpft ist.

5. Zusammenfassung

Das Problem der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle, ihre Einflußgrößen und Methoden zu ihrer Bewertung wurden vorgestellt. Aus dem Bereich möglicher Prüfverfahren wurde der Implantversuch ausgewählt.

Dieser Versuch, eine dem Zeitstandversuch ähnliche Prüfung einer kleinen geschweißten Probe, wird als Prüfsystem angesehen. Die einzelnen Bereiche dieses Systems, die Belastungseinrichtung, das Meßsystem, die Schweißzusatz- und -hilfsstoffe und die Implantprobe, wurden hinsichtlich ihres Einflusses auf das Versuchsergebnis untersucht.

Im Anschluß daran wird die Wirkung der drei Einflußgrößen des Kaltrisses — Wasserstoff, Umwandlungsverhalten des Werkstoffs und Spannungen — in unterschiedlichen Auswertungen von Implantversuchen an sechs verschiedenen Feinkornbaustählen beschrieben. Für die Versuche wurde zum Teil das UP-Verfahren mit basischen Pulvern und zum Teil ein mechanisiertes Metalllichtbogenschweißen mit basisch umhüllten Stabelektroden angewendet.

Nach Angaben aus der Literatur zum Versuchsablauf und Normen zu ähnlichen Versuchen wurde für Implantversuche eine Belastungseinrichtung konstruiert und gebaut. Bei dieser bleibt die Prüflast unabhängig von Dehnungen oder äußeren Einflüssen der Probe mit einer Genauigkeit von $\pm 1\%$ konstant. Die Lastzunahmgeschwindigkeit bei Belastung der Probe kann zwischen 10 und 25 N/mm² s eingestellt werden. Bei den hier beschriebenen Implantversuchen betrug die Lastzunahmgeschwindigkeit im Mittel 20 N/mm² s.

Die Wasserstoffgehalte der Schweißgüter konnten in einem relativ großen Rahmen variiert werden. Hierzu wurden die Stabelektroden und Schweißpulver in einem Klimaschrank in feuchter Luft gelagert und anschließend bei verschiedenen Temperaturen getrocknet. Der Wasserstoffgehalt wurde nach der Norm ISO 3690 bestimmt. Für basisch umhüllte Stabelektroden wurde gezeigt, daß im Rahmen der gewählten Schweißbedingungen die Streckenergie keinen signifikanten Einfluß auf den nach dieser Norm bestimmten Wasserstoffgehalt hat. Es ist darauf hinzuweisen, daß dies in Schweißgütern von realen Bauteilen und Kaltrißproben nicht zu erwarten ist.

Neben den basisch umhüllten Stabelektroden gibt es auch Kombinationen von Drähten und basischen Schweißpulvern, bei denen sich durch geeignete Trocknung des Pulvers und gegebenenfalls Glühung des Drahtes diffusible Wasserstoffgehalte deutlich unter 5 ml H₂/100 g a. Z. einstellen lassen. Der Beitrag des Drahtes kann hierbei bis zu ca. 4 ml H₂/100 g a. Z. betragen.

Um den Einfluß der Probengeometrie zu klären, wurden Implantversuche mit Proben von 6 und 9 mm Durchmesser aus StE 460 des TiNi-Typs und Zugversuche an Proben mit 6, 7, 8 und 9 mm Durchmesser aus StE 690 des CrMoZr-Typs gemacht, die mit einem Wendelkerb versehen waren. Die jeweils kennzeichnenden Nennspannungen wurden durch diese Vergrößerung um ca. 2 bis 3 % vermindert. Der Vergleich der Ringkerbe mit der Wendelkerbe an so gekerbten Zugproben aus StE 690 des CrMoZr-Typs ergab für ersteren die höhere Kerbschärfe. Die nach theoretischer Abschätzung schärferen Kerben am Übergang zwischen Probe und Einschweißplatte, deren Wirkung nach ebenfalls theoretischer Abschätzung stärker vom Probendurchmesser abhängt, haben nach den Untersuchungsergebnissen keinen wesentlichen Einfluß auf das Bruchverhalten der Implantproben. Wegen der größeren Variationsmöglichkeit der Schweißbedingungen und -verfahren wurde für alle weiteren Implantversuche die Probe mit 6 mm Durchmesser und Wendelkerbe verwendet.

Hinsichtlich der Beanspruchung der Proben wird zwischen mechanischer und thermischer Beanspruchung unterschieden.

Für die mechanische Beanspruchung wird angenommen und aus dem Verformungsverhalten größerer Bauteile begründet, daß sie bauteilähnlich ist, wenn sie etwas größer oder gleich der oberen Streckgrenze des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs ist.

Für die thermische Beanspruchung der Implantprobe, als deren Maß der zeitliche Verlauf der Temperatur im Schweißgut genommen wird, wird gezeigt, daß sie der einer Schweißraupe an der Oberfläche eines dickeren Bleches (40 mm) entspricht. Dies könnten z. B. die letzten Raupen einer Verbindungsschweißung sein. Am Beispiel von TRC- und Lehighproben, die eine Wurzelschweißung an dickeren Blechen simulieren, ist zu erkennen, daß an Bauteilen auch andere Temperaturverläufe auftreten. Der Unterschied zwischen Implantproben und mit gleicher Vorwärmtemperatur und Streckenenergie geschweißten TRC-Proben war jedoch nicht so groß, daß er zu unterschiedlichem Bruchverhalten führte. Wie weit andere Nahtgeometrien oder andere Schweißbedingungen das Verknüpfen der Ergebnisse von Implantversuchen mit dem Rißverhalten von Bauteilnähten erst über eine Übertragungsfunktion ermöglichen, müßte in weiteren Untersuchungen geklärt werden.

Die Kaltrißneigung der untersuchten Stähle wurde zunächst mit Hilfe kritischer Spannungen bewertet, die für bestimmte konstante Kombinationen von Vorwärmtemperatur, Streckenenergie und Wasserstoffgehalt ermittelt wurden. Sie ermöglichen das Aufstellen einer Rangfolge der Stähle hinsichtlich ihrer Kaltrißneigung. Das ist allerdings nur dann möglich, wenn die kritische Spannung auf eine Kenngröße des jeweiligen Grundwerkstoffs bezogen wird. Die Versuchsergebnisse zeigen eine Zunahme der Kaltrißneigung mit zunehmendem Wasserstoffgehalt des Schweißgutes. Eine umfassende Beschreibung der für die Kaltrißneigung wichtigen Parameter ist nur mit Hilfe einer größeren Anzahl von Versuchen möglich. Als eine weniger aufwendige Methode wird das Prüfen der Kaltrißneigung eines Stahles abhängig von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie in Implantversuchen vorgestellt, bei denen die Prüflast σ_{Impl} das 1,05fache der oberen Streckgrenze des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs beträgt. Fünf Feinkornbaustähle wurden auf diese Weise geprüft. Sie wurden entweder mit basischen Drahtpulver-Kombinationen oder basisch umhüllten Stabelektroden geschweißt. Zum Teil wurden die Wasserstoffgehalte variiert. Wiederum ergab das Erhöhen des Wasserstoffgehaltes des Schweißgutes eine Zunahme der Kaltrißneigung. Erst durch solche Versuchsergebnisse, bei denen von vornherein auf eine Kenngröße des wärmeunbeeinflussten Grundwerkstoffs (R_{eH}) bezogen wird, kann der Einfluß der thermischen Beanspruchung dargestellt werden. Sie zeigen, daß mit zunehmender Streckenenergie zunächst die zum Vermeiden von Brüchen erforderliche Vorwärmtemperatur abnimmt. Bei weiter zunehmenden Streckenenergien ist hierzu eine gleichbleibende oder zunehmende Vorwärmtemperatur nötig. Der Grund hierfür liegt in der Bildung grobkörnigeren und damit offenbar kaltrißanfälligeren Zwischenstufengefüges.

Physikalisch und metallurgisch deutlichere Informationen kann man aus der Darstellung der Kaltrißneigung abhängig von Abkühlzeiten $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ und $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ erhalten. Diese Darstellung zeigt, daß vollmartensitisches Gefüge am kaltrißanfälligsten ist. D. h. zunächst nimmt die zum Vermeiden von Brüchen erforderliche Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ mit zunehmender Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$ ab. Mit weiter ansteigender Abkühlzeit $\Delta t_{800^{\circ}\text{C}-500^{\circ}\text{C}}$, also mit Zunahme des dann aber grobkörnigeren Zwischenstufenanteils, nimmt die Abkühlzeit $\Delta t_{200^{\circ}\text{C}-100^{\circ}\text{C}}$ wieder zu. Zu beachten ist, daß auch die Abkühlzeiten, nicht anders als Vorwärmtemperatur und Streckenenergie, die thermische Beanspruchung eines Bauteiles nicht unabhängig von den jeweils vorliegenden Randbedingungen beschreiben. Ihr Vorteil ist die metallurgisch z. T. einfachere Interpretierbarkeit. Nachteilig ist, daß zu dem jeweiligen Wert oder Wertepaar erst die Schweißbedingungen Vorwärmtemperatur und Streckenenergie ermittelt werden müssen. Außerdem ist das Messen der

Abkühlzeiten mit einem nicht unerheblichen Aufwand verbunden.

Aus der Darstellung der Kaltrißneigung sowohl abhängig von Vorwärmtemperatur und Streckenenergie als auch abhängig von den Abkühlzeiten läßt sich eine Rangfolge der Stähle aufstellen, wie sie den Erfahrungen der Praxis entspricht.

Die bei Kaltrissen entstandenen Bruchflächen wurden auch hinsichtlich ihres Bruchverlaufs und ihrer Bruchlage geprüft. Sowohl bei den Implant- als auch bei den TRC-Versuchen verliefen die auf Wirkung des Wasserstoffs zurückzuführenden Brüche im Grobkornbereich der WEZ und im Schweißgut nahe der Schmelzlinie. Kennzeichen dieser Bruchflächen war bei allen Stählen die Verformungsarmut.

Bei allen Stählen, die unter Kaltrißbedingungen geprüft wurden, d. h. mit Nennspannungen kleiner als deren Kerbzugfestigkeit, wurden duktile und verformungsarme Bruchflächenanteile gefunden. Bei den wasservergüteten Stählen, StE 690 des CrMoZr-Typs und StE 460 des MoNi-Typs, waren die verformungsarmen Bruchflächenanteile transkristallin. Bei den normalisierten Stählen, StE 500 und StE 460 des NiV-Typs und StE 460 des TiNi-Typs, waren diese Bruchflächenanteile vorwiegend interkristallin. Eine Zwischenstellung nimmt der St 52-3 ein. Bei ihm waren die verformungsarmen Bruchflächenanteile vorwiegend transkristallin mit kurzen interkristallinen Brüchen. Hiernach ist das Charakteristikum wasserstoffbeeinflusster Kaltrisse die Verformungsarmut. Dabei können auch solche Bruchflächenanteile entstehen, wie sie bisher in der Literatur allein dem Sprödbbruch bei tiefen Temperaturen zugeschrieben werden. Neben solchen Bruchflächenbereichen liegen stets auch Bereiche stärkerer plastischer Verformung. Diese Ergebnisse bestätigen die Theorie von ORIANI und anderer Forscher zur Bildung wasserstoffbeeinflusster Kaltrisse.

6. Literaturverzeichnis

- [1] Adrian, H.: Welche Stähle schweißen wir morgen? Bänder, Bleche, Rohre, Nr. 5, 1977, S. 189/194
- [2] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr: Untersuchungen zur wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung niedriglegierter höherfester Feinkornbaustähle. VGB-Konferenz „Forschung in der Kraftwerkstechnik 1980“ Essen, 21./22. 5. 1980
- [3] Persönliche Mitteilung der Firma Borsig Berlin
- [4] Schönherr, W.: Über die Eignung der Werkstoffe zum Schweißen und thermischen Trennen. Schweißen und Schneiden, 23. Jg. (1971), H. 11, S. 441/442
- [5] Soete, W.: Probleme beim Schweißen und Spannungsarmglühen von Stählen. Schweißtechnik Wien, 28. Jg. (1974), Nr. 8, S. 153/156
- [6] Million, A.: Stand der Kenntnisse über die Kaltrißbildung und die Beurteilung der Kaltrißanfälligkeit. DVS-Berichte, Bd. 64 (1980), S. 9/13, Düsseldorf 1980
- [7] Coe, F. R.: Welding steels without hydrogen cracking. The Welding Institute, Abington, 1973

- [8] von der Linden, H., W. Schönherr:
Compilation of cold cracking tests.
IIW-Doc. IX-752-71
- [9] Granjon, H.:
The implant method for studying the weldability of high strength steels.
Metal Construction and British Welding Journal, Bd. 1 (1969), H. 11, S. 509/515
- [10] Commission IX (Chairman: H. Granjon):
Recommendation for the use of implant test as a complementary information test on the cold cracking susceptibility during the welding of steels.
IIS/IIW-Doc. IX 830-73
- [11] Caplan, J. S., E. Landermann:
Preventing hydrogen induced cracking after welding of pressure vessel steels by use of low temperature postweld heat treatments.
WRC Bulletin, Nr. 216 (1976), S. 1/23
- [12] Matsui, S., M. Inagaki:
Recent trend of research on cold cracking with the implant test in Japan.
IIW Doc. IX-970-76
- [13] Suzuki, H.:
Cold cracking and its prevention in steel welding.
IIW Doc. IX-1074-78
- [14] Suzuki, H.:
Cold cracking and its prevention in steel welding (report 2, root cracking).
IIW Doc. IX-1110-79
- [15] Jürgens, V.:
Beitrag zur Deutung der Rißentstehung bei verzögerten Brüchen im Schweißgut von Verbindungsschweißungen höherfester Stähle.
Dr.-Ing. Dissertation, Braunschweig, Technische Universität, Fakultät für Maschinenbau, 1976
- [16] Troiano, A. R.:
The role of hydrogen and other interstitials on the mechanical behaviour of metals.
Transactions of the American Society for Metals, Bd. 52 (1960), S. 54/80
- [17] Oriani, R. A.:
A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels.
Berichte der Bunsen-Gesellschaft, Bd. 76 (1972), Nr. 8, S. 848/857
- [18] Oriani, R. A., P. H. Josephic:
Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen assisted cracking of steel.
Acta Metallurgica, Bd. 25 (1977), S. 979/988
- [19] Matsuda, F. et al.:
Fractographic investigation on root crack in TRC-test of welded zone (II).
Transactions of JWRI, Bd. 6, 1977, S. 59/73
- [20] Kikuta, Y., T. Araki, T. Kuroda:
Analysis of fracture morphology of hydrogen-assisted cracking in steel and its welds.
Fractography in Failure Analysis, ASTMSTP 645, B. M. Strauss and W. H. Cullen Eds., American Society for Testing and Materials, 1978, S. 107/127
- [21] Savage, W. F., E. F. Nippes, Y. Tokunaga:
Hydrogen induced cracking in HY-130 steel weldments.
Welding Research, Beilage zum Welding Journal, Bd. 57 (1978), H. 5, S. 118_S/126_S
- [22] Lunarska, E.:
The effect of stress state on the hydrogen induced cracking in iron.
Acta Metallurgica, Bd. 26 (1978), S. 1805/1813
- [23] Evans, G. M., N. Christensen:
Correlation of microstructure with HAZ embrittlement.
SINTEF Progress report, Project No.: B2895 340424, Trondheim, 6. Sept. 1972
- [24] Tentative procedure for the determination of hydrogen in mild and low-alloy steel weld metal.
IIW Doc. 315-68
- [25] Chapeau, W. E.:
A practical method for the predetermination of arc welding conditions in view of preventing cold cracking.
Abstracts of the third international symposium of the Japan Welding Society, Sept. 1978, Tokyo, S. 391/396
- [26] Tanaka, J., T. Kitada, S. Kosuge, S. Miyata:
Appraisal of girth weld cold cracking susceptibility of line pipe steels by implant-test.
Abstracts of the third international symposium of the Japan Welding Society, Sept. 1978, Tokyo, S. 385/390
- [27] Ito, Y., K. Bessyo:
A prediction of welding procedure to avoid heat affected zone cracking.
IIW Doc. IX-631-69
- [28] Inagaki, M., K. Satoh, S. Matsui, Y. Ohkuma:
Application of implant-test on cold cracking.
IIW Doc. IX-1078-78
- [29] Karppi, R.:
HAZ hardness and carbon equivalents predicting the implant fracture strength.
IIW Doc. IX-1102-78
- [30] Hirai, Y., S. Minakawa, J. Tsuboi:
Effects of sulphur on hydrogen-assisted weld cracking in Al-killed steel plates.
IIW Doc. IX-1160-80
- [31] Koivula, J.:
The effects of GMA-welding parameters and alloying elements on the hydrogen induced cracking in low carbon Cr-steel.
IIW Doc. IX-1109-79
- [32] Karppi, R.:
Effect of hydrogen content, preheat temperature and cooling conditions on cold cracking of some heat resisting steels.
IIW Doc. 1103-78, IIW Doc. IIA-472-79
- [33] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Der Wasserstoffgehalt von Schweißzusatz- und -hilfsstoffen.
Stahl und Eisen, Bd. 99 (1979), Nr. 17, S. 944/947
- [34] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Aufnahme und Abgabe von Wasserstoff im Lichtbogenbereich beim Schweißen.
Stahl und Eisen, Bd. 99 (1979), Nr. 20, S. 1114/1117
- [35] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Wasserstoff im Schweißgut und der Wärmeeinflusszone.
Stahl und Eisen, Bd. 99 (1979), Nr. 22, S. 1260/1265
- [36] Schröder, G., J. Ruge:
Untersuchung der Möglichkeiten zur Beeinflussung des Feuchtigkeitsgehaltes basisch umhüllter Schweißelektroden sowie des Zusammenhanges zwischen der Feuchtigkeitsaufnahme der Schweißelektroden und dem diffusiblen Wasserstoffgehalt im Schweißgut.

Teil I der Teilaufgabe II, Untersuchungen zum Kaltrißverhalten, des Forschungsvorhabens der EGKS, Untersuchungen an hochfesten schweißbaren Stählen für Bleche mittlerer Dicke.

Dok.Nr. 6210-KH/1/101(F6/F10.1/74), Düsseldorf, Juni 1979

- [37] Wilken, K.:
Aussagefähigkeit von Warmrißprüfverfahren für die Warmrißsicherheit von geschweißten Bauteilen.
Chemie-Ingenieur-Technik, 44. Jg. (1972), H. 12, S. 777 bis 783
- [38] Granjon, H.:
Information on cracking tests.
IIW Doc. 93-62, Welding in the World, Bd. 11 (1963), Nr. 2, S. 58/91
- [39] Evans, G. M., N. Christensen:
Correlation of the C.T.S.-test with the implant test.
SINTEF Progress Report, Project No.: B2895 340424, Mai 1971
- [40] Graville, B. A.:
Effect of fit up on heat-affected-zone cold cracking.
British Welding Journal, Bd. 15 (1968), Nr. 4, S. 183/190
- [41] Bailey, N.:
The establishment of safe welding procedure for steels.
Welding Research, Supplement to the Welding Journal, Bd. 51 (1972), Nr. 4, S. 169_S/177_S
- [42] Hewitt, J., J. D. Murray:
Effect of sulphur on the production and fabrication of carbon-manganese steel forgings.
British Welding Journal, Bd. 15 (1968), Nr. 4, S. 151/158
- [43] Campbell, W. P.:
Effect of aluminium on HAZ cold cracking in C-Mn steels.
Welding Journal, Bd. 54 (1975), Nr. 5, S. 154_S/161_S
- [44] Campbell, W. P.:
Experiences with HAZ cold cracking tests on a C-Mn structural steel.
Welding Journal, Bd. 55 (1976), Nr. 5, S. 135_S/143_S
- [45] Avatsmark, N. E., G. M. Evans, N. Christensen:
Correlation of the cruciformtest with the implant test.
SINTEF Progress Report, Project No. B2895 340424, Sept. 1971
- [46] Kihara, H., H. Suzuki, H. Nakamura:
Weld cracking tests of high-strength steels and electrodes.
Welding Journal, Bd. 41 (1962), Nr. 1, S. 36_S/48_S
- [47] Fujita, Y., Y. Takeshi, T. Nomoto:
Studies on restraint intensity of welding.
IIW Doc. X-573-70
- [48] Satoh, K.:
An analytical approach to the problem of restraint intensity in slit weld.
Transactions of JWRI, Bd. 1 (1972), Nr. 1, S. 69/76
- [49] Satoh, K.:
Recent trend on restraint stresses and strains for weld cracking.
Transactions of JWRI, Bd. 1 (1972), Nr. 1, S. 53/68
- [50] Satoh, K., K. Seo, H. Nakajima, M. Toyosada:
Restraint intensity of weld joints in structural elements.
Transactions of JWRI, Bd. 2 (1973), Nr. 1, S. 59/71
- [51] CSW Comittee (Chairman M. Inagaki) Steel Division of the Japan Welding Engineering Society:
Japanese report on cold cracking for subcommission IX F.
IIW Doc. IX-831-73
- [52] Degenkolbe, J., H. Höhne, D. Uwer:
Erfahrungen mit der Kaltrißprüfung von Baustählen.
DVS-Berichte, Bd. 64 (1980), S. 69/79, Düsseldorf 1980
- [53] Düren, C., J. Grönsfeld:
Beurteilung der Kaltrißsicherheit von Feinkornbaustählen im Implant- und Tekken-Test.
DVS-Berichte, Bd. 64 (1980), S. 80/87, Düsseldorf 1980
- [54] Fujii, T.:
On the prevention of hydrogen-induced weld cracking in steel weldments.
IIW Doc. IX-876-74
- [55] Matsui, S., Y. Ohkuma, H. Hasegawa, K. Satoh, M. Inagaki, S. Akashi, Y. Kuriyama, T. Godai, Y. Ideguchi:
Weld cracking susceptibility in various groove shapes.
IIW Doc. IX-1048-77
- [56] International Institute of Welding:
Guide to the welding of C-Mn steels and C-Mn microalloyed steels.
IIW Doc. 382-71, S. 35
- [57] Graville, B. A., M. Mcparlan:
Weld metal cold cracking.
Metal Construction and British Welding Journal, Bd. 6 (1974), Nr. 2, S. 62/63
- [58] Kume, R., H. Okabayashi, T. Naiki:
Effect of pre- and post-heating on weld cracking of low alloy steels.
Transactions of the Japan Welding Society, Bd. 5 (1974), Nr. 2, S. 62/71
- [59] Inagaki, M., J. Nishikawa, Y. Muramatsu, H. Nakamura:
The delayed cracking test with a C-type variable restraint.
Transactions of National Research Institute for Metals, Bd. 15 (1973), Nr. 1, S. 36/44
- [60] Nakamura, H., M. Inagaki, Y. Mitani:
Cold cracking in multilayer welds of low-alloy high-strength steel.
Welding Journal, Bd. 47 (1968), Nr. 1, S. 35_S/46_S
- [61] Satoh, K., K. Terai, S. Yamada, T. Nagano, H. Matsumara:
Study on weld cracking in multiple pass welds of high-strength steel.
IIW Doc. IX-678-70
- [62] Satoh, K., S. Matsui, K. Horikawa, O. Tagaki, K. Terai, S. Yamada, Y. Ohkuma:
Correlation of the Implant-test with the RRC- and TRC-tests.
Transactions of the Japan Welding Society, Bd. 6 (1975), Nr. 1, S. 31/41
- [63] Satoh, K., K. Terai, S. Yamada, S. Matsui, Y. Ohkuma, T. Kinoshita:
Theoretical study on transient restraint stress in multi-pass welding.
Transactions of the Japan Welding Society, Bd. 6 (1975), Nr. 1, S. 42/52
- [64] Matsuda, F., H. Nagakawa, K. Shinozaki, H. Kihara, S. Yamada, Y. Iwamura, Y. Ohkuma, J. Shimoyama:
Fractographic investigation on root crack in the TRC-test of HY-130 steel.
Transactions of JWRI, Bd. 6 (1977), Nr. 2, S. 59/73
- [65] Watanabe, K., S. Kirihiro, T. Onuma, R. Satoh:
Studies of delayed crack in welds of high-strength steel.
IIW Doc. IX-920-75
- [66] Fickers, A. T.:
Influence of external restraint on cold cracking.
Metal Construction and British Welding Journal, Bd. 6 (1964), Nr. 6, S. 188/193

- [67] Kasatkin, B. S., V. V. Volkov:
Procedure for evaluating the strength of welded joints by delayed fracture tests.
Automatic Welding, Bd. 29 (1976), Nr. 6, S. 23/25
- [68] Schönherr, W., V. Neumann:
Zur Aussagefähigkeit des Implantversuchs.
Oelikon Schweißmitteilungen Nr. 89 (1979), S. 10/16
- [69] Makarov, E. L., V. F. Chaburkin, L. S. Livshits, A. S. Rakhmanov:
Selection of a welding technology ensuring resistance of welded joints to the formation of cold cracks.
Welding Production, Bd. 19 (1972), Nr. 8, S. 49/53
- [70] Makarov, E. L., et al.:
Influence of alloying elements on the resistance of high-strength weld metal cold cracking.
Welding Production, Bd. 22 (1975), Nr. 4, S. 13/16
- [71] Granjon, H., S. Debiez:
Contribution à l'étude de fissuration à froid dans les soudures sur acier par la méthode des implants.
IIW Doc. IX-559-67
- [72] Evans, G. M., T. Simonsen, B. Augland, N. Christensen:
Implant weldability testing of carbon manganese steels.
IIW Doc. IX-698-70
- [73] Evans, G. M., N. Christensen:
Implant testing — effect of steel composition and hydrogen level.
SINTEF Progress Report, Project No.: B2895 340424, 20. Oct. 1970, IIW Doc. II-A-274-70
- [74] Evans, G. M., N. Christensen:
Implant testing based on delayed fracture.
IIW Doc. IX 824-73
- [75] Christensen, N.:
Weldability testing by implant method.
IIW Doc. IX-983-76
- [76] Bouverot, R.:
Essais de soudabilité par implants effectués au Laboratoire de la Société Babcock-Atlantique.
IIW Doc. IX-759-71
- [77] Sawhill, J. M., A. W. Dix, W. F. Savage:
Modified implant test for studying delayed cracking.
Welding Journal, Bd. 53 (1974), Nr. 12, S. 554_s/559_s
- [78] Neumann, V.:
Erfahrungen mit dem Implantversuch zum Bewerten der Kaltrißneigung von Baustählen.
Schweißen und Schneiden, 28. Jg. (1976), Nr. 12, S. 467/469
- [79] IL Committee (Chairman: M. Inagaki), Steel Division of the Japan Welding Engineering Society:
Effects of testing parameters and standardization of Implant cracking test in Japan.
IIW Doc. IX-1151-80
- [80] Granjon, H., S. Debiez, R. Gaillard:
Implant method of the Institut de Soudre.
Metal Construction and British Welding Journal, Bd. 5 (1973), No. 10, S. 384/389
- [81] Hart, P., F. Watkinson:
Development and use of the implant cracking test.
Welding Journal, Bd. 51 (1972), Nr. 7, S. 349_s/357_s
- [82] Bragard, A., M. Caubo, F. Marquet, L. Romanini:
Application of implant test for determining susceptibility to cold cracking during welding of high strength steels.
C.R.M. Metallurgical Reports, No. 39, Juni 1974, S. 37/49
- [83] Granjon, H., S. Debiez:
Study of the weldability of steels by means of the implant method.
Conference in Brussels-Westinghouse Research Laboratory, 29 and 30 January 1974
- [84] Hart, H. M., E. Watkinson:
Weld metal implant tests ranks Cr-Mo hydrogen cracking resistance.
Welding Journal, Bd. 54 (1975), Nr. 9, S. 288_s/295_s
- [85] Sawhill, H. M.:
Welding of HSLA pipeline steels.
Welding Design and Fabrication, Bd. 50 (1977), Nr. 8, S. 64/67, No. 9, S. 96/100
- [86] Granjon, H.:
Survey of cracking tests.
Welding in the World, Bd. 17 (1979), Nr. 3/4, S. 81/90
- [87] Satoh, K., T. Terasaki, O. Tagaki:
Proposal of displacement-controlled implant test and its application to cold cracking in actual welded joint.
IIW Doc. IX-1030-77
- [88] Satoh, K.:
Correlation of implant and RRC-test results based upon local stresses.
IIW Doc. IX-1075-78
- [89] Neumann, V., W. Schönherr:
Die Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung zweier höherfester niedriglegierter Baustähle.
DVS-Berichte, Bd. 52 (1978), S. 173/178, Düsseldorf 1978
- [90] Neumann, V., W. Schönherr:
Die Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung zweier höherfester niedriglegierter Baustähle — bewertet im Implantversuch.
Kolloquium „Schweißen in der Kerntechnik“, Hamburg, Nov. 1978
- [91] Karppi, R.:
Comments on the implant testing procedure.
IIW Doc. IX-1101-78
- [92] a) Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Ein Beitrag zur Durchführung und Auswertung von Implantversuchen.
Diskussionsbeitrag auf der Großen Schweißtechnischen Tagung 1979, Hamburg 4./5. 10. 1979
b) Neumann, V., W. Florian:
Ein Beitrag zur Durchführung und Auswertung von Implantversuchen.
Schweißen und Schneiden, 32. Jg. (1980), S. 383/387
- [93] Christensen, N.:
Schweißbarkeitsprüfung mit dem Implantverfahren.
DVS-Berichte, Bd. 64, S. 51/55, Düsseldorf 1980
- [94] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Die Bewertung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung mit der Implant-, TRC- und Lehigh-Probe.
DVS-Berichte, Bd. 64, S. 56/62, Düsseldorf 1980
- [95] Bragard, A., F. Marquet:
Erfahrung des C.R.M. auf dem Gebiet der Bewertung der Kaltrißempfindlichkeit von Stahl.
DVS-Berichte, Bd. 64, S. 63/68, Düsseldorf 1980
- [96] Kikuta, Y., T. Araki:
Mikroskopische redistributionsverhaltens von wasserstoff und bruchmorphologie von HAZ kaltbrüchen in hochfestem stahl.
IIW Doc. IX-1165-80

- [97] Harasawa, H., P. H. M. Hart:
A preliminary evaluation of the effect of restraint on HAZ cold cracking of butt welds in three C-Mn steels.
Welding Research International, Bd. 8 (1978), Nr. 2, S. 129/141
- [98] Urednicek, M.:
Fracture mechanics approach to hydrogen-induced embrittlement of high-strength steels.
The Metallurgical Society of CIM, Annual Volume 1978, S. 63/67
- [99] Neumann, V., W. Florian, W. Schönherr:
Untersuchungen zur wasserstoffbeeinflussten Kalttrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle.
VGB Kraftwerkstechnik, demnächst
- [100] Neumann, V., W. Florian:
Maßnahmen zur Verminderung des Wasserstoffgehaltes von Schweißgütern.
Kolloquium „Schweißen in der Kerntechnik“, Hamburg, Nov. 1978, DVS-Berichte, Bd. 52 (1978), S. 217/223, Düsseldorf 1978
- [101] Köhler, G., H. Rognitz:
Maschinenteile, Teil 1.
2. Auflage, 1962, B. G. Teubner Verlagsgesellschaft, Stuttgart, S. 172
- [102] Granjon, H. R. Gaillard:
Comminiqué technique, possibilités d'emploi d'échantillons réduits pour l'étude du curcissement et de la structure sous cordons de soudure sur acier.
IIW Doc. IX-465-65
- [103] Uwer, D., J. Degenkolbe:
Temperaturzyklen beim Lichtbogenschweißen — Berechnung von Abkühlzeiten.
Schweißen und Schneiden, 24. Jg. (1972), H. 12, S. 485/489
- [104] Prinz, N., W. Florian, V. Neumann:
Schallemissionsanalyse am Implantversuch.
SEA Kolloquium, Dortmund, 3. 10. 1979
- [105] Recommended procedure for the determination of total water contents of electrode coatings by combustion (potential hydrogen content).
IIW Doc. 314-68
- [106] ISO 3690-1977
Welding; determination of hydrogen in deposited weld metal arising from the use of covered electrodes for welding mild and low alloy steels.
- [107] DIN 8572, Teil 1, Entwurf Juli 1979:
Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs im Schweißgut, Lichtbogenhandschweißen.
- [108] Study on the determination method of diffusible hydrogen content.
IIW Doc. II-685-73
- [109] Evans, G. M., H. Baach:
Der Wasserstoffgehalt von Schweißgütern in Abhängigkeit vom Schweißverfahren.
Journal de la Soudure, Zeitschrift für Schweißtechnik, Nr. 7 (1975), S. 93/101
- [110] DIN 8572, Teil 2, Entwurf Juli 1979:
Bestimmung des diffusiblen Wasserstoffs im Schweißgut, Unterpulverschweißen.
- [111] Fischer, W., W. Förster, R. Zimmermann:
Gasbestimmung in Eisen und Stahl.
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1968
- [112] Coe, F. R., F. Weldl, Z. Chano:
Hydrogen distribution and removal for a single bead weld during cooling.
Welding Research International, Bd. 5 (1975), Nr. 1, S. 33/90
- [113] Thum, A., C. Petersen, O. Svensson:
Verformung, Spannung und Kerbwirkung. Eine Einführung.
VDI Verlag GmbH Düsseldorf, 1960
- [114] Dietmann, H.:
Einfluß des Spannungszustandes auf das Festigkeitsverhalten gekerbter Zugstäbe aus Stahl.
Dr.-Ing.-Dissertation, TH Stuttgart, Stuttgart 1964
- [115] Wellinger, K., H. Dietmann:
Festigkeitsberechnung, Grundlagen und technische Anwendung.
Alfred Kröner Verlag Stuttgart, Stuttgart 1969
- [116] Kleistner, H., M. Omar, N. Reuter, W. Schmalenberg, K. Wilken:
Messungen von Schweißeigenspannungen an unterpulverschweißten Viellagenschweißnähten des Stahls StE 460.
DVS-Berichte, Bd. 64 (1980), S. 28/34, Düsseldorf 1980
- [117] Liebrich, M.:
Kerbpfindlichkeit von Stählen im Gebiet der Zeitfestigkeit.
Dr.-Ing.-Dissertation, TH Stuttgart, Stuttgart 1968
- [118] Vibrans, G.:
Beitrag zur Löslichkeit und Diffusion von Wasserstoff im Stahl.
Archiv für das Eisenhüttenwesen, 32. Jg. (1961), H. 10, S. 667/673
- [119] Lange, G., W. Hofmann:
Zusammenhang zwischen Wasserstoffaufnahme und Porigkeit von Eisen.
Archiv für das Eisenhüttenwesen, 37. Jg. (1966), H. 5, S. 391/397
- [120] Lange, G.:
Der Einfluß von Poren auf die Effusion von Wasserstoff aus Eisen bei Raumtemperatur.
Archiv für das Eisenhüttenwesen, 40. Jg. (1969), H. 8, S. 635/639
- [121] Krahl, A.:
Wasserstoffeffusion aus Stahlschweißgut; Messungen an Schweißgutproben von Nacktdrahtelektroden.
Schweißen und Schneiden, 22. Jg. (1970), H. 1, S. 25/28
- [122] Rose, A., H. Hougardy:
Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Bd. 2, S. 269/287, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1972

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern
von Dr.-Ing. Götz Andrae

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 Sprödbruchverhalten 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-Newtonschem 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 Sprödbruchverhalten 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. Holzlöhner

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 Andrae 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 Farbmeterik 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 Stereomeßtechnik. 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