

DIPLOMARBEIT

VON

Scherwan Suleiman

**IMPLANT-Tests zur Untersuchung der Kaltrissanfälligkeit
eines hochfesten vergüteten Stahles
beim MAG-Schweißen mit Superduplex-Fülldraht**

AUS DER STUDIENRICHTUNG

Wirtschaftsingenieurwesen-Maschinenbau, Produktionstechnik F747

AUSGEFÜHRT AM

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch

BETREUT VON

Dipl.-Ing. Dr. techn. Rudolf Vallant

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtlich und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Graz, am.....

.....
(Unterschrift)

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt folgenden Personen, welche mir meine Diplomarbeit ermöglicht und zum erfolgreichen Abschluss dieser beigetragen haben:

Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Priv.-Doz. Christof Sommitsch, Em.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Horst Cerjak und Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn. Norbert Enzinger.

Besonders möchte ich mich bei Herrn Dr. Rudolf Vallant für die ausgezeichnete Betreuung bedanken und dafür, dass er mich jeder Zeit mit Rat und Tat unterstützt hat.

Weiteres bedanke ich mich beim gesamten Laborpersonal des Instituts für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für all die praktische Unterstützung.

Scherwan Suleiman

Kurzfassung

Mit der Entwicklung immer hochfesterer, thermomechanisch hergestellter, martensitischer und bainitischer Stähle ergibt sich auch der Bedarf nach festeren Schweißgütern. Im Rahmen des JOIN-Projektes A.7 „Entwicklung eines hochlegierten Metallpulverfülldrahts für die Verbindung hochfester Stähle“ wurde ein hochfester überlegierter Superduplex-Fülldraht (HSDX-MC Ma40) entwickelt, der deutlich höhere Festigkeit als das Legierungskonzept des 18/8Mn-Austeniten (A7-MC) aufweist und zum artfremden Schweißen von hochfestem TM-Stahl ArmoX[®] 500T ohne Vorwärmung untersucht wurde. Diese höhere Festigkeit basiert auf dem austenitisch-ferritischen Schweißgut, dessen optimale Zusammensetzung sich durch die Aufmischung mit dem martensitischen Stahl ergibt.

Mit Hilfe des Implant-Tests wurde die kritische Spannung für das Auftreten wasserstoffinduzierter Kaltrisse ermittelt. Hierbei wurde beim HSDX-MC Ma40 mit dem 97,5 Ar/2,5 CO₂% Schutzgas, sowie mit dem Ar-18% CO₂-5% H₂ Schutzgas geschweißt, um den Wasserstoffgehalt im Gefüge bewusst zu erhöhen. Bei beiden Schweißungen hat sich der Bruch stets in der Grobkornzone des martensitischen Grundwerkstoffs eingestellt. Beim hohen Wasserstoffgehalt (5% im Gas) ist die kritische Spannung um ca. 40% gesunken. Es konnten bei beiden Schutzgasen die charakteristischen Merkmale eines wasserstoffinduzierten Kaltrisses nachgewiesen werden.

Ergänzend wurden die Ergebnisse der Untersuchungen der Kaltrissanfälligkeit eines artgleich, mit Massivdraht X96-IG geschweißten, bainitischen TM-Stahls S700 MC bei unterschiedlichen Vorwärmtemperaturen und Streckenenergien zu Vergleichszwecken herangezogen. Zur Vermeidung von wasserstoffinduzierten Kaltrissen müssen hierbei Vorwärmtemperaturen von mindestens 100 °C bei Standard-Gas Ar-2,5% CO₂ bzw. 140 °C bei Ar-18% CO₂-5% H₂ aufgebracht werden.

Abstract

With the development of high-strength thermo-mechanical martensitic and bainitic steel, there is an increased need for high strength weld metal. Within the scope of the JOIN Project A.7 “Development of high alloy metal powder filling wire for the joining of high strength steel” a high-strength, high-alloy super-duplex filler wire (HSDX-MC Ma40) was developed, which had a higher strength than the alloy concept of 18/8 Mn-austenite. This HSDX-MC Ma40 dissimilar weld metal should be investigated for dissimilar welding of high strength thermo-mechanical armox[®] 500T steel. The good mechanical properties originate from the austenitic-ferritic weld metal. Its optimum composition is a consequence of the dilution with the martensitic steel.

The critical stress, that caused hydrogen induced cracking (HIC), was determined by the implant test. In the case of using the high-strength, high-alloy super-duplex filler wire (HSDX-MC Ma40), two hydrogen levels were adjusted by using two shielding gases: the 97,5 Ar/2,5 CO₂% and Ar-18% CO₂-5% H₂. The fracture steadily occurred in the coarse grain zone of the martensitic base metal. By using the shielding gas Ar 18CO₂ -5% H₂, the critical implant stress was decreased by 40%.

In addition, results of an investigation of the susceptibility of a bainitic steel S700 MC to hydrogen induced cracking (HIC) by welding with similar weld metal (X96-IC) was used for comparison. Therefore different preheating temperatures and different heat input per unit length were used. In order to avoid the hydrogen induced cracking (HIC), the preheating temperature must be at least 100 °C, if using the shield gas Ar-2,5% CO₂, and 140 °C, if using Ar-18CO₂-5% H₂.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Aufgabenstellung	2
3	Grundlagen.....	2
3.1	Einflüsse auf die Kaltrissneigung	2
3.1.1	Wirkung des Wasserstoffs und Mechanismen der Wasserstoffversprödung	3
3.1.1.1	Wasserstoffdiffusion	3
3.1.1.2	Drucktheorie	6
3.1.1.3	Adsorptionstheorie	7
3.1.1.4	Dekohäsionstheorie	7
3.1.1.5	Wasserstofflöslichkeit	8
3.1.1.6	Methoden zur Bestimmung von diffusiblem Wasserstoff	10
3.1.2	Einfluss des Härtegefüges	17
3.1.3	Einfluss der Spannungen	19
3.1.4	Kerbwirkung und Kerbzugfestigkeit	19
3.1.5	Erscheinungsbild der Kaltrisse	21
3.1.6	Bruchmechanismen und Brucharten	25
3.1.6.1	Duktiler Bruch	25
3.1.6.2	Spaltbruch	26
3.2	Schweißverfahren (MAG)	29
3.2.1	Verfahrensprinzip	29
3.2.2	Die MAG-Schweißanlage	29
3.3	Kaltrissprüfverfahren /1/	31
3.3.1	Selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren	31

3.3.2	Fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren	33
3.3.2.1	Implant-Test	33
3.4	Ergebnisdarstellung der Implant-Versuche	34
3.5	Versuchsmaterialien	36
3.5.1	Grundwerkstoff Armox [®] 500T	38
3.5.2	Grundwerkstoff S900 M	39
3.5.3	Schweißzusätze	40
4	Praktische Versuchsdurchführung	43
4.1	Implant-Anlage am IWS der TU Graz	43
4.2	Funktionsanalyse der Implant-Anlage//	46
4.2.1	Kraftfluss	46
4.2.2	Belastungseinheit	48
4.2.3	Kupplung	49
4.3	Probenherstellung	51
4.4	Temperaturmessung	52
4.4.1	Praktische Vorgangsweise bei der Aufbringung der Belastung	54
4.5	Aufmischung	56
4.6	Schäfflerdiagramm	57
4.7	Versuchsplanung und Durchführung der Implant-Tests.	59
5	Ergebnisse	60
5.1	Messwertediagramm	61
5.2	Prüfprotokoll	62
5.3	Ergebnisse Armox [®] 500T	63
5.4	Metallographie Armox [®] 500T/HSDX-MC Ma40, A7-MC und Bruchflächenuntersuchungen	67
5.4.1	Implant-Probe 1 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	67

5.4.2	Implant-Probe 2 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	69
5.4.3	Implant-Probe 3 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	70
5.4.4	Implant-Probe 4 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	74
5.4.5	Implant-Probe 5 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	75
5.4.6	Implant-Probe 6 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	76
5.4.7	Implant-Probe 7 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	77
5.4.8	Implant-Probe 8 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon [®] 2	78
5.4.9	Implant-Probe 9 (Bruch) HSDX-MC Ma40 H-optimiert Cronigon [®] 2.....	79
5.4.10	Implant-Probe 10 (Bruch) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon [®] 2.....	80
5.4.11	Implant-Probe 11 (16 h) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon [®] 2.....	81
5.4.12	Implant-Probe 12 (16 h) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon [®] 2.....	82
5.4.13	Implant-Probe 13 (Bruch) A7-MC/Cronigon [®] 2	83
5.4.14	Implant-Probe 14 (Bruch) A7-MC/Cronigon [®] 2.....	84
5.4.15	Implant-Probe 15 (16 h) A7-MC/Cronigon [®] 2	85
5.4.16	Implant-Probe 16 (Bruch) A7-MC/Cronigon [®] 2.....	86
5.4.17	Implant-Probe 17 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon [®] 18+5% H ₂	87
5.4.18	Implant-Probe 18 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon [®] 18+5% H ₂	88
5.4.19	Implant-Probe 19 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon [®] 18+5% H ₂	89
5.4.20	Implant-Probe 20 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon [®] 18+5% H ₂	90
6	Interpretation der Ergebnisse	91
7	Diskussion und Ausblick	93
8	Anhang.....	109

Abkürzungsverzeichnis

D	Diffusionskoeffizient
D_0	Stoffabhängige Größe
GW	Grundwerkstoff
Hd	Diffusibler Wasserstoff [ml/100g]
kfz	Kubischflächenzentriert
krz	Kubischraumzentriert
MAG	Metall Aktiv Gas
REM	Raster Elektronen Mikroskop
SG	Schweißgut
TM-Stahl	Thermomechanisch behandelter Stahl
T_L	Belastungstemperatur [°C]
T_V	Vorwärmtemperatur [°C]
$t_{3/1}$	Abkühlzeit von 300 °C auf 100 °C
$t_{8/5}$ -Zeit	Abkühlzeit von 800 °C auf 500 °C
WEZ	Wärmeeinflusszone

Einleitung

1 Einleitung

/1/

In den letzten Jahren stieg das Interesse der Industrie an der Verwendung niedriglegierter hochfester schweißgeeigneter Feinkornbaustähle ständig an. Speziell in den Sparten moderner Stahlbau sowie im militärischen Bereich. Die Gründe für dieses steigende Interesse sind die enormen Vorteile gegenüber hochlegierten Stählen gleicher Festigkeit, wie etwa das Einsparpotential bezüglich der kostenintensiven Legierungselemente. Die Verwendung solcher Stähle erfordert jedoch die Herstellung von Schweißzusätzen gleicher Festigkeit um die angestrebte Festigkeit nicht nur im Grundmaterial, sondern auch in der Schweißverbindung zu gewährleisten.

Bei der schweißtechnischen Verarbeitung hochfester niedriglegierter Feinkornbaustähle ergeben sich verschiedene Herausforderungen. Denn die bei der Herstellung durch gezielte Wärmebehandlung bewirkten günstigen Eigenschaften können durch weitere thermische Zyklen beim Schweißen nachteilig beeinflusst werden. Die Festigkeit der Verbindung steigt an, die Zähigkeit fällt jedoch ab. Weiters ist eine nachträgliche thermomechanische Behandlung solcher Verbindungen nicht mehr möglich. Aufgrund der Aufhärtung und sinkenden Zähigkeit in der Schweißverbindung steigt die Gefahr des wasserstoffinduzierten Kaltrisses erheblich.

Ein Beispiel für das Versagen von hochfesten Feinkornbaustählen ist der folgenschwere Zwischenfall vom 12. Dezember 2000 im Wasserkraftwerk Cleuson-Dixence (Schweiz), als beim Bruch eines Druckrohres aus hochfestem Stahl in 1234 m Höhe Teile des umgebenden Felsmassivs mitgerissen wurden. Die Gewalt des austretenden Wassers zerstörte mehrere Berghütten und verwüstete etwa hundert Hektar Wälder, Weiden und Obstgärten. Drei Personen kamen durch die Folgen des Unglücks ums Leben.

Aufgabenstellung

2 Aufgabenstellung

Im Rahmen dieser Diplomarbeit soll die Kaltrissanfälligkeit eines hochfesten vergüteten Stahls, des Armox[®] 500T, beim Schweißen mit Schweißzusätzen, einem Superduplex-Fülldraht (HSDX-MC Ma40), einem wasserstoffoptimierten Superduplex-Fülldraht und einem A7-MC, mit Hilfe von Implant-Tests untersucht werden. Dabei wird auf die verwendeten Werkstoffe und den für die Untersuchung herangezogenen Implant-Test in den folgenden Kapiteln genauer eingegangen.

3 Grundlagen

3.1 Einflüsse auf die Kaltrissneigung

/1/

Beim Schweißen hochfester Feinkornbaustähle kann es entweder in der Wärmeeinflusszone oder im Schweißgut zu Kaltrissen kommen. Diese verdanken ihren Namen den relativ geringen Temperaturen, bei denen sie auftreten. Sie ereignen sich nämlich bevorzugt nach dem Abkühlen auf ca. 200 °C unmittelbar nach dem Schweißen oder Stunden sowie Tage danach.

Als Grund für die Kaltrisse wird übereinstimmend eine lokale kritische Kombination der drei Einflussfaktoren Wasserstoffgehalt, Härtegefüge und Spannungen angeführt. (Abbildung 1) Das heißt, Kaltrisse sind ein Zusammenspiel dieser drei Parameter.

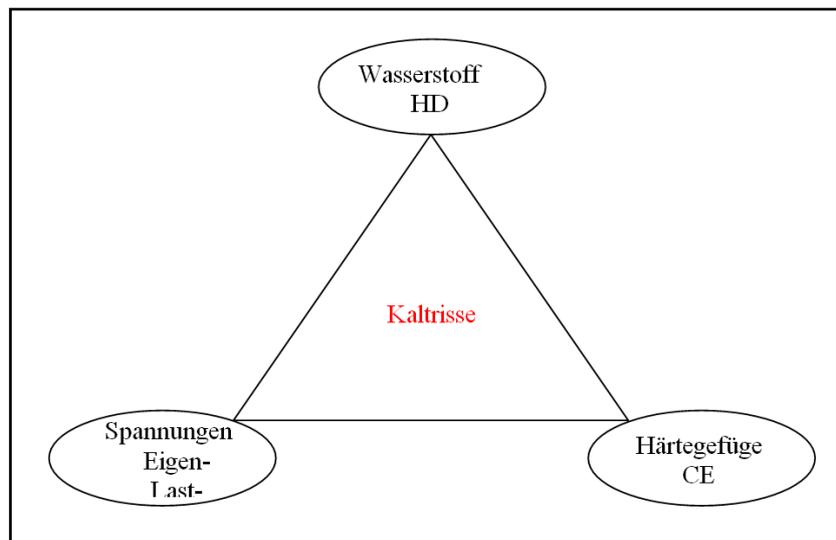


Abbildung 1: Einflussfaktoren auf die Kaltrissneigung /2/

Grundlagen

Die in der *Abbildung 1* dargestellten Parameter werden wie folgt definiert, eine genauere Beschreibung wird jedoch in den nachfolgenden Kapiteln erfolgen.

Wasserstoff: wird durch Schweißzusatz, Schweißhilfsstoffe und durch die Umgebungsfeuchtigkeit über den Lichtbogen eingebracht. Auch die Oberflächenbeschaffenheit des Werkstoffs kann das Wasserstoffangebot beeinflussen. Die Schweißbedingungen bestimmen die Diffusionsmöglichkeit des Wasserstoffs.

Härtegefüge: Die Härte des Gefüges wird von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und von der Abkühlungsgeschwindigkeit bestimmt.

Spannungen: setzen sich aus Eigen- und Lastspannungen zusammen. Die Eigenspannungen resultieren vor allem aus Schrumpfungen. /2/

3.1.1 Wirkung des Wasserstoffs und Mechanismen der Wasserstoffversprödung

3.1.1.1 Wasserstoffdiffusion

Die Prozesse des Wasserstofftransports können in reversiblen Wasserstoffaufnahme-, Wasserstoffdiffusions- und Wasserstoffeffusion zusammengefasst werden. Die Wasserstoffaufnahme erfolgt bei dem verwendeten Lichtbogenschweißprozess über den Lichtbogen in die flüssige Schmelze.

Als Quellen für Wasserstoff kommen feuchte Elektrodenumhüllungen, Pulverfüllungen der Fülldrähte, Schutzgas und die Umgebungsatmosphäre in Betracht.

Die Diffusion des Wasserstoffs innerhalb des Metalls ist der wichtigste Transportprozess, da diese mit dem Auftreten der Kaltrisse zusammenhängt. Der Diffusionsstrom J (*Formel 1*) ist allgemein definiert als die Anzahl der Atome n , die in einer bestimmten Zeit t durch eine normale Fläche A diffundieren. /1/

$$J = \frac{n}{A \cdot t}$$

Formel 1: Diffusionsstrom /3/

n ...Anzahl der Atome

A ...Fläche [m^2]

t ...Zeit [sec]

Grundlagen

In differenzierter Form lautet die Formel für den Diffusionsstrom wie folgt:

$$J = \frac{1}{A} \frac{dn}{dt}$$

Formel 2: Differenzierte Form des Diffusionsstroms /3/

Wenn sich der Diffusionsstrom über die Zeit nicht ändert, spricht man von stationärer Diffusion. Trägt man die Konzentration C über den Ort x , so erhält man den Konzentrationsprofil. Die Steigung des Konzentrationsprofils in einem bestimmten Punkt ergibt den Konzentrationsgradienten.

$$\text{Konzentrationsgradient} = \frac{dc}{dx}$$

Formel 3: Konzentrationsgradient /3/

c ...Konzentration

x ...Diffusionsweg

Nach dem 1.Fick'schen Gesetz ist die Zahl der Atome n , die in einer bestimmten Zeit t durch eine senkrecht zum Diffusionsstrom stehende Fläche A diffundiert, proportional zum örtlichen Konzentrationsgefälle dc/dx :

$$\frac{1}{A} \cdot \frac{dn}{dt} = -D \cdot \frac{dc}{dx}$$

Formel 4:1.Fick'sches Gesetz /3/

D ist der Diffusionskoeffizient, der die Geschwindigkeit des Diffusionsvorgangs beschreibt. Die thermische Abhängigkeit wird durch den folgenden mathematischen Zusammenhang beschrieben.

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{E}{k \cdot T}}$$

Formel 5: Diffusionskoeffizient /3/

D ...Diffusionskoeffizient [$\text{cm}^2 \text{s}^{-1}$]

D_0 ...Diffusionskonstante

T ...Absolute Temperatur [$^{\circ}\text{C}$]

Grundlagen

E...Aktivierungsenergie

k...Boltzmannkonstante

D_0 ist eine stoffabhängige Größe. $\frac{E}{kT}$ ist der Boltzmannfaktor und beschreibt die Wahrscheinlichkeit, mit der ein Teilchen bei Überschreitung einer Aktivierungsenergie E einen Platzwechsel durchführt. T ist die absolute Temperatur und k ist die Boltzmannkonstante.

Die meisten praktischen Diffusionsvorgänge sind instationär. Dabei ist die Konzentration vom Ort als auch von der Zeit abhängig. Das zweite Fick'sche Gesetz beschreibt den instationären Zustand. Es gilt:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial c}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial c}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D \frac{\partial c}{\partial z} \right)$$

Formel 6: 2.Fick'sches Gesetz /3/

Im idealen Gitter existieren, im Gegensatz zum realen Gitter, Bereiche, in denen es zu einer Beschleunigung oder einer Behinderung der Diffusion kommen kann. Diese Effekte werden als „Fallen“ (eng. Trapping) bezeichnet. Auf diese Behinderungseffekte wird in dem letzten Kapitel noch genauer eingegangen.

Die austenitische Gitterstruktur (kfz) hat, aufgrund der größeren Gitterlücken, eine größere Wasserstofflöslichkeit als die ferritische Gitterstruktur (krz). Die Diffusionsfähigkeit verhält sich jedoch umgekehrt. Der Grund dafür ist die dichte Packung des austenitischen Gitters im Vergleich zum ferritischen Gitter.

Der im Schweißgut in übersättigter Lösung vorhandene atomare Wasserstoff diffundiert über die Schmelzlinie in den Grundwerkstoff hinein. Wenn dem Wasserstoff nicht genügend Zeit gegeben wird aus dem Gefüge herauszudiffundieren, kann der verbleibende Wasserstoff den Stahl negativ beeinflussen bzw. verspröden. Auf ihrem Diffusionsweg stoßen die Wasserstoffatome auf eine Anzahl von Behinderungen (z.B. Poren, Einschlüsse, Korngrenzen), die für den atomaren Wasserstoff wie „Fallen“ wirken, weil sich die eingedrungenen Atome zu nicht diffusionsfähigen Molekülen verbinden. Dieser Effekt, der einen schwächenden Einfluss auf den Diffusionsstrom hat, wird OKKLUSION genannt ^{4/}.

Abbildung 2 zeigt eine Auswahl von Parametern in einem wasserstoffproduzierenden Werkstoff/Medium-System, deren Einfluss auf Teilschritte der Wasserstoffversprödung in

Grundlagen

Experimenten nachgewiesen werden konnte. Als mögliche Quellen für externen Wasserstoff dienen neben gasförmigem Wasserstoff, das Schweißen unter Schutzgas, das Galvanisieren von Metalloberflächen oder das Säubern in Säurebädern. H₂S-haltige Medien stellen zum Beispiel eine Gefahr für die Lebensdauer von Bauteilen dar, da sie den Wasserstoffeintritt an der Grenzschicht zum Werkstoff stark erhöhen können. Die Wasserstoffaufnahme ist somit als Grenzschichtphänomen der einzige der drei oben genannten Teilschritte, der sowohl vom Medium als auch vom verwendeten Werkstoff abhängig ist./5/

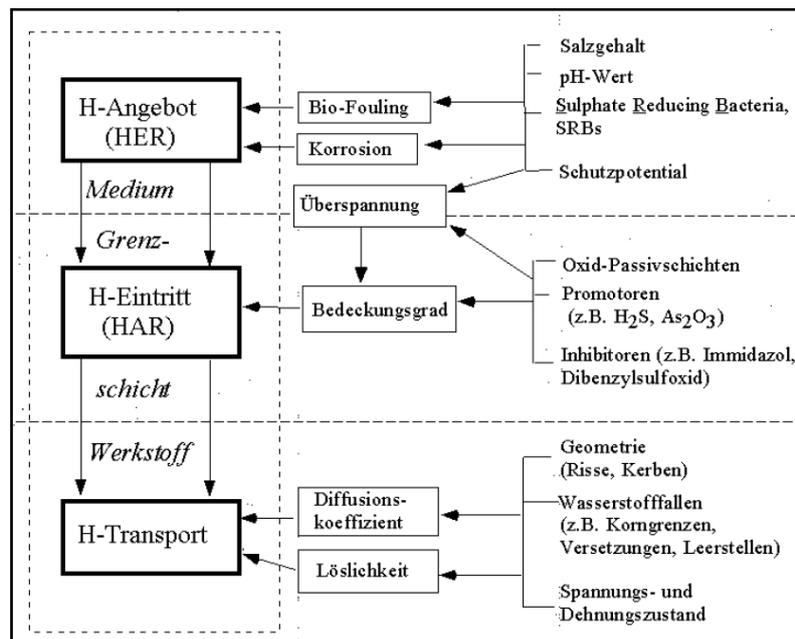


Abbildung 2: Schematische Darstellung einiger möglicher Einflussgrößen in einem Werkstoff/Medium-Paar ^{5/}

3.1.1.2 Drucktheorie

Die Drucktheorie gibt eine Erklärung für die Rissbildung in hohlraumbehafteten Bauteilen. Nach dieser Theorie rekombiniert der atomar gelöste Wasserstoff an inneren Oberflächen, z.B. Poren, zu molekularem Wasserstoff. Da dieser nicht mehr diffusionsfähig ist, bleibt er am Ort seiner Entstehung unter hohem Druck zurück. Wirken nun durch den Betrieb Lastspannungen, so überlagern sich diese mit den vom Wasserstoff verursachten Druckspannungen und können dann die Trennfestigkeit des Werkstoffs herabsetzen.

Im Gegensatz zu den hier betrachteten Eisenwerkstoffen kann Wasserstoff in bestimmten Metalllegierungen wie Titan oder Magnesium heterogene Metallwasserstoffverbindung bilden. Diese werden Metallhybride genannt./1/

Grundlagen

Eine reversible Wasserstoffversprödung kann mit der Drucktheorie jedoch nicht erklärt werden. /1/

3.1.1.3 Adsorptionstheorie

Grundidee dieses von Petch entwickelten Modells ist, dass durch die Adsorption atomaren Wasserstoffs die Oberflächenenergie an der Risspitze herabgesetzt wird. Da in rein elastischen Werkstoffen Energie zur Bildung neuer Oberflächen aufgewendet werden muss, wird durch die Reduzierung der Oberflächenenergie die für den Rissfortschritt erforderliche Spannung vermindert.

Engel und Speidel folgen der Annahme, dass sich ein Riss dann instabil ausbreitet, wenn die bei seinem Wachstum freiwerdende elastische Spannungsenergie gleich oder größer wird als die Zunahme der Oberflächenenergie der entstehenden Risswände. /1/

3.1.1.4 Dekohäsionstheorie

Die Theorie von Troiano besagt, dass durch die Aufnahme von Wasserstoff an der Oberfläche eines Risses die für die Risseinleitung und oder den Rissfortschritt notwendige Energie herabgesetzt wird.

Daraus hat Oriani, ausgehend von Troiano`s Theorie, die Theorie über die Verminderung der Kohäsionskräfte zwischen den Atomen durch Wasserstoff entwickelt. Es wird davon ausgegangen, dass die Konzentration von Wasserstoff im, infolge von Spannungen aufgeweiteten, Gitter erhöht wird. Diese Erhöhung führt zu einer Verminderung der Kohäsionskräfte zwischen den Eisenatomen.

Ein beliebter Ort für die Schädigung des Wasserstoffs befindet sich zwischen den Korngrenzen und den Phasengrenzen, die wie "Fallen" auf den Wasserstoff wirken. Der Riss durchläuft ausgehend von der Risspitze das Gebiet der kritischen Wasserstoffkonzentration schnell und versetzungsarm. Im angrenzenden Gebiet mit einer geringeren Wasserstoffkonzentration oder höheren Duktilität tritt ein Scherbruch auf. Die versprödende Wirkung des Wasserstoffs nimmt mit zunehmender Werkstofffestigkeit zu. Sie ist daher bei martensitischen Gefügen am größten, bei kubischen flächenzentrierten Metallen am geringsten. /1/

Grundlagen

3.1.1.5 Wasserstofflöslichkeit

Die gelösten Wasserstoffatome sind außerordentlich beweglich und lagern sich, bis zum Erreichen der Sättigung, auf Zwischengitterplätzen im Metallgitter ein. Im idealen Atomgitter (Fehlerfrei) ist die Konzentration der in Zwischengitterplätzen eingelagerten Wasserstoffatome nach Oriani durch folgende Formel definiert. /6/

$$C_L = \theta_L \cdot N_L$$

Formel 7: Konzentration der auf Zwischengitterplätze eingelagerten Wasserstoffatome /6/

C_L ...Konzentration der eingelagerten Wasserstoffatome

θ_L ...Besetzungsgrad

N_L ...Konzentration der Zwischengitterplätze

Im realen Atomgitter gilt die oben erwähnte Gleichung, siehe *Formel 7*, jedoch nicht, da in der Regel in metallischen Werkstoffen Fehler (Fallen) vorkommen. Dies können z.B. Versetzungen, Korngrenzen oder Lehrstellen sein. Diese Fehler können durch die verursachte Verzerrung im Gitter das Einlagern der Wasserstoffatome massive fördern. Die Wasserstoffkonzentration in den „Fallen“ ergibt sich nach Oriani: /6/

$$C_T = \theta_T \cdot N_T$$

Formel 8: Wasserstoffkonzentration in den „Fallen“. /6/

C_T ...Wasserstoffkonzentration in den Fallen

θ_T ...Besetzungsgrad der Fallen

N_T ...Fallendichte

Die Löslichkeit des Wasserstoffs im soliden Eisen ist relativ gering, aber die Schmelze kann ziemlich viel Wasserstoff aufnehmen. Nach der *Abbildung 3* beträgt bei Raumtemperatur die Löslichkeit des Eisens für Wasserstoff $0,1 \text{ cm}^3 \text{ H}_2$ pro 100 g Fe. Löslichkeitssprünge kommen beim Wechsel der Kristallstruktur vor.

Wasserstoff bildet bei den im Stahl vorkommenden Gehalten keine stabilen Verbindungen, tritt aber in Form von Werkstoffschädigung auf. Sein Diffusionskoeffizient im Eisen ist

Grundlagen

außerordentlich groß, sodass er den Stahl schon bei Raumtemperatur - oder etwas darüber - in atomarer Form verlassen kann.

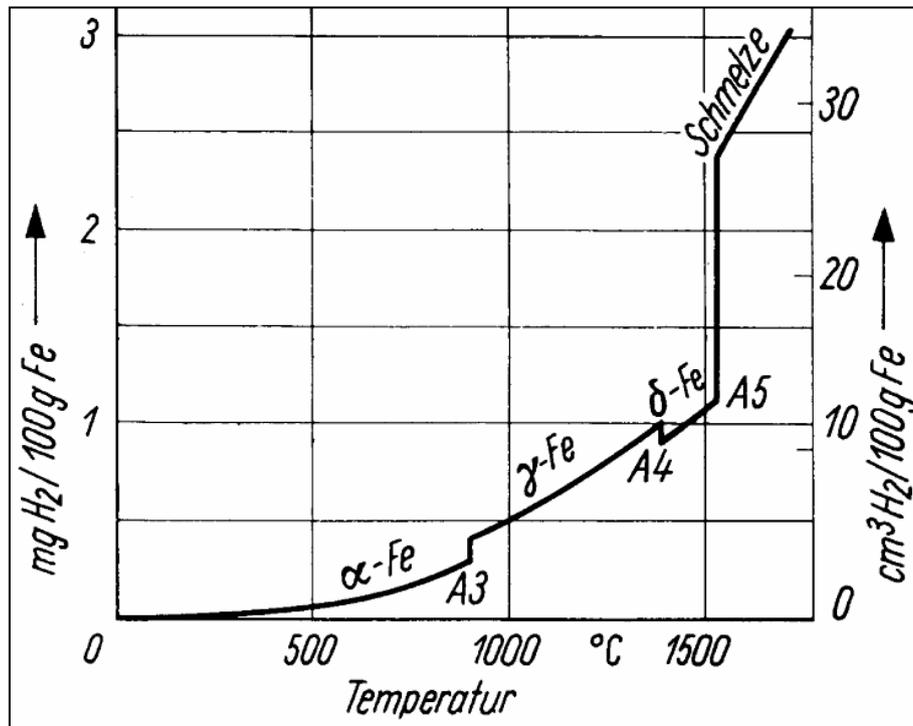


Abbildung 3: Wasserstofflöslichkeit von Eisen in Abhängigkeit von der Temperatur [7]

Aus der *Abbildung 4* ist die Löslichkeit des atomaren Wasserstoffs sowie des Diffusionskoeffizienten in Abhängigkeit von der Temperatur ersichtlich. Wie man sieht, löst der Austenit bei 100 °C um drei Zehnerpotenzen mehr Wasserstoff als der Ferrit. Die Diffusionsgeschwindigkeit ist im Austenit dagegen geringer als beim Ferrit. Der Grund für die langsamere Diffusion im Austenit ist sein kfz-Gitter und die geringere Anzahl der Lücken (12 pro Einheitszelle). Der Ferrit hat ein krz-Gitter und besitzt 18 Lücken pro Einheitszelle.

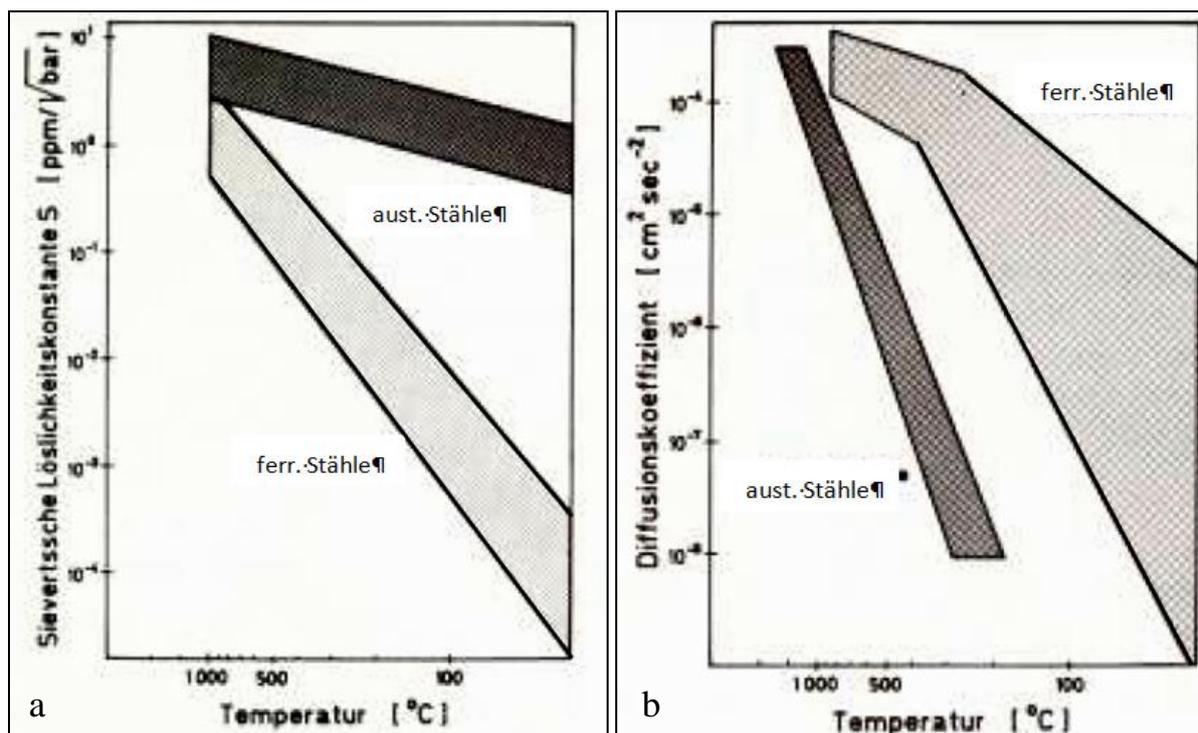


Abbildung 4: (a) Wasserstofflöslichkeit in ferritschen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur (b) Der Diffusionskoeffizient für Wasserstoff in ferritschen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur ^{8/}

3.1.1.6 Methoden zur Bestimmung von diffusilem Wasserstoff

Analytische Bestimmungsmethoden des Wasserstoffgehalts in Bauteilen

^{9/}

Einschränkend für die Prüfung von Bauteilen ist, dass die meisten analytischen Methoden für die Wasserstoffbestimmung in Festkörpern nur an kleinen Probekörpern nicht jedoch an Bauteilen durchgeführt werden können. Hinzu kommt, dass im Allgemeinen der Wasserstoff unabhängig von seiner chemischen Bindung erfasst wird. Es kann dabei also nicht immer zwischen dem diffusionsfähigen atomaren Wasserstoff und dem beispielsweise als Hydrid oder in Form von in abgeschiedene Schichten eingebauten Inhibitormolekülen unterschieden werden, beides für eine Werkstoffversprödung nicht relevante Faktoren. Einige Verfahren ermitteln integrale Werte, während andere Verfahren eine lokale Auflösung und damit die Ermittlung von Wasserstofftiefenprofilen erlauben. Einen Überblick über die wichtigen Methoden bietet *Tabelle 1*.

Grundlagen

Analyt. Methode	Detektion v. H	Quantifiz. v. H	Einschränkungen
Heißextraktion	+	+	Keine Ortauflösung (z.B. kein Tiefenprofil)
NRA	+	+	Tiefeninformation 1-2 ppm, Auflösung ca. 10 ppm
ERDA	+	+	Tiefeninformation 1-2 ppm, Auflösung ca. 10 ppm
SIMS	+	-	Kein H-Referenzmaterial, dünne Schichten
GD-OES	+	-	Kein H-Referenzmaterial

Tabelle 1: Methoden zur Wasserstoffbestimmung

Mit der Heißextraktion (*HeißE*) ist eine quantitative, jedoch integrale Bestimmung des gesamten Wasserstoffs eines Probekörpers im Bereich bis 50 ppm mit einer Genauigkeit von 0,1 ppm möglich. Eine lokale Analyse und somit ein Tiefenprofil können nicht erstellt werden. Bei beschichteten Proben ist durch geeignete Vorbehandlung, etwa durch Strahlen bei tieferen Temperaturen, die Schichtabtragung möglich, ohne dass das Untersuchungsergebnis verfälscht wird. Somit kann eine Aussage über den Wasserstoffgehalt des Grundkörpers selbst gemacht werden. Daneben ist durch Variation der Temperatur bei der Extraktion eine Aussage über die energetische Verteilung des Wasserstoffs im Gitter (Spektrum der Bindungsenergie) möglich.

Wenn nun in einer Fertigung stets alle Parameter identisch konstant sind, ist hier eine begrenzte Aussage über eine Wasserstoffversprödung gegeben. Hierzu muss durch unabhängige Untersuchungen (statische Zugversuche und Zeitstandversuche) an identischen Bauteilen/Probekörpern eine Korrelation zwischen dem Wasserstoffgehalt versprödeter und einwandfreier Proben erarbeitet werden. Unter diesen sehr engen Bedingungen kann die Wasserstoffbestimmung einen deutlichen Hinweis auf das Vorliegen einer Versprödung bzw. Versprödungsfreiheit bieten.

Grundlagen

Eine ebenfalls weit verbreitete Analysemethode ist die Glimmentladungsspektroskopie (*GD-OES*). Hierbei können alle Elemente und somit auch der leichte Wasserstoff mit einer Genauigkeit von etwa 1 ppm lokal detektiert werden. Somit sind mit diesem Verfahren Tiefenprofile möglich. Die laterale Auflösung ist durch den Brennfleck der Glimmentladung bestimmt.

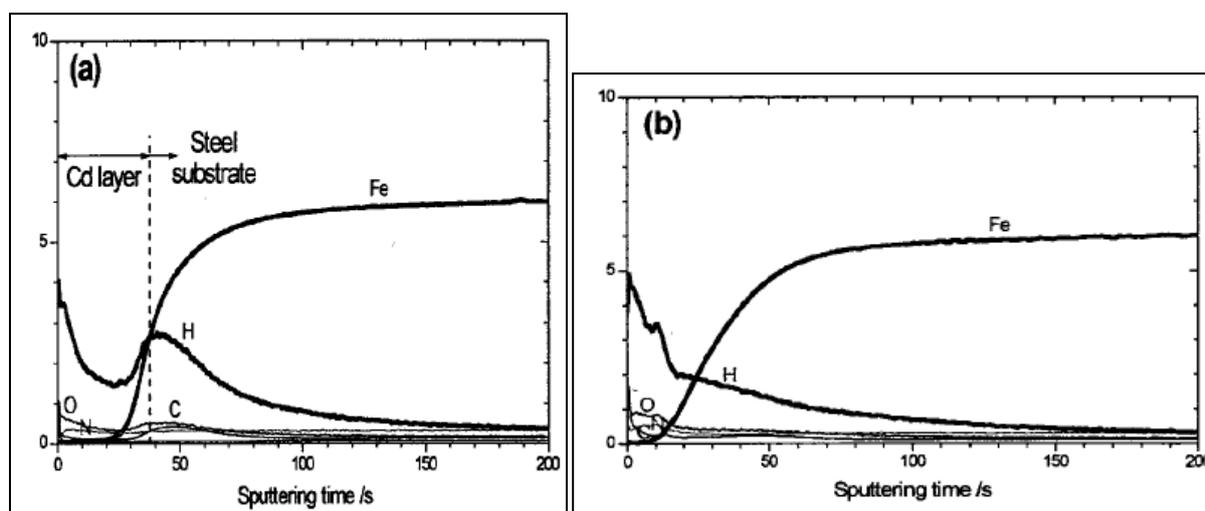


Abbildung 5: (a) Wasserstoffprofil einer Stahlprobe nach Kadmiumprecipitation (Bem.: Das Cd-Profil ist nicht gezeigt.) und (b) Wasserstoffprofil einer Stahlprobe nach Cd-Precipitation und einer Wärmebehandlung (180 °C, 2 h) /9/

Abbildung 5 zeigt Tiefenprofile von Wasserstoff und weiteren Elementen für eine Kadmiumprecipitation auf Stahl ohne (a) und nach einer Wärmebehandlung (b). Es ist deutlich erkennbar, dass sich der Wasserstoff bei der Kadmiumprecipitation vermehrt an der Phasengrenze Metall/Schicht konzentriert. Durch die Wärmebehandlung kann der Wasserstoff offensichtlich durch die Schicht diffundieren und es stellt sich gleichzeitig bei verminderter Konzentration eine Gleichverteilung im Grundwerkstoff ein. Die Bindungsenergie des im Bereich der Phasengrenze eingeschlossenen Wasserstoffs liegt etwa im Bereich der Raumtemperatur und der Wasserstoff würde daher schließlich ohne eine Wärmezufuhr diffundieren. Da dies in einem Produktionsprozess jedoch in einer kurzen Zeit erfolgen muss, wird zur Beschleunigung im Allgemeinen eine Temperatur von etwa 180 °C, jedoch unterhalb der Anlasstemperatur, für einige Stunden vorgeschrieben. Vorteilhaft bei der GD-OES ist, dass hierbei nicht nur kleine definierte Probekörper, sondern grundsätzlich auch Bauteile quasi zerstörungsfrei untersucht werden können.

Die übrigen in der Tabelle aufgeführten Analysemethoden sind eher bei größeren Institutionen zu finden. So wird bei der NRA (Nuclear Reaction Analysis) der

Grundlagen

Wasserstoffnachweis durch eine Kernreaktion ermöglicht. Hierbei reagieren schnelle Stickstoffisotope mit Wasserstoff zu Kohlenstoff bei einer gleichzeitig abgegebenen Gammastrahlung, deren Intensität ein Maß für die an der Reaktion beteiligten Wasserstoffatome ist. Diese absolute Messmethode ist gut für die Zertifizierung eines Wasserstoffreferenzmaterials geeignet. Die Profiltiefe der Methode beträgt 1 bis 2 Mikrometer, die Nachweisgrenze für Wasserstoff 10 ppm.

ERDA (Elastic Recoil Detection Analysis) ist ebenfalls eine absolute Methode, die auf einem atomphysikalischen Hochenergiestreuungseffekt beruht.

SIMS (Secondary Ion Mass Spectrometry) ist eine sehr empfindliche Analyseverfahren, die ein Vakuum verlangt und für sehr dünne Schichten geeignet ist. Für quantitative Aussagen wird ein zertifiziertes Referenzmaterial benötigt.

Ermittlung von diffusiblem Wasserstoff in hochfestem Schweißgut

^{10/}

Eine noch nicht standardisierte Messmethode zur Ermittlung des Wasserstoffgehalts in einer Schweißnaht ist die Trägergasheißextraktion. Bei diesem Verfahren werden an Probenkörper Testschweißungen durchgeführt. Die Probenkörper, auf denen eine Prüfnäht platziert wird, bestehen aus einem Prüfstück (80x20x12 mm) und je einem Anlauf- und einem Auslaufstück (40x20x12 mm). Anschließend werden diese Probenkörper auf den diffusiblen Wasserstoffgehalt untersucht.

Das Verfahren der Trägergasheißextraktion wurde im Rahmen einer Arbeit von Herrn Stefan Kapl (voestalpine Stahl Linz GmbH) angewendet. Und auf Grund vorhandener Ähnlichkeiten, wie z.B. der des hochfesten Schweißzusatz, möchte ich auf die von Herrn Stefan Kapl durchgeführten Versuche sowie die dabei erzielten Ergebnisse eingehen.

Zur Analyse des diffusiblen Wasserstoffgehalts in den Prüfnähten wurde ein Trägergasheißextraktionsgerät (TGH) der Fa. Leco Modell DH 603 herangezogen. Der Vorteil eines solchen Geräts gegenüber der bisher standardisierten Quecksilbermethode (QM) liegt darin, dass keine gesundheitsschädigende Substanz zum Einsatz kommt und die Dauer der Analyse wesentlich kürzer ist. (QM – bis zu einigen Tagen, TGH – max. einige Stunden)

Grundlagen

Als Probenmaterial für die Testschweißungen wurde ein handelsüblicher S355 Baustahl gewählt. Als Schweißzusätze dienten ein ebenfalls handelsüblicher Schweißdraht der Marke Böhler X90-IG (MAG-Massivdraht) und als Basisschutzgas ein M21 (Corgon 18). Um den Einfluss des Wasserstoffeintrags und den Einfluss verschiedener Schweißparameter auf den Gehalt des diffusiblen Wasserstoffs in einer Schweißung quantifizieren zu können wurden dem Basisschutzgas verschiedene Mengen an Wasserstoff (H_2) zugemischt. Die Zusammensetzungen der verwendeten Schutzgase sind in *Tabelle 2* angeführt. Schweißmaschine: Fa. Fronius Mod. TPS 5000.

Schweißparameter: $I=250$ A, $U=24.1$ V (Variante A) und $I=261$ A, $U=25.7$ V (Variante B); variiert wurde die Schweißgeschwindigkeit (Var. A: 360 – 1100 mm/min, Var. B: 400 – 1350 mm/min), die Streckenenergien der beiden Strom-Spannungssätze wurden gleich gelassen.

Schutzgas	%Ar	%CO ₂	%H ₂
I	82	18	0
II	81.5	18	0.5
III	81	18	1
IV	79	18	3
V	77	18	5

Tabelle 2: Zusammensetzung der verwendeten Schutzgase

Im Zuge der Messungen stellte sich heraus, dass bereits geringste Anteile an H_2 im Schutzgas (und auch ebenso Feuchtigkeit in den Zuleitungen) zu einem Anstieg an Wasserstoff in den Schweißnähten führte (*Abbildung 6*, *Abbildung 7*). Es wurde ebenfalls festgestellt, dass ein Anstieg von Strom und Spannung auch einen Anstieg des diffusiblen Wasserstoffs in der Schweißnaht bewirkt (vgl. *Abbildung 6*, *Abbildung 7* und *Abbildung 8*). Dies ist höchstwahrscheinlich auf die größere Fläche des Lichtbogenplasmas zurückzuführen, an der molekularer Wasserstoff (H_2) zu atomarem Wasserstoff (H) dissoziieren und sodann als diffusibler Wasserstoff in das Schweißbad eingebracht werden kann.

Grundlagen

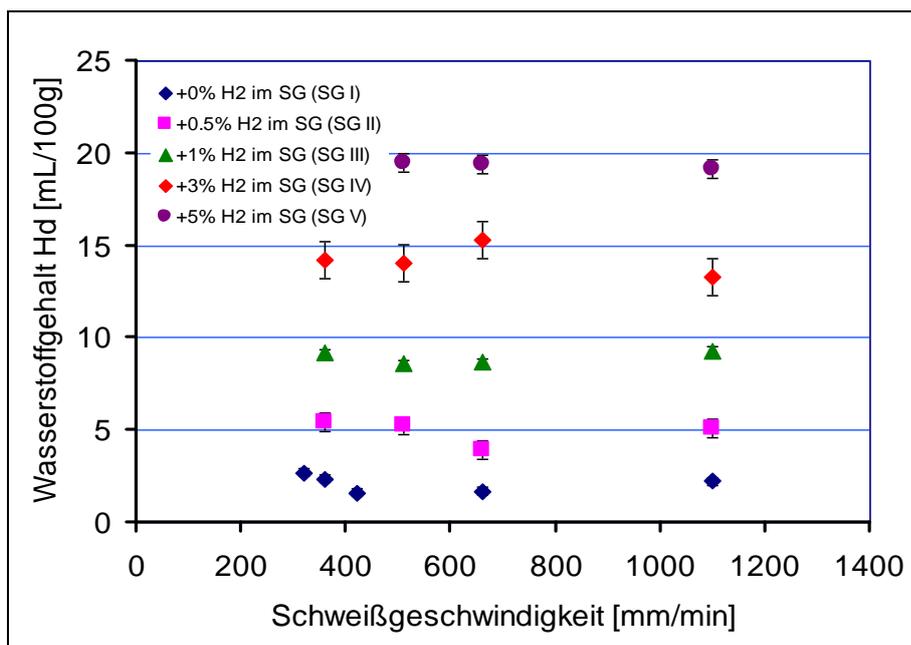


Abbildung 6: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Variante A: $I=250$ A, $U=24.1$ V.

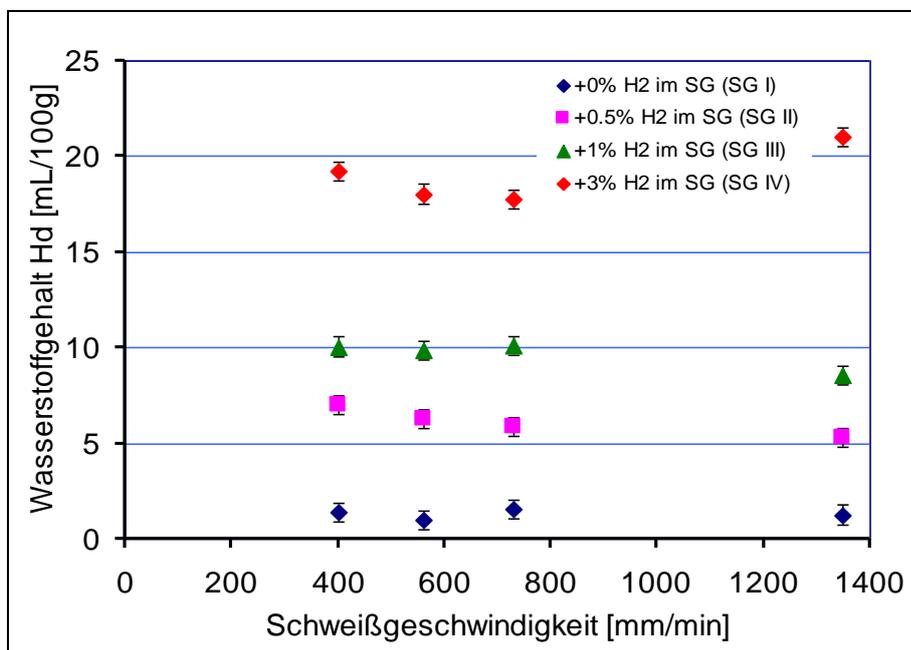


Abbildung 7: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Variante B: $I=261$ A, $U=25.7$ V.

Grundlagen

In *Abbildung 8* ist der Unterschied der beiden Varianten über den Faktor Spannung mal Stromstärke aufgetragen.

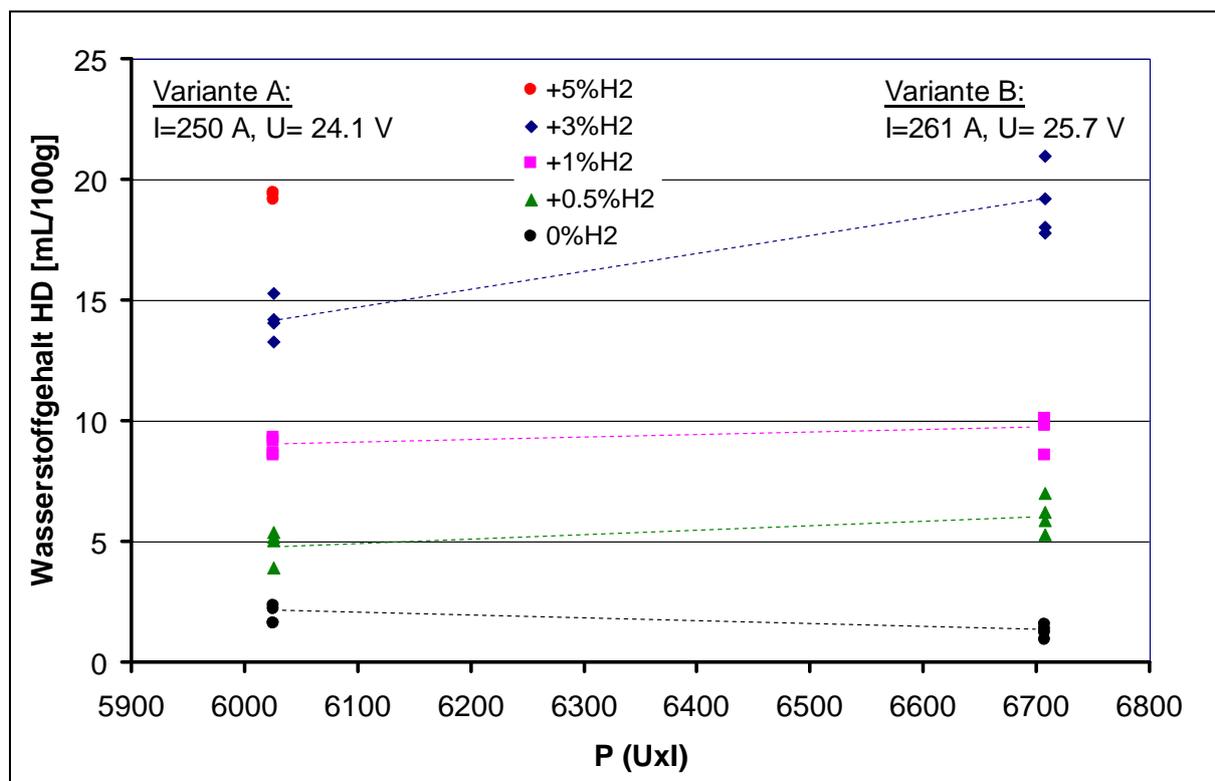


Abbildung 8: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Vergleich über die Leistung $U \times I$.

3.1.2 Einfluss des Härtegefüges

Die Aufhärtnungsneigung von Stählen wird von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffs und vom Temperaturzyklus, $t_{8/5}$ Zeit, beim Schweißen bestimmt.

Bei der chemischen Zusammensetzung hat der Begriff Kohlenstoffäquivalent eine große Bedeutung. Das Kohlenstoffäquivalent ist eine Kennzahl, die Auskunft über die Wirkung der einzelnen Legierungselemente in Relation zum Kohlenstoff gibt, mit der man das Verhalten beim Schweißen - insbesondere die Aufhärtung - beschreiben kann.

Kohlenstoff und kohlenstoffäquivalente Legierungselemente erhöhen die Aufhärtung des Stahls, weil sie die kritische Abkühlgeschwindigkeit herabsetzen. Die Stähle, die ein hohes Kohlenstoffäquivalent aufweisen, müssen vor dem Schweißen vorgewärmt werden um die Abkühlzeit zu verlängern und dadurch der Aufhärtung entgegen zu wirken.

Das Kohlenstoffäquivalent beschreibt die Härbarkeit der Stähle nicht jedoch die Kaltrissempfindlichkeit, da die Aufhärtung nur einen der drei Kaltrisse verursachenden Faktoren darstellt.

Eines der gebräuchlichen Kohlenstoffäquivalente wurde vom International Institute of Welding (IIW) entwickelt.

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

Formel 9: Kohlenstoffäquivalent gemäß IIW /11/

Nach der *Formel 9* ergibt sich für das Versuchsmaterial Armox[®] 500T ein CE Wert von 0,65.

Grundlagen

Es gibt jedoch noch weitere Kohlenstoffäquivalente, die als Grundlage für die Ermittlung der Vorwärmtemperatur dienen können. Folgend sind einige Beispiele aufgelistet.

Nach Uwer und Höhne

Die Formel, die von Uwer und Höhne 1991 entwickelt wurde, ist das umfassende Kohlenstoffäquivalent (*Formel 10*). Nach dieser Formel ergibt sich für das Armox[®] 500T ein Wert von 0,44.

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40}$$

Formel 10: Kohlenstoffäquivalent nach Uwer und Höhne /^{12/}

C-Äquivalent PCM

Für kurze Abkühlzeiten und Wurzelschweißungen wird das C-Äquivalent PCM nach Ito und Bessyo verwendet.

$$PCM = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 5 * B$$

Formel 11: Kohlenstoffäquivalent nach PCM /^{13/}

C-Äquivalent CEM

Diese Formel gilt für rasche Abkühlzeiten. Weiters hat diese Formel einen sehr engen Geltungsbereich der Legierungselemente.

$$CEM = C + \frac{Si}{25} + \frac{Mn + Cu}{20} + \frac{Cr + V}{10} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{40}$$

Formel 12: Kohlenstoffäquivalent nach CEM /^{14/}

3.1.3 Einfluss der Spannungen

Die mechanische Belastung einer Schweißverbindung ergibt sich aus der Überlagerung von Lastspannungen und Eigenspannungen. Die Eigenspannungen sind stets ein wesentlicher Teil der Spannungen und können örtlich die Fließgrenze erreichen. Die Ursachen ihres Entstehens bei Schweißverbindungen sind thermische und metallurgische Einflüsse. Behinderte Wärmedehnung oder Schrumpfungen können durch eine ungleichmäßige Erwärmung oder Abkühlung entstehen. /3/

3.1.4 Kerbwirkung und Kerbzugfestigkeit

Absätze, Rillen, Kerben usw. bewirken durch die plötzliche Änderung des Querschnitts oder der Oberflächenkontur eine Störung des gleichmäßigen Kraftflusses in einem Bauteil. An diesen Kerben entsteht eine Spannungskonzentration und es bildet sich eine Spannungsspitze im Kerbgrund. Zur Verdeutlichung ist in *Abbildung 9* die Spannungsverteilung in einem glatten und einem gekerbten Zugstab unter Zugbeanspruchung schematisch dargestellt.

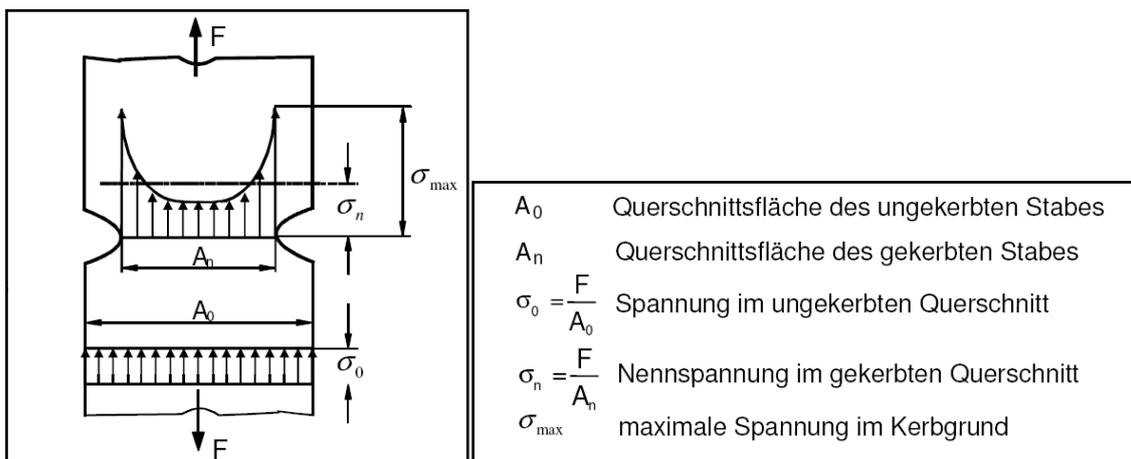


Abbildung 9: Kerbgrundspannungen /15/

Um die im Kerbgrund der Implant-Probe herrschenden Maximalspannungen σ_{\max} abschätzen zu können, kann man sich des Diagramms in der *Abbildung 10* bedienen.

Bei der Implant-Probe beträgt die Kerbschärfe $\frac{t}{\rho} = \frac{0,5}{0,1} = 5$. Für eine Kerbschärfe von ca. 5 und einer relativen Kerbtiefe von $\frac{t}{a+t} = \frac{0,5}{3} \approx 0,17$ ist eine Kerbformzahl von 4,5 ermittelt worden.

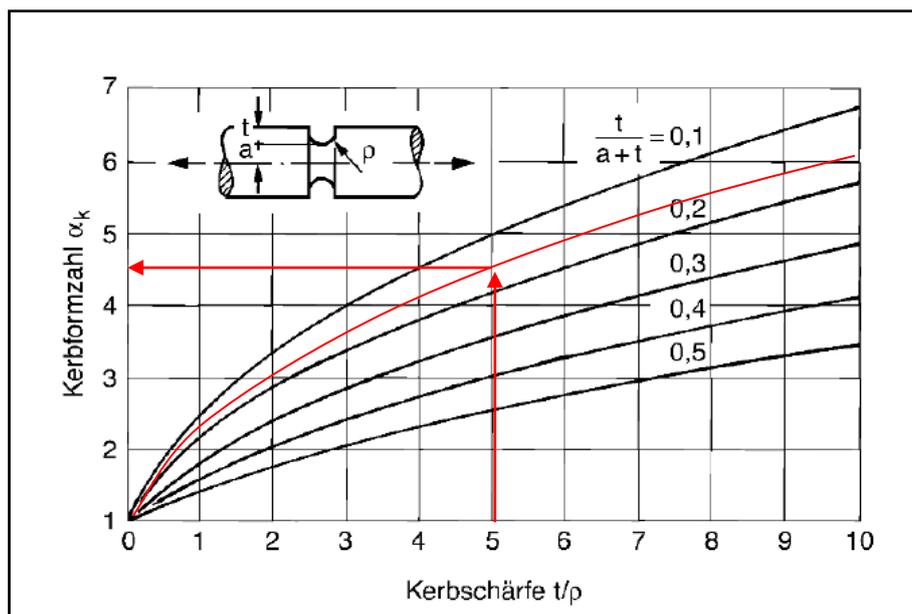


Abbildung 10: Kerbformzahl als Funktion der Kerbschärfe t/ρ für unterschiedliche relative Kerbtiefen; Rundstab mit Umfangskerbe unter Zugbelastung; nach Mayr u. Drexler /¹⁶/

Dieser Wert ($\alpha_k=4,5$) wird für die Einschätzung der im Kerbgrund herrschenden Maximalspannungen verwendet.

$$\alpha_k = \frac{\sigma_k \max}{\sigma_n}$$

Formel 13: Kerbformzahl /¹⁷/

3.1.5 Erscheinungsbild der Kaltrisse

Makroskopisch können die Kaltrisse in verschiedenen Bereichen- im Schweißgut oder in der WEZ geortet werden, wie in der *Abbildung 11* dargestellt wird. Die Klassifizierung der Kaltrisse erfolgt nach IIW/IIS Dokument 384-71. Sie treten im Schweißgut als Querrisse und/oder als Quer-Längsrisse in der Wärmeeinflusszone des Stahles auf.

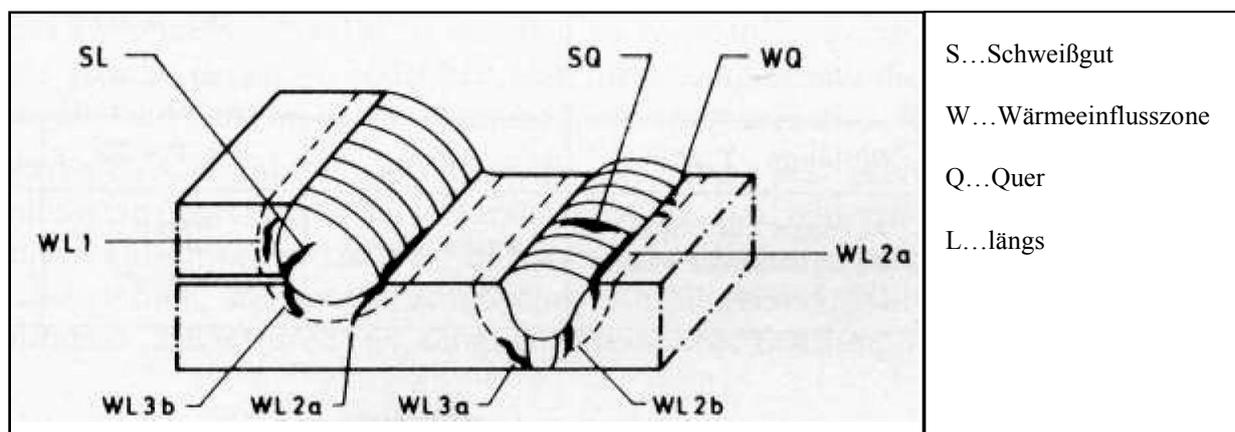


Abbildung 11: Erscheinungsformen von Wasserstoffinduzierten Kaltrissen /18/

Abbildung 12 zeigt einen Kaltriss in der WEZ ausgehend von der Einbrandkerbe zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff.

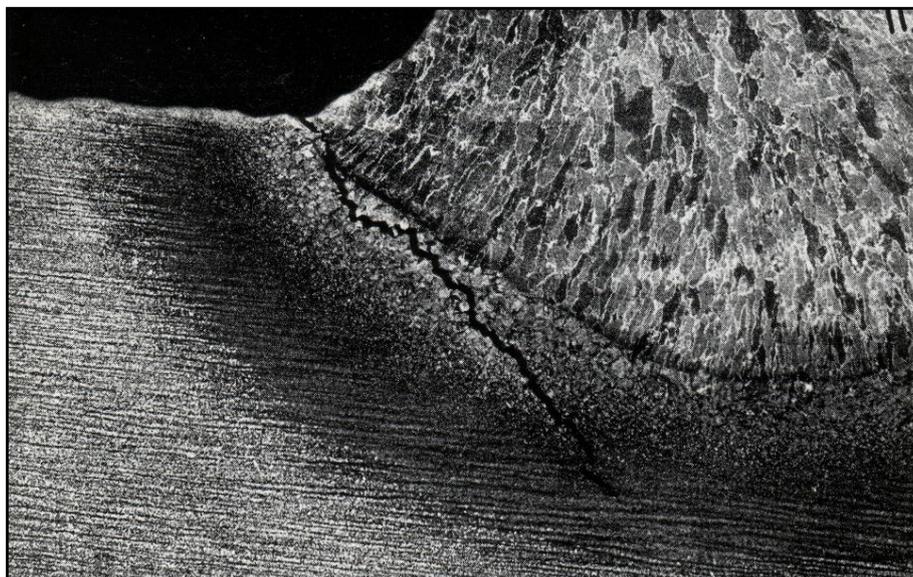


Abbildung 12: Beispiel für einen Kaltriss /19/

Grundlagen

Mikroskopisch erscheinen diese Kaltrisse als kaum verästelte, örtlich begrenzte Spaltbrüche, wie die *Abbildung 13* zeigt.

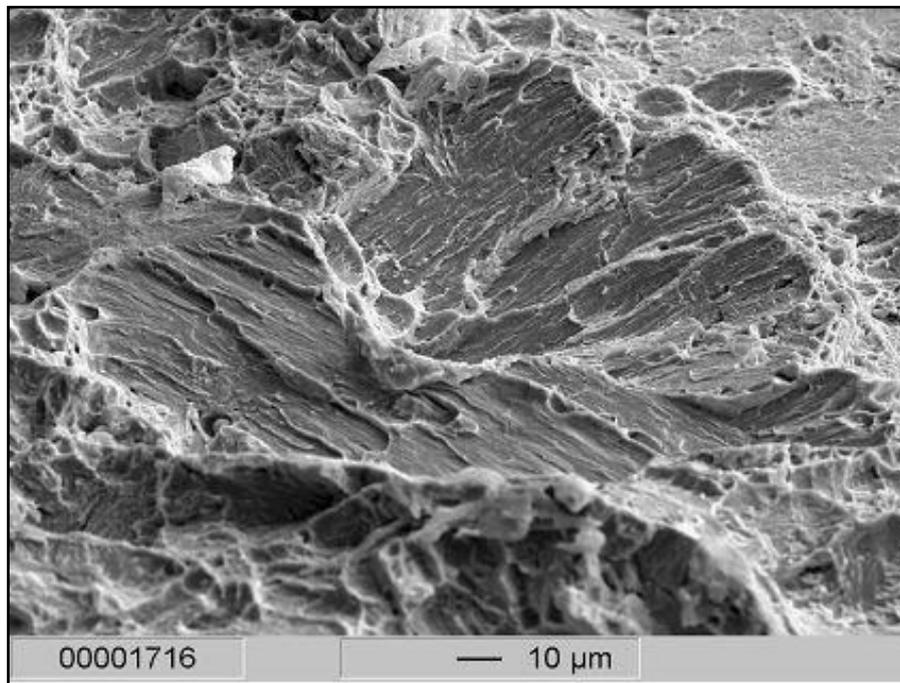
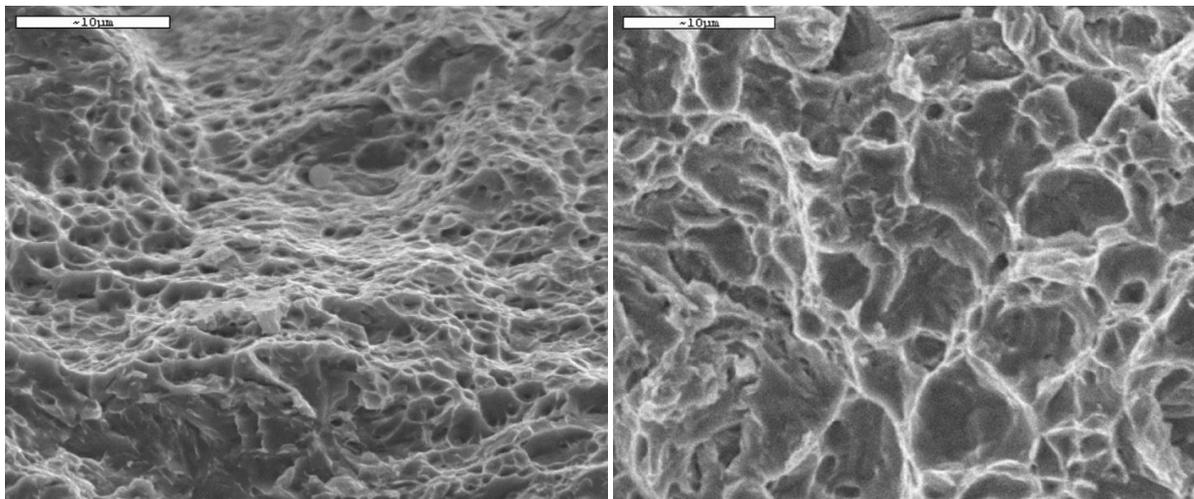


Abbildung 13: REM-Aufnahme einer Kaltriss-Bruchfläche /1/

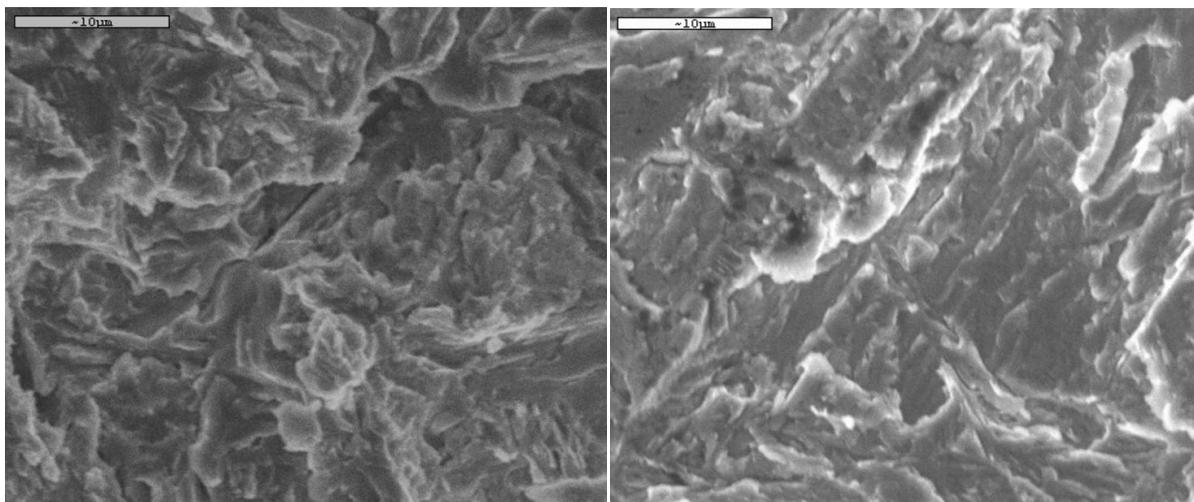
Grundlagen

Die *Abbildung 14* zeigt die Bruchflächen von Zugproben aus dem hochfesten vergüteten Feinkornbaustahl S690 Q für Wasserstoffkonzentrationen von 0 bis 4 ml/100g. Schon bei geringen Konzentrationen von schätzungsweise 1 ml/100g ist eine Veränderung in der Bruchfläche zu beobachten.



a) Wasserstofffrei

b) 1 ml/100g



c) 2 ml/100g

d) 4 ml/100g

Abbildung 14: Bruchflächen des Stahls S690 Q bei verschiedenen Wasserstoffgehalten /1/

Grundlagen

Ein Phänomen, das mit den wasserstoffinduzierten Kaltrissen in Verbindung gebracht wird, sind die Fischaugen. Fischaugen sind makroskopisch die auffälligste Erscheinung des Wasserstoffbruchs. Die Fischaughöfe haben ein fein schimmerndes Gefügebild und heben sich damit vom umliegenden Gewaltbruch ab. Das Zentrum der Fischaugen wird von größeren Fehlstellen gebildet. An diesem könnte sich der Wasserstoff molekular sammeln, wie es in der *Abbildung 15* gezeigt wird.

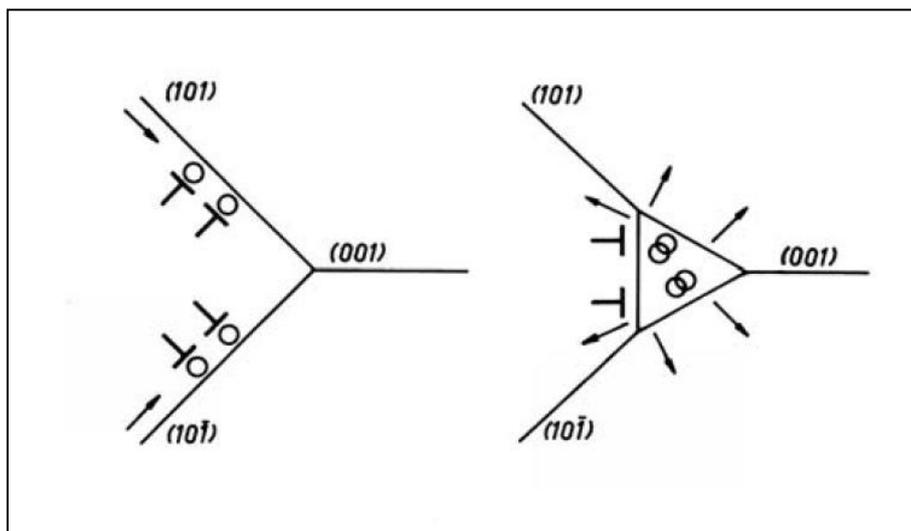


Abbildung 15: Hohlraumbildung durch Vereinigung von Versetzungen im Schnittpunkt zweier Gleitebenen ^{20/}

Abbildung 16 zeigt das makroskopische Erscheinungsbild eines Fischauges mit dem charakteristischen Hohlraum in der Mitte und die relativ feine Struktur in der Umgebung der „Pupille“.

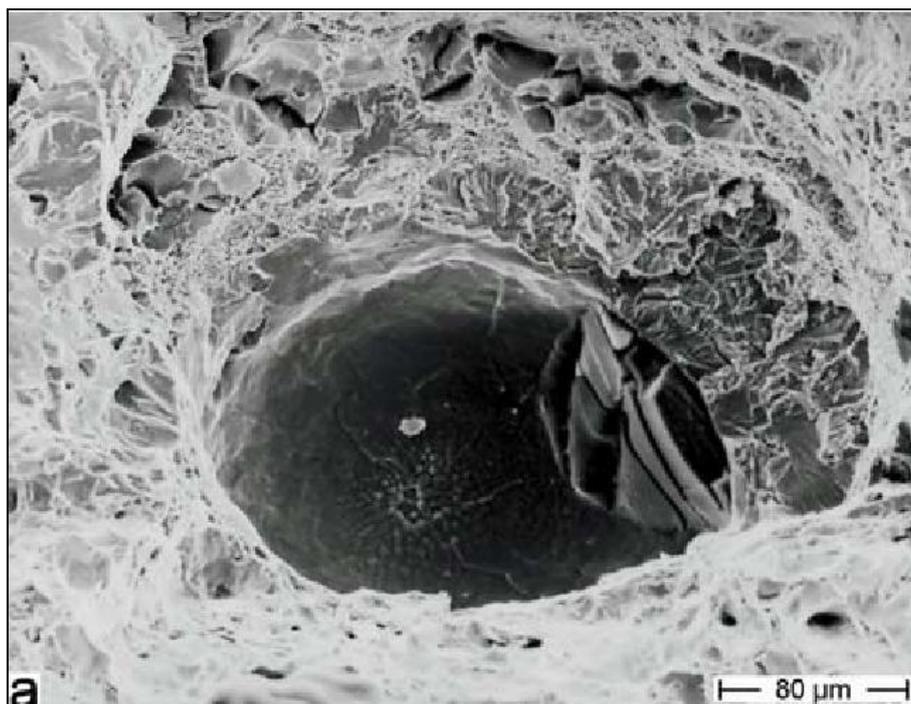


Abbildung 16: REM-Aufnahme von einem Fischauge ^{/20/}

3.1.6 Bruchmechanismen und Brucharten

3.1.6.1 Duktiler Bruch

Der Gleitbruch ist ein Bruch, bei dem die Trennung durch fortgesetztes Abgleiten entlang günstig orientierter Gitterebenen unter Wirkung von Schubspannungen erfolgt. Bei technischen Werkstoffen setzt der Gleitbruch durch Hohlrumbildung an Einschlüssen und Ausscheidungen ein, siehe *Abbildung 17*. Betrachtet man die Bruchfläche bei stärkerer Vergrößerung, so erkennt man eine charakteristische Wabenstruktur (*Abbildung 18*). Die Wabenränder entsprechen den bei der Trennung von Einkristallen entstehenden Spitzen. Im Inneren der Waben sind oft Teilchen zu sehen, die zur Bildung des betreffenden Hohlraums geführt haben.

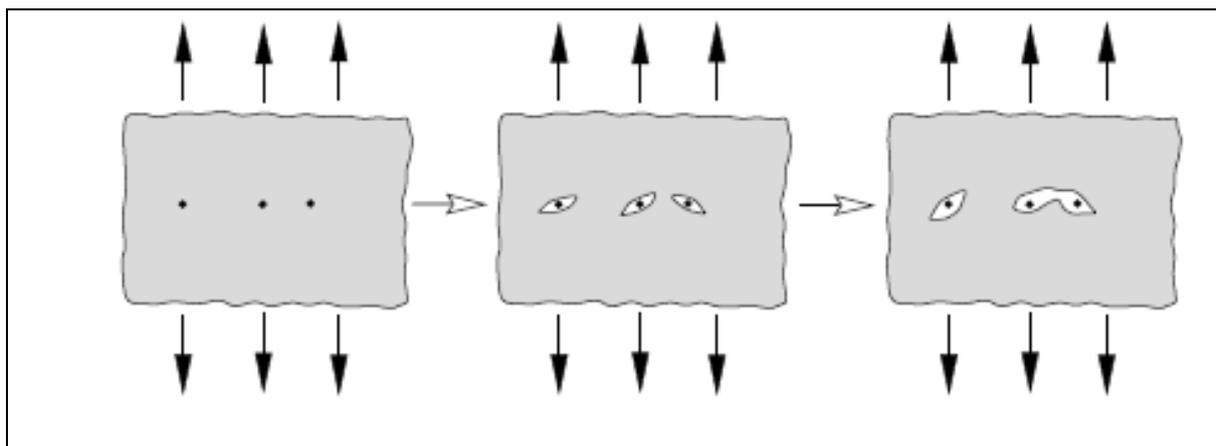


Abbildung 17: Schematische Darstellung der Bruchentstehung durch Hohlraumbildung /16/

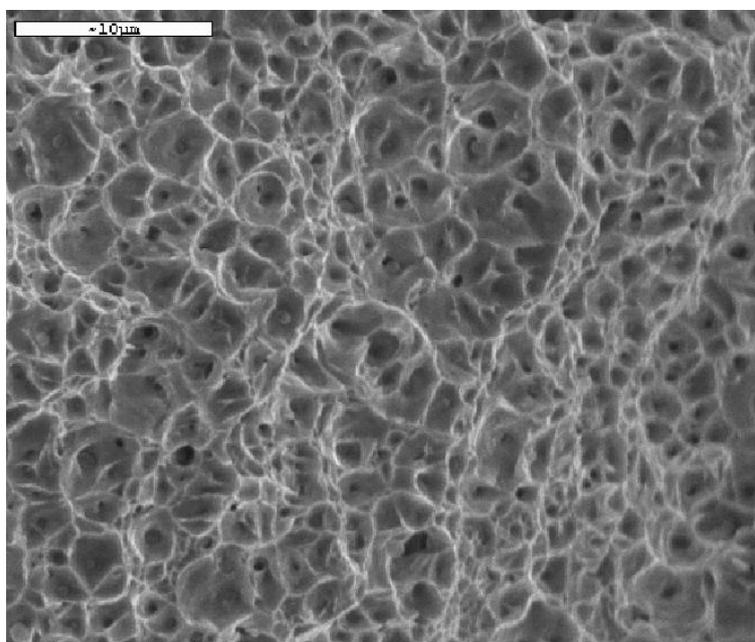


Abbildung 18: Erscheinungsform eines zähen Bruchs im REM, Wabenstruktur /1/

3.1.6.2 Spaltbruch

Der Spaltbruch ist ein Bruch, bei dem die Trennung senkrecht zur größten Zugspannung durch Überwindung der Kohäsionskräfte des Metallgitters erfolgt. Man unterscheidet zwischen dem transkristallinen und dem interkristallinen Spaltbruch. Der Spaltbruch erfolgt normalerweise ohne erkennbare mikroskopische plastische Verformung und verläuft unter einem Winkel von 90° zur Belastungsrichtung. Der Verlauf des Spaltbruchs erfolgt entweder interkristallin oder transkristallin, wie die *Abbildung 19* und die *Abbildung 20* darstellen.

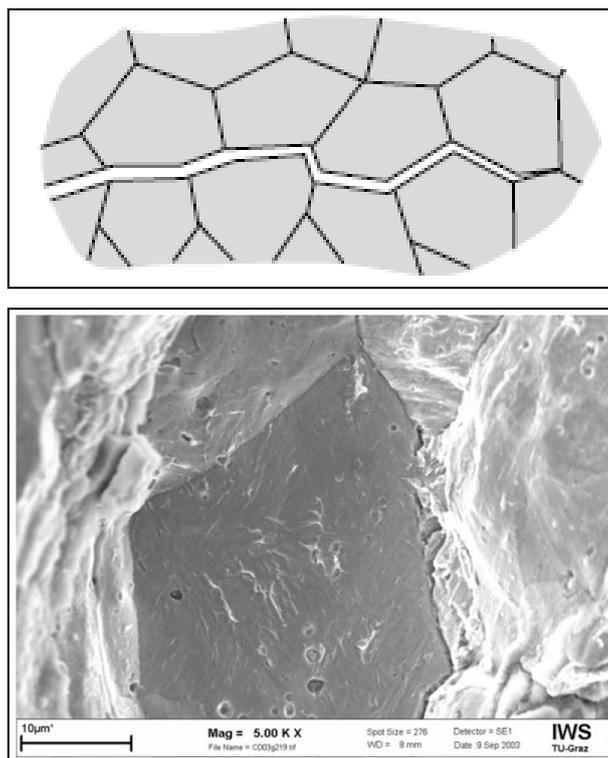


Abbildung 19: Darstellung von interkristallinem Bruchbild /23/

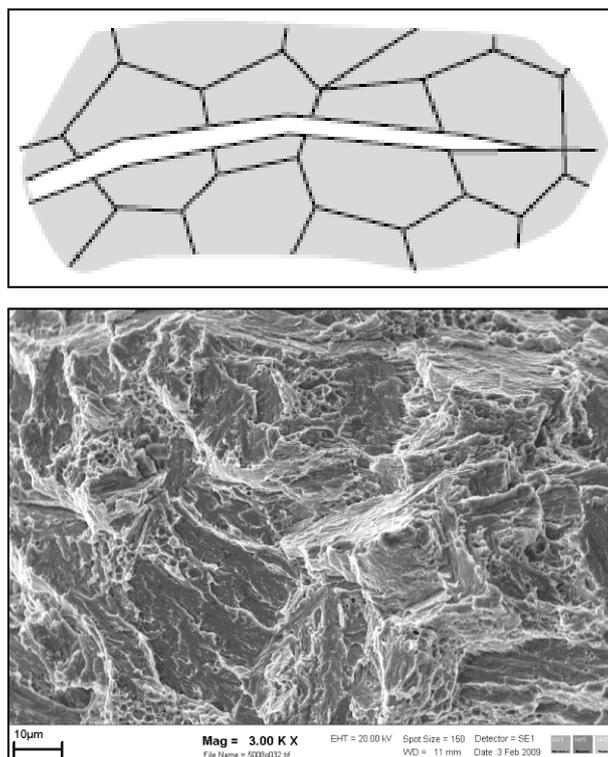


Abbildung 20: Darstellung von transkristallinem Bruchbild /21/

Es können auch einige Brucharten auf einer einzigen Bruchfläche auftreten, so wie in der *Abbildung 21* schematisch und fraktographisch dargestellt wird. Dieses Phänomen wurde bei allen Bruchflächen der gebrochenen Implant-Proben gesichtet.

Grundlagen

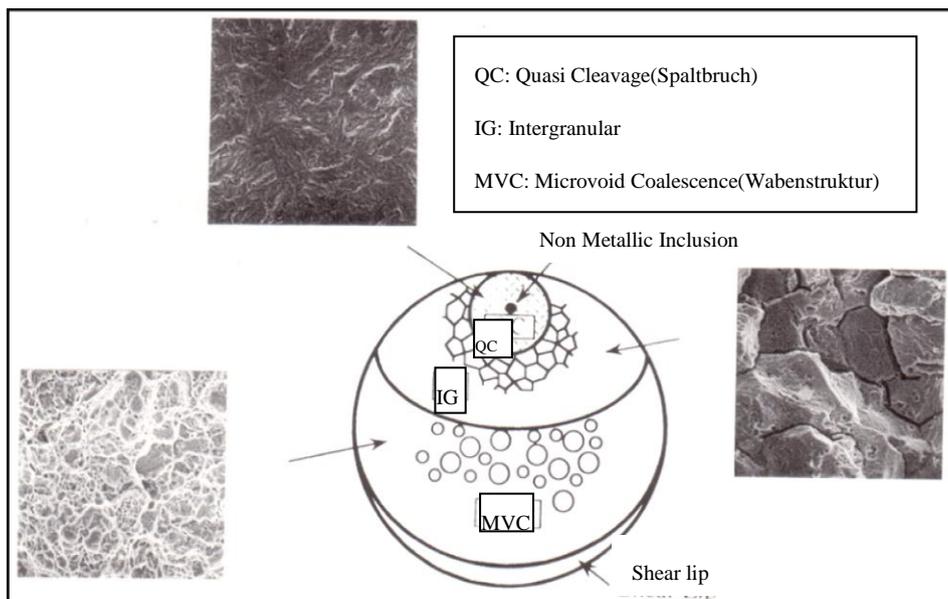


Abbildung 21: Fraktographische Darstellung diverser Wasserstoffrisse auf der Bruchfläche /22/

In der *Abbildung 22* sieht man bei näherer Betrachtung die charakteristischen Erscheinungen eines Kaltrisses. Dazu gehören die „Krähenfüße“, die Wasserstoffporen und die offenen Korngrenzen.

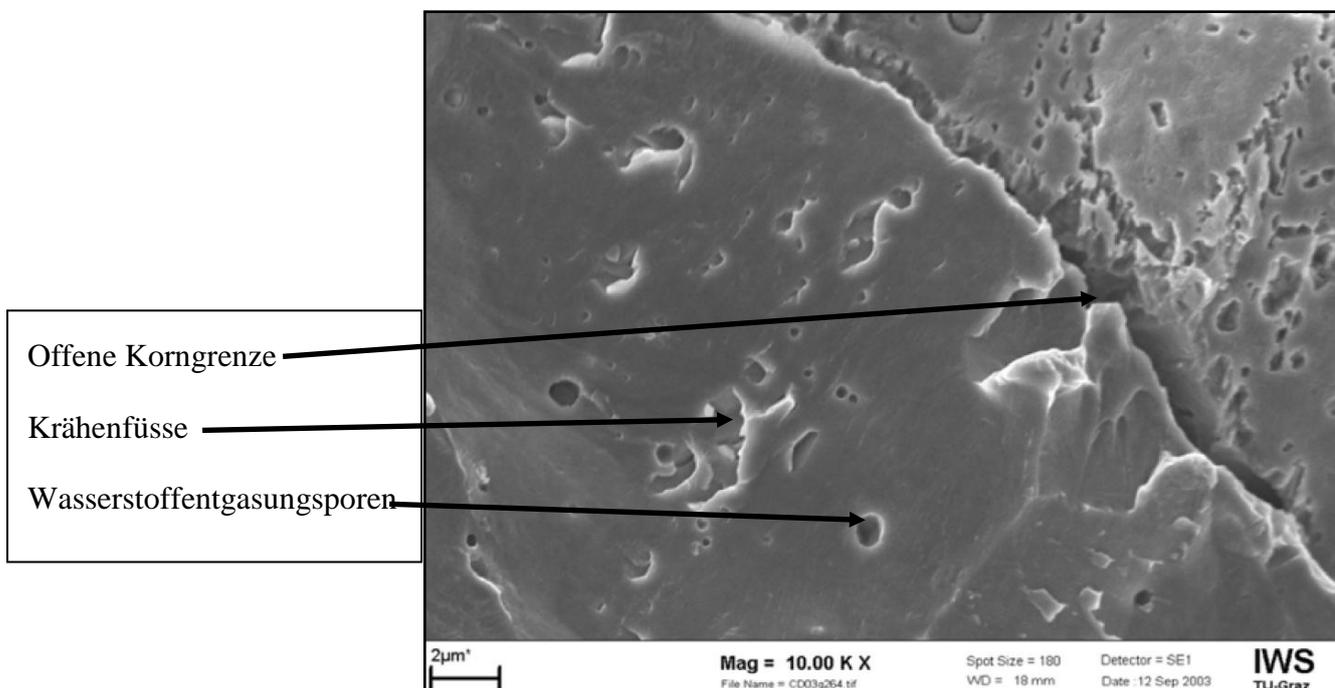


Abbildung 22: Offene Korngrenze, Wasserstoffentgasungsporen und „Krähenfüße“ auf der Bruchfläche eines Kaltrisses /23/

3.2 Schweißverfahren (MAG)

3.2.1 Verfahrensprinzip

MAG bedeutet Metall-Aktiv-Gas, weil als Schutzgas vollaktive Gase, wie CO_2 allein oder Mischgase mit den Aktivgas-Komponenten O_2 und oder CO_2 mit hohem Edelgasanteil Argon eingesetzt werden. Man spricht von Zweikomponenten-Schutzgasen, z.B. Ar/CO_2 .

Das Prinzip des MAG-Schweißens besteht darin, dass ein Metalldraht in einem Lichtbogen zum Schmelzen gebracht wird. Dieser Schweißdraht wird durch eine Schweißpistole geführt und hat zwei Aufgaben zu erfüllen: einerseits als stromführende Elektrode zu dienen, andererseits das Schweißgut zu bilden.

Die *Abbildung 23* zeigt die Einteilung der Schmelzschweißverfahren und die wichtigsten Verfahren, u. a. das Metall-Aktiv-Gas Schweißen.

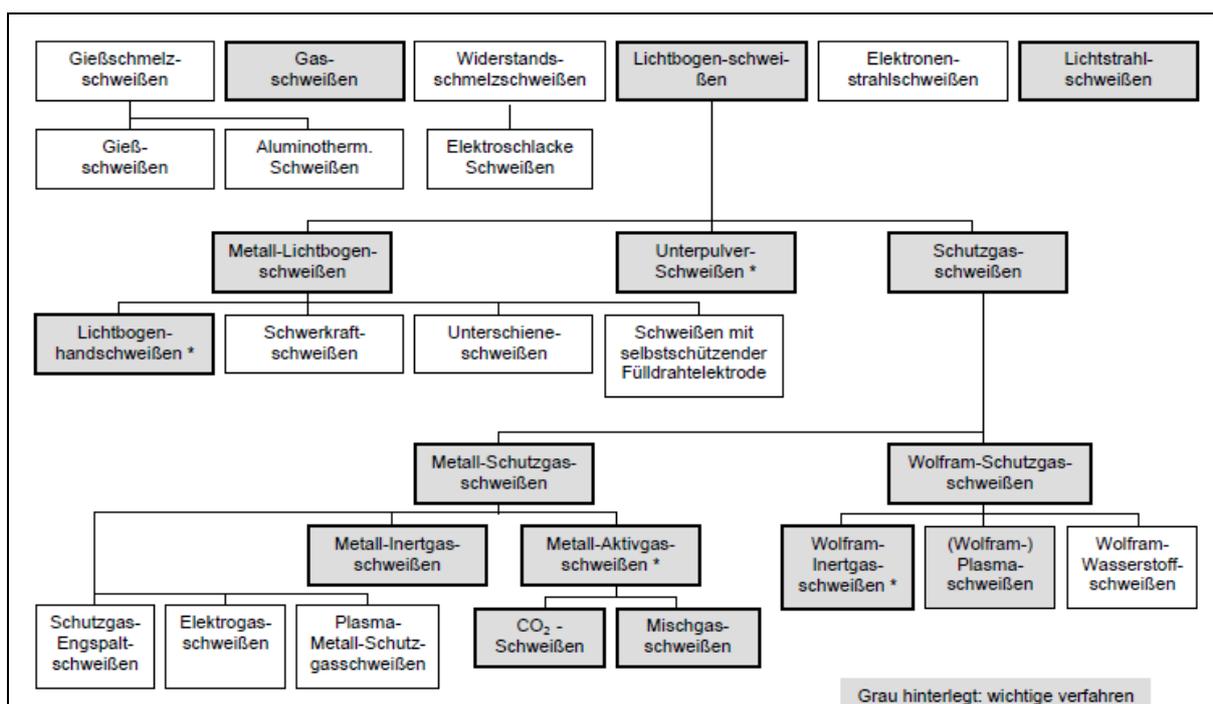


Abbildung 23: Einteilung der Schmelzschweißverfahren in Anlehnung an DIN ISO 4063 ^{/24/}

3.2.2 Die MAG-Schweißanlage

Die folgende Abbildung zeigt das Aufbauprinzip einer MAG-Schweißanlage sowie deren Komponenten. Einige dieser Komponenten werden in ihrer Funktion später genauer besprochen.

Grundlagen

Eine MIG oder MAG Anlage besteht im Wesentlichen aus: Schweißstromquelle, Drahtvorschubeinheit, Schlauchpaket, Schweißbrenner und Schutzgasflasche. Bei wassergekühlten Geräten benötigt man zusätzlich noch einen Wassertank und eine Umlaufpumpe.

Die Stromquelle liefert den erforderlichen Schweißstrom, dieser kann je nach Bauart des Geräts mittels Stufenschaltung oder stufenlos entsprechend der Schweißaufgabe angepasst werden. Es gibt auch Schweißgeräte die den Schweißstrom über Prozessoren selbst errechnen. Der Schweißer braucht nur mehr die Blechstärke, die Drahtstärke, das verwendete Gas und die zu verschweißende Legierung vorwählen, die hierfür notwendigen Schweißparameter ermittelt die Schweißmaschine dann von selbst. /²⁵/

Die Schweißstromquelle hat eine Konstant-Spannung-Charakteristik (Innere Regelung). Bei dieser Regelung wird die Spannung der Stromquelle konstant gehalten.

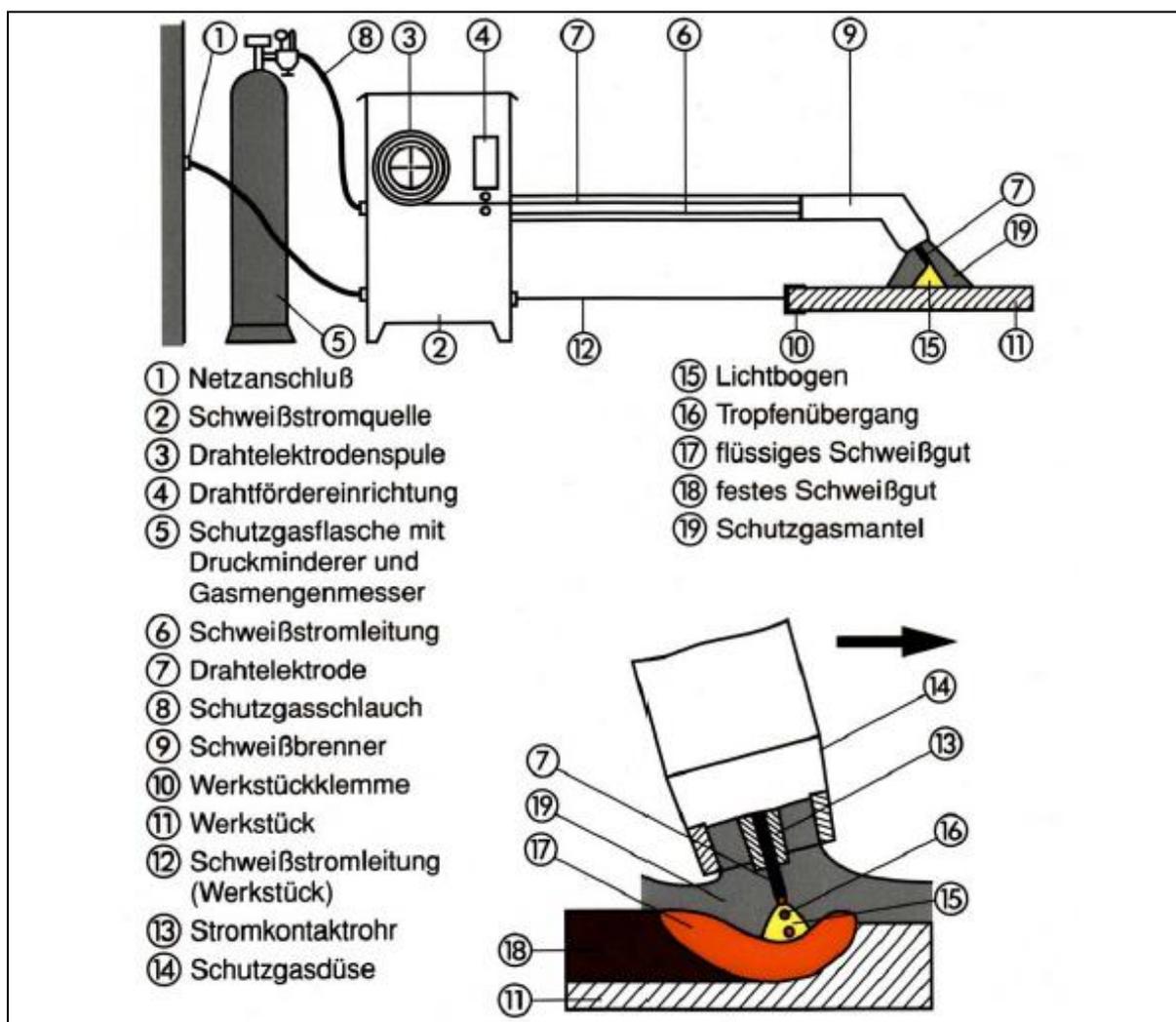


Abbildung 24: Metall-Schutzgasschweißen (MSG) MIG/MAG /²⁶/

3.3 Kaltrissprüfverfahren /1/

Zur Prüfung und Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrissbildung bei hochfesten Feinkornbaustählen existieren verschiedene Verfahren, durch die man - je nach Durchführung - qualitative (Riss/kein Riss) oder quantitative (Bestimmung von Grenzkurven der Versuchsparameter für rissfreie Schweißverbindungen) Ergebnisse erhält. Die Kaltrissprüfverfahren lassen sich in selbstbeanspruchende und fremdbeanspruchte unterteilen. Bei den selbstbeanspruchenden Verfahren wird die mechanische Beanspruchung ausschließlich durch die Eigenspannungen erzeugt, die durch die Behinderung der Dehnung der Probe entstehen. /1/

3.3.1 Selbstbeanspruchende Kaltrissprüfverfahren

Das Grundprinzip dieser Verfahren ist das Schweißen einer in ihrer Schrumpfung behinderten Probe. Die Schrumpfbehinderung wird entweder durch die Herstellung von Ankernähten oder durch die Ausführung der Probe als geschlitztes Blech erreicht. Geprüft wird die Kaltrissneigung von Stumpfnähten in der WEZ und im Schweißgut. Nach der Schweißung werden die Proben für eine bestimmte Zeit ausgelagert und dann optisch sowie metallografisch auf Risse untersucht. Im Laufe der Entwicklung dieser Art von Kaltrissprüfverfahren haben sich 3 Varianten herausgebildet, die sich hauptsächlich durch die verwendete Nahtform sowie die Möglichkeit der Einflussnahme auf die Höhe der sich einstellenden mechanischen Spannungen unterscheiden. Einer der am häufigsten angewendeten selbstbeanspruchenden Kaltrisstests ist der von Suzuki et. al. entwickelte TEKKEN-Test. Er erhielt seinen Namen nach den Anfangssilben der japanischen Bezeichnung für „Japanisches Eisenbahn-Forschungsinstitut“.

Nach Standardisierung in Japan und Vereinfachung der Probengeometrie wurde das Verfahren auch in Deutschland genormt und liegt seit 2004 auch als ISO vor.

Beim TEKKEN-Test in seiner heutigen Form werden zwei aus dem zu untersuchenden Werkstoff bestehende Probenbleche gleicher Dicke mit zwei Ankernähten so verbunden, dass ein ca. 80 mm langer Schlitz entsteht. Diese Fuge mit Y-Naht-Vorbereitung wird unter Einhaltung der zu untersuchenden Schweißparameter mit einer einlagigen Prüfnaht versehen (*Abbildung 25*). Nach einer Lagerungszeit von 48 h wird die Probe einer Sichtprüfung unterzogen und das Risslängenverhältnis berechnet. Dieses ergibt sich aus dem Quotienten der Gesamtlänge aller Oberflächenrisse und der Nahtlänge. Zur metallografischen

Grundlagen

Untersuchung werden 5 Querschliffe der Prüfnahat angefertigt und bei 50-bis 200-facher Vergrößerung auf Risse untersucht.

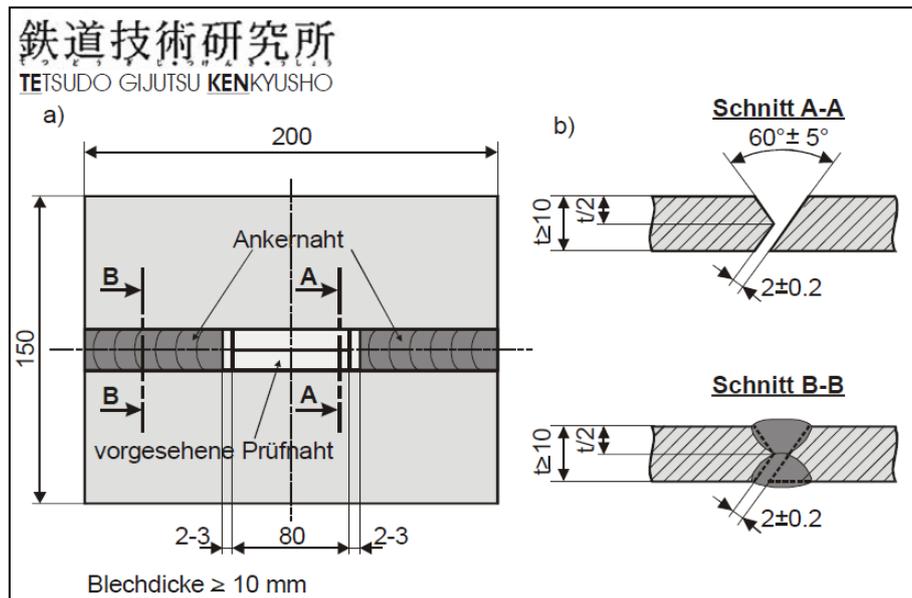


Abbildung 25: TEKKEN-Test nach ISO 17642-2 ²⁷⁾

Der CTS-Test (Controlled Thermal Severity-Test) ist eines der ältesten Prüfverfahren zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Rissbildung und wurde 1940 in England entwickelt. Er diente in seiner ursprünglichen Form zur Ableitung eines sogenannten Schweißbarkeitsindex, der zur Sicherstellung kaltrissfreier Schweißungen auf Bauteile übertragen wurde. Die Selbstbeanspruchung der Probe geht von zwei Test-Kehlnähten aus, die unter definierten Bedingungen geschweißt werden. Da die Abkühlgeschwindigkeit zwischen 400 °C und 200 °C als Einflussfaktor auf die Rissbildung berücksichtigt werden sollte, legt man die zwei Testnähte so, dass einmal ein bithermaler (nach zwei Seiten gerichteter) und einmal ein trithermaler (nach drei Seiten gerichteter) Wärmeabfluss auftritt. Zur Beschreibung der Wärmeableitbedingungen werden „Thermal-Severity“-Nummern (TSN) eingeführt, die sich nach einer einfachen Berechnungsformel aus der Probendicke und dem jeweiligen Wärmeabfluss ergeben. Verändert man in einer Testserie die Probendicke, lässt sich eine kritische TSN bestimmen, bei der bei den gewählten Schweißparametern keine Risse mehr auftreten. Der kritischen TSN, die eine gerade noch zulässige Abkühlgeschwindigkeit bei 300 °C beschreibt, wird dann ein Schweißbarkeitsindex zugeordnet. Um die Testergebnisse zur Festlegung von Schweißparametern zu nutzen werden auch an den Bauteilnähten TSN bestimmt. Ist eine solche TSN kleiner als die kritische TSN im CTS-Test, kühlt die Naht im Bauteil langsamer ab und bleibt somit rissfrei. Ist sie jedoch

Grundlagen

größer, kühlt die Bauteilnaht schneller ab und muss zur Sicherstellung der Rissfreiheit vorgewärmt werden. Die *Abbildung 26* zeigt die Probe bei dem CTS-Test.

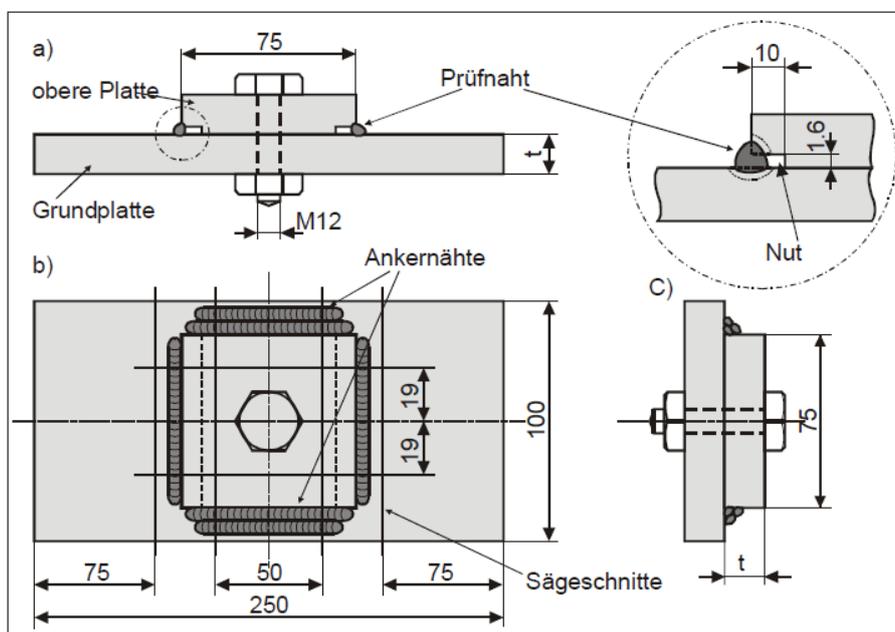


Abbildung 26: CTS-Test nach ISO 17642 /27/

3.3.2 Fremdbeanspruchte Kaltrissprüfverfahren

Bei fremdbeanspruchten Verfahren wird die mechanische Beanspruchung durch eine Belastungsvorrichtung aufgebracht.

3.3.2.1 Implant-Test

Der am häufigsten verwendete Kaltriss-Test mit fremdbeanspruchten Proben ist der Implant-Test. Dieser zeichnet sich gegenüber anderen Prüfverfahren durch geringen Werkstoffbedarf, feinstufige Einstellbarkeit der auf die Probe wirkenden Faktoren und quantitativ einfach erfassbare Ergebnisse aus. Die Entwicklung des Implant-Tests begann 1964, als Million und Cabelka in der ČSSR erste Proben dieser Art untersuchten. Die Implant-Probe ist ein zylindrischer Stab aus dem zu untersuchenden Werkstoff, dessen Ende mit einer Ring- oder Wendelkerbe versehen ist. Die Probe wird mit diesem Ende in eine entsprechende Bohrung in einer Stahlplatte bündig eingesetzt. Einschweißplatte und Probe werden durch eine Raupe, die mit den zu untersuchenden Schweißparametern und Schweißzusatzwerkstoffen geschweißt wird, verbunden (*Abbildung 27*). Je nach Höhe der Vorwärmtemperatur wird die Probe nach Abkühlung auf eine bestimmte Temperatur für mindestens 16 Stunden einer statischen Zugbelastung ausgesetzt, und die Zeit bis zum Bruch der Probe wird registriert. Ist das

Grundlagen

Versagenskriterium nicht der Bruch, sondern der Anriss der Probe, werden sämtliche nicht gebrochenen Proben metallographisch auf Anrisse untersucht. Die zu variierenden Versuchsparameter sind der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes, der zeitliche Temperaturverlauf im Schweißgut sowie in der Wärmeeinflusszone und die mechanische Beanspruchung der Probe. Die Ergebnisse werden in der Regel in Diagrammen als kritische Spannungen in Abhängigkeit von den Schweißparametern, wie diffusibler Wasserstoffgehalt und Vorwärmtemperatur, dargestellt. Unter „kritische Spannung“ oder „kritische Implant-Spannung“ versteht man hierbei die Spannung, bei der, bezogen auf den Querschnitt im Kerbgrund, kein Bruch oder kein Anriss mehr auftritt./1/

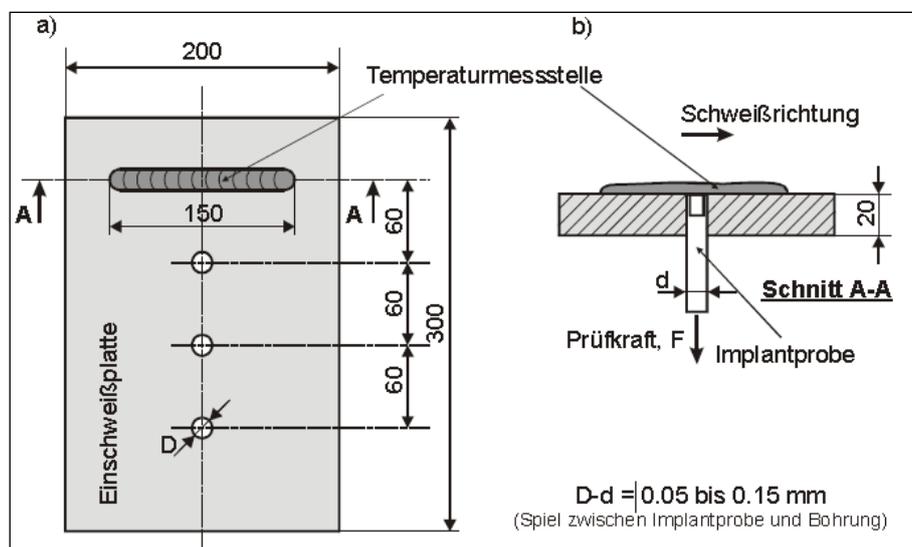


Abbildung 27: Schematische Darstellung des Implant-Versuchs (a: Draufsicht, b: Ansicht) /1/

3.4 Ergebnisdarstellung der Implant-Versuche

Wie die folgenden drei Abbildungen (Abbildung 28, Abbildung 29, Abbildung 30) zeigen, gibt es verschiedene Arten, die Ergebnisse der Implant-Tests darzustellen. Da bei dem Implant-Test mit dem Grundwerkstoff Armox[®] 500T nicht vorgewärmt und die Abkühlzeit nicht gemessen wurde, kommt für uns nur eine Darstellungsart infrage, nämlich jene, die die Abbildung 30 zeigt.

Grundlagen

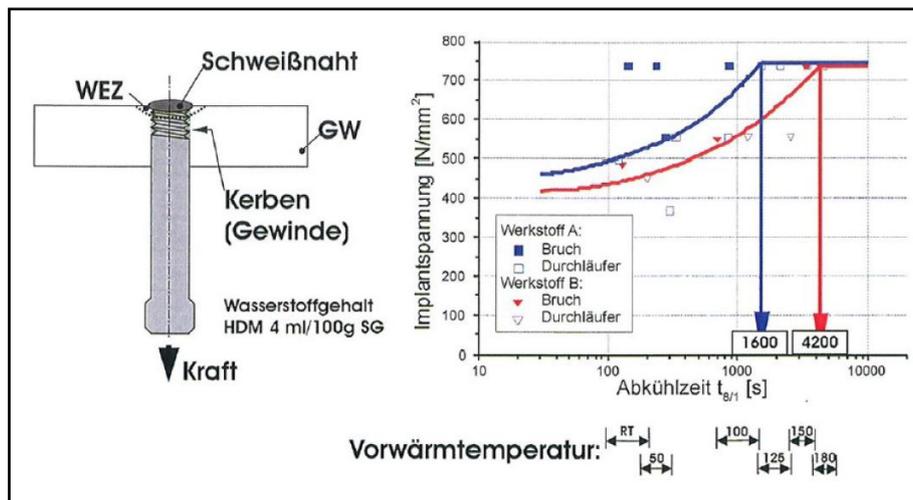


Abbildung 28: Darstellung der Versuchsergebnisse; Implant-Spannung über die Abkühlzeit /28/

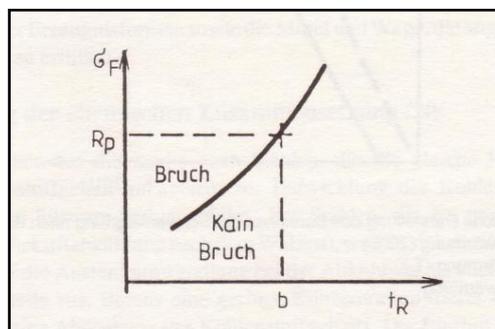


Abbildung 29: Darstellung der Versuchsergebnisse: Beanspruchung bis zur Rissbildung als Funktion der Abkühlzeit t_R /42/

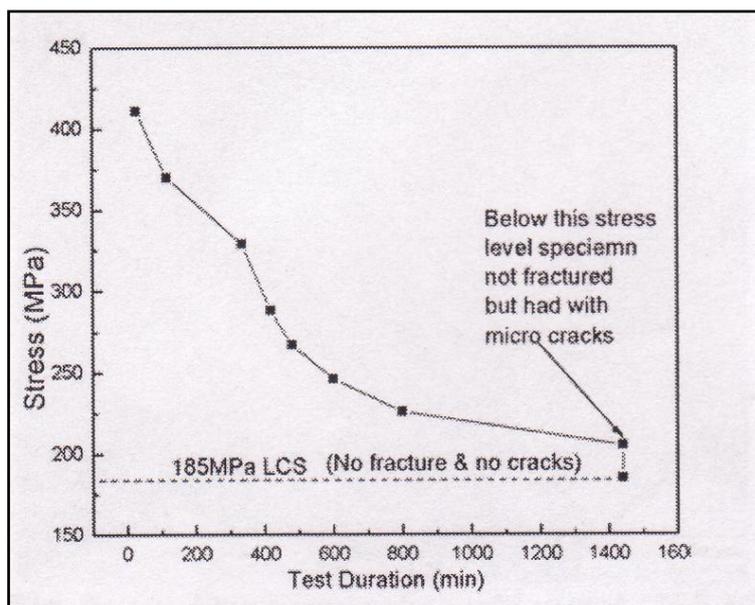


Abbildung 30: Darstellung der Versuchsergebnisse; aufgebrauchte Spannung als Funktion der Versuchszeit /29/

3.5 Versuchsmaterialien

Eine wesentlich höhere Festigkeit als bei den normalgeglühten, mikrolegierten und thermomechanisch behandelten Feinkornbaustählen lässt sich mit den vergüteten Feinkornbaustählen erzielen. Durch eine Schnellabkühlung von Walz- und Haspeltemperatur (Sprühkühlung des Warmbandes) entsteht ein Bainit- oder Martensitgefüge, das in der Regel durch die Resthitze im Coil angelassen wird. Die dann folgende langsame Abkühlung im Coil ermöglicht dem bis dahin schnell abgekühlten Stahl ein Anlassen des Abschreckgefüges sowie eine weitere Festigkeitssteigerung durch die Ausscheidung von Karbiden.

Der bei diesem Fertigungsablauf entstehende Martensit besitzt wenig Kohlenstoff und ist eher im oberen Temperaturbereich angelassen. Es sind Streckengrenzen bis etwa 1.100 MPa bei gleichzeitig guter Zähigkeit möglich. Beim Anlassen gehen zwar die Versetzungen und die Verspannungen mit steigender Temperatur und Dauer zunehmend verloren, die Struktur bleibt jedoch extrem fein. Die Härtungswirkung der ausgeschiedenen Teilchen nimmt mit zunehmender Anlasstemperatur und –dauer infolge einer Koagulation ab, woraus eine leichte Streckgrenzenverringerng resultiert. Gleichzeitig findet eine Zunahme von Verformbarkeit und Kerbschlagarbeit statt ^{/30/}.

Der Walzprozess bei der thermomechanischen Behandlung wird in Vorwalzen und Fertigwalzen unterteilt. Die erste Walzung erfolgt bei ähnlichen Temperaturen wie etwa beim konventionellen Walzen. Das Fertigwalzen dagegen geht bei relativ tieferen Temperaturen vonstatten, die Abkühlung erfolgt dann an ruhiger Luft oder beschleunigt (*Abbildung 31*).

Grundlagen

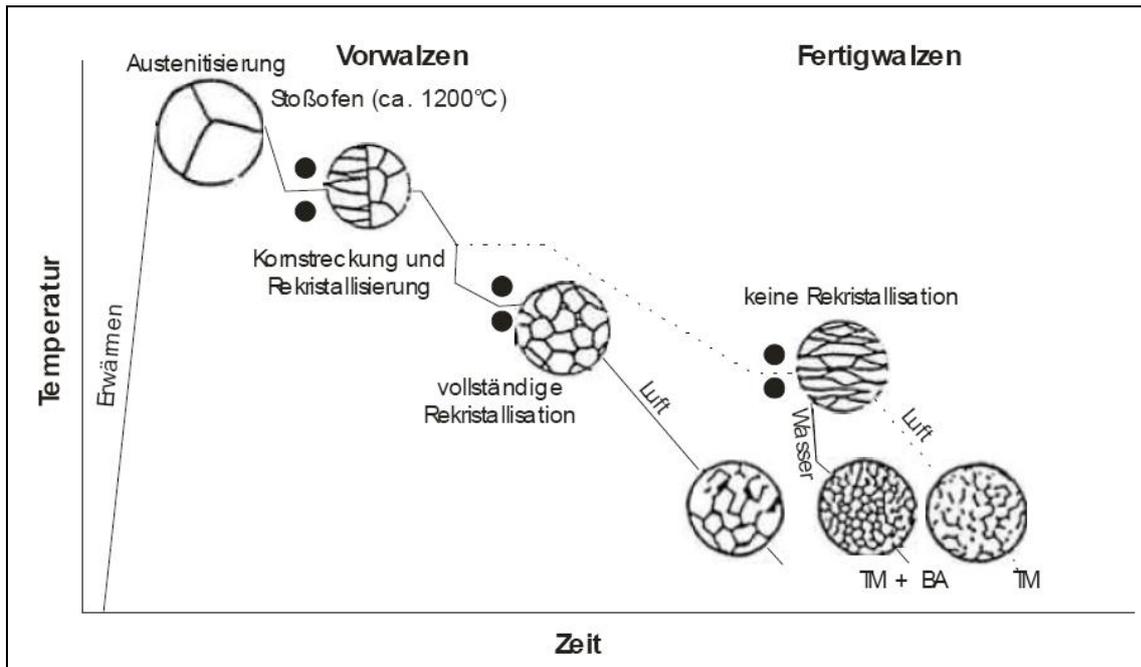


Abbildung 31: Thermomechanisches Walzen /31/

Grundlage zur Erreichung dieses typischen Gefüges ist eine Endverformung in einem Bereich, in dem keine oder nur eine geringfügige Rekristallisation des Austenits erfolgt (Abbildung 32).

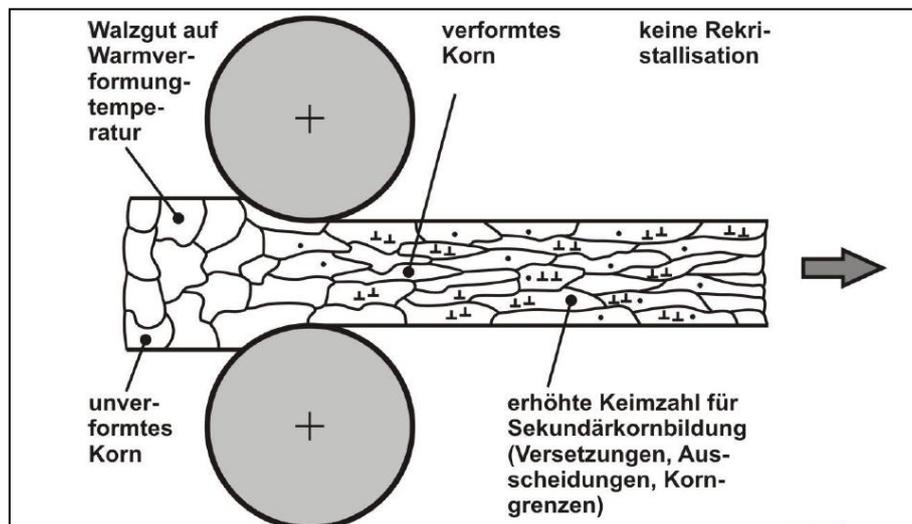


Abbildung 32: Gefügeveränderung beim thermomechanischen Walzen /31/

3.5.1 Grundwerkstoff Armox® 500T

Der Begriff Armox kommt von „armour“, da dieser Stahltyp im militärischen Bereich verwendet wird. Die Zahl 500 bezieht sich auf die Brinellhärte des Materials (HBW).

Armo^x® 500T wird in Oxelösund (Schweden) von SSAB hergestellt. Es handelt sich um einen hochfesten, martensitischen und wasservergüteten Feinkornbaustahl, welcher seine Eigenschaften durch einen thermomechanisch kontrollierten Walzprozess erhält.

Abbildung 33 stellt den metallographischen Schliff des Armox[®] 500T dar, das nadlige Martensitgefüge ist gut zu sehen.

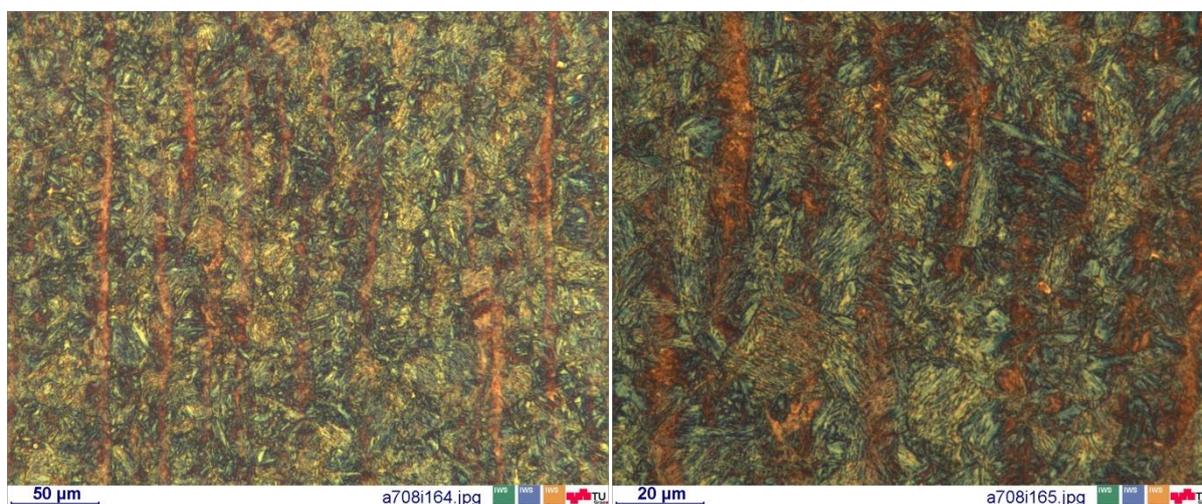


Abbildung 33: Metallographischer Schliff Armox[®] 500T, Beraha, II Ätzung /32/

Element	%C	%Si	%M	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%B
Armo ^x ® 500T	<0,32	0,1-0,04	<1,2	<0,01	<0,01	<1	<1,8	<0,7	<0,005

Tabelle 3: Chemische Richtzusammensetzung des Grundwerkstoffs Armox[®] 500T

Eine genauere Beschreibung des Werkstoffs Armox[®] 500T sowie seine mechanischen Eigenschaften sind im Werkstoffblatt im Anhang zu finden.

Grundlagen

3.5.2 Grundwerkstoff S900 M

Im Rahmen dieser Arbeit wurde auch die Kaltrissempfindlichkeit eines thermomechanisch gewalzten, hochfesten Feinkornbaustahls S900 M beim MAG-Schweißen mit dem Schweißzusatz Union X96-IG (Massivdraht, Durchmesser 1.2mm) mit Implant-Tests zu Vergleichszwecken herangezogen.

Dabei wurden unter Variation der Vorwärmtemperatur und Schweißgeschwindigkeit verschiedene Implant-Tests nach Norm EN ISO 17642-3:2005 durchgeführt.

Die folgende Tabelle stellt die nominelle Zusammensetzung der Legierungselemente dar.

Element	%C	%Mn	%Si	%Cr+Mo	%Ni	%Ti+V
S900 M	<0.1	<1.5	<.2	<1	<1	<0.02
Union X 96	0.12	1.9	0.8	1	2.35	0

Tabelle 4: Chemische Richtzusammensetzung des Grundwerkstoffs S900 M und des Schweißzusatzes Union X 96 IG./33/

Genauere Angaben über die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs S900 M sind dem Anhang zu entnehmen.

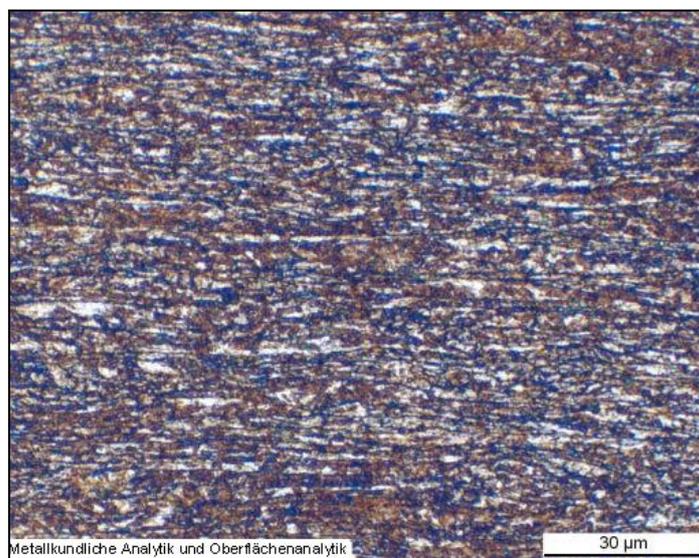


Abbildung 34: Metallographischer Schliff Alform700 LePera Ätzung /34/

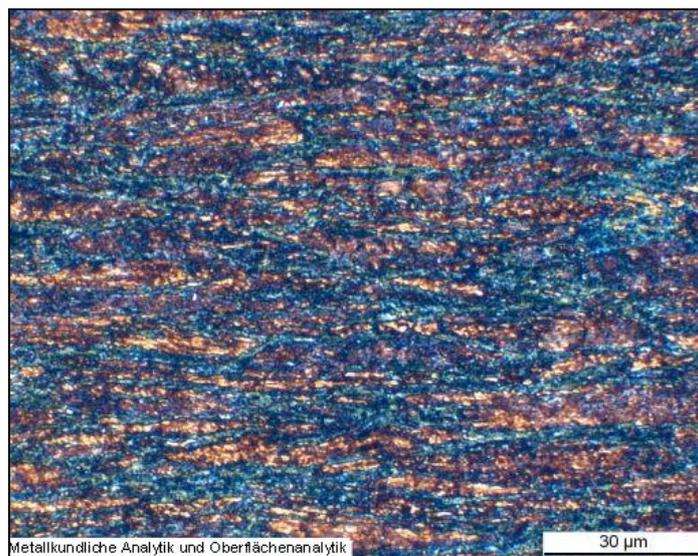


Abbildung 35: Metallographischer Schliff Alform 900 LePera Ätzung/34/

3.5.3 Schweißzusätze

An diesem Punkt sollen die Unterschiede zwischen Metallpulverfülldrähte und Massivdrähte erläutert werden. Der Fülldraht besteht aus einer metallischen Umhüllung mit einer Füllung aus metallischem Pulver. Dadurch können herstellungsbedingt festere Drähte erzeugt werden. Die höhere Abschmelzleistung der Fülldrähte gegenüber Massivdrähte zeigt die nachstehende Abbildung. Die Begründung liegt in der hohen Stromdichte (A/mm^2), da der Stromübergang fast ausschließlich über den Rohrmantel erfolgt.

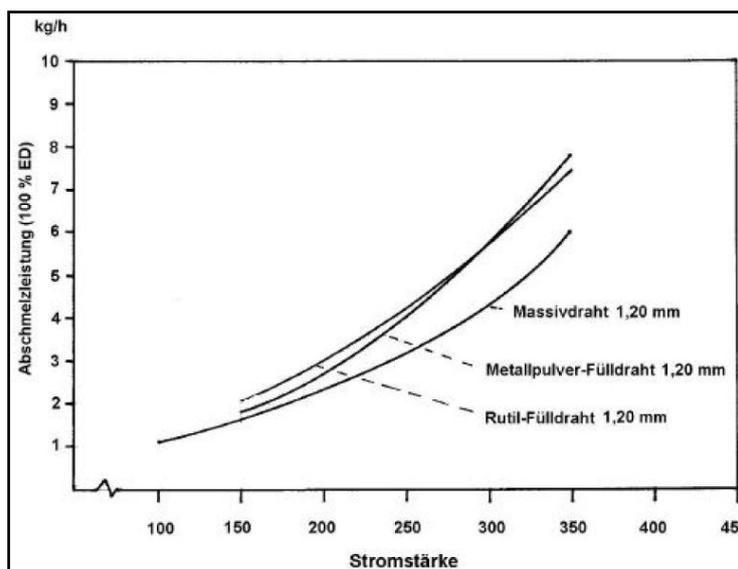


Abbildung 36: Abschmelzleistung verschiedener Drähte über die Stromstärke ^{35/}

Grundlagen

HSDX-MC Ma40 Standard

Es handelt sich um einen Fülldraht der Böhler Schweißtechnik BSGA. Die Bezeichnung steht für hochfesten Superduplex Metallpulverfülldraht.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	V	Ti
HSDX-MC Ma40	0,025	1,37	0,58	0,016	0,013	31,9	4,86	12,6	0,17	-	-

Tabelle 5: Chemische Analyse des verwendeten Schweißgutes, Angaben in Massenprozent, Rest auf 100 % ist Fe /36/

HSDX-MC Ma40 H₂ „optimiert“

Die H₂ Optimierung (Reduktion) ist über eine zusätzliche Glühbehandlung abgelaufen. Die Glühbehandlung hat bei einer Temperatur zwischen 800 und 900 °C stattgefunden. Ansonsten ist an dem Schweißzusatz HSDX Ma 40 bezüglich Zusammensetzung nichts verändert worden.

BÖHLER A7-MC /^{37/}

Die einfache Handhabung und hohe Abschmelzleistung von BÖHLER A7-MC führt zu hoher Produktivität bei ausgezeichnetem Schweißverhalten, geringster Spritzerbildung, feinschuppiger Nahtzeichnung, guter Flankenbenetzung und gleichmäßig sicherem Einbrand. Der im Vergleich zum Massivdraht breitere Lichtbogen vermindert das Risiko von Bindefehlern deutlich und verzeiht Kantenversatz und unterschiedliche Spaltbreiten gut. Eigenschaften des Schweißguts: kaltverfestigungsfähig, sehr gute Kavitationsbeständigkeit, rissicher, thermoschockbeständig, zunderbeständig bis 850 °C, unempfindlich gegenüber Sigma-Phasen-Versprodung über + 500 °C, Wärmebehandlung ist ohne Probleme möglich, kaltzäh bis - 110 °C. Bei Betriebstemperaturen von über 650 °C ist eine Rücksprache mit dem Hersteller zu empfehlen.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	V	Ti	O
A7-MC	0,103	0,55	6,31	0,014	0,011	18,75	-	9,19	0,024	0,05	0,009	0,056

Tabelle 6: Chemische Analyse des verwendeten Schweißgutes A7-MC, Angaben in Massenprozent, Rest auf 100% ist Fe

Grundlagen

Mechanische Gütwerte des reinen Schweißguts (Schutzgas Argon + 2.5 % CO₂).

Gütwerte	Einheit	unbehandelt, Schweißzustand	
Streckgrenze Re	N/mm ² (MPa)	400	(≥ 350)
Zugfestigkeit Rm	N/mm ² (MPa)	600	(≥ 500)
Dehnung A	%	42	(≥ 25)
Kerbschlagarbeit	ISO-V, KV J, + 20 °C	70	(≥ 32)
	ISO-V, KV J, - 110 °C	30	-

Tabelle 7: Mechanische Gütwerte des reinen Schweißguts

X96-IG

Als Schweißzusatz beim Schweißen von S900 M wurde ein hochfester, niedrig legierter Massivdraht X96-IG Durchmesser 1,2 mm für das MAG Schweißen verwendet. Dieser wurde statt des mindestens geforderten X90-IG untersucht, d.h. das Schweißgut X96 ist „overmatched“.

Die chemische Zusammensetzung dieses Schweißgutes stellt die *Tabelle 7* dar.

4 Praktische Versuchsdurchführung

4.1 Implant-Anlage am IWS der TU Graz

Die Implant-Versuche wurden an der Implant-Anlage am IWS der TU Graz durchgeführt. Diese Anlage besteht aus folgenden Komponenten:

- 1) dem Prüftisch
- 2) der Zugeinrichtung (Antrieb-Federsystem-Hebel-Kraftmessdose) der Implant-Steuerung für das Vorwärmen (*Abbildung 37*)

Als Antrieb dient ein Motor, der über ein Schneckengetriebe die Hubspindel antreibt. Aufgrund eines reibschlüssigen Systems wird die Hubspindel je nach Motordrehrichtung translatorisch nach oben bzw. nach unten bewegt. Diese Hubspindel bewegt nun über ein Federsystem stoßfrei den Hebelarm nach oben bzw. nach unten. Das Hebelpaar ist durch mehrere Schrauben verbunden. Unter der Einspannvorrichtung ist die Kraftmessdose angebracht. Über den langen Hebelarm können große Kräfte bei kleinen Abständen erreicht werden.

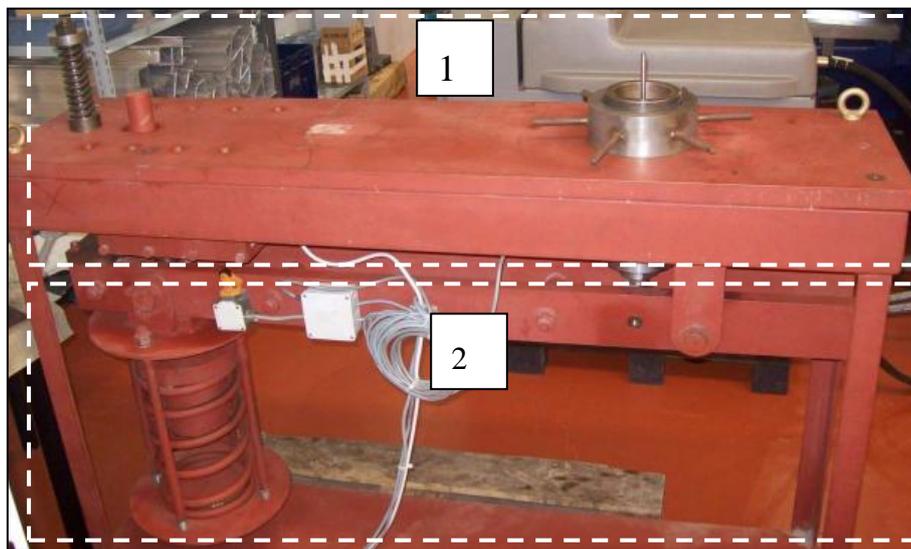


Abbildung 37: Implant-Anlage/Belastungseinheit

Zur Ausschaltung der größeren Spiele an den Lagern wurde eine Stütze eingebaut, sowie die große Feder aus dem Kraftfluss herausgenommen, d.h. die Feder wird nicht belastet und die Kraft direkt durch den Hebelarm auf die Implant-Probe geleitet (*Abbildung 38*).



Abbildung 38: Stütze zur Ausschaltung des Lagerspiels

Abbildung 39 zeigt die Temperaturmessung mittels eines NiCr-Ni Thermoelements (Typ K) in 8mm Entfernung von der Schweißnahtmitte.

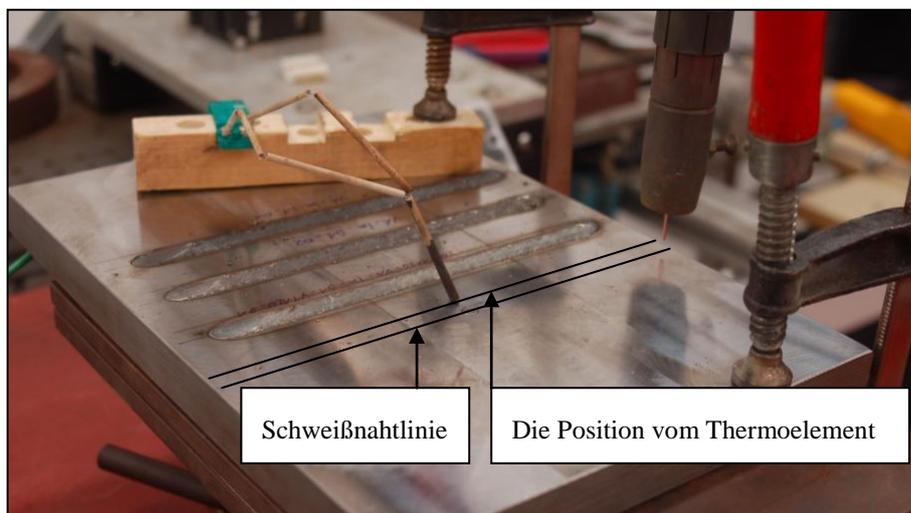


Abbildung 39: Temperaturmessung

Praktische Versuchsdurchführung

Abbildung 40 zeigt das Wegmesssystem, das auf dem Hebel der Zugeinrichtung fixiert ist.



Abbildung 40: Berührungslose Wegmessung mittels Wirbelstromsensor

Prinzip des Wirbelstromsensor:

Wird ein leitender Körper in einem Magnetfeld bewegt, dann treten in diesem Feld Wirbelströme auf, da im leitenden Material eine Spannung induziert wird. Mit diesem Prinzip können Längen und Dicken elektrisch leitender Werkstoffe im Bereich zwischen 0,5 mm und 140 mm bestimmt werden. Diese Sensoren gehören zu der Klasse der berührungslosen Abstandsmesser (Non-Contacting-Displacement-Transducers, NCDT).

Wirbelstromsensoren sind unempfindlich gegenüber Medien wie Öl, Wasser und Staub im Messspalt. Sie reagieren nur auf Metalle in diesem Spalt.^{38/}

4.2 Funktionsanalyse der Implant-Anlage^{/39/}

Im folgenden Kapitel wird die Funktion der am IWS-Institut vorhandenen und für die Implant-Tests verwendeten Implant-Anlage erklärt und analysiert.

4.2.1 Kraftfluss

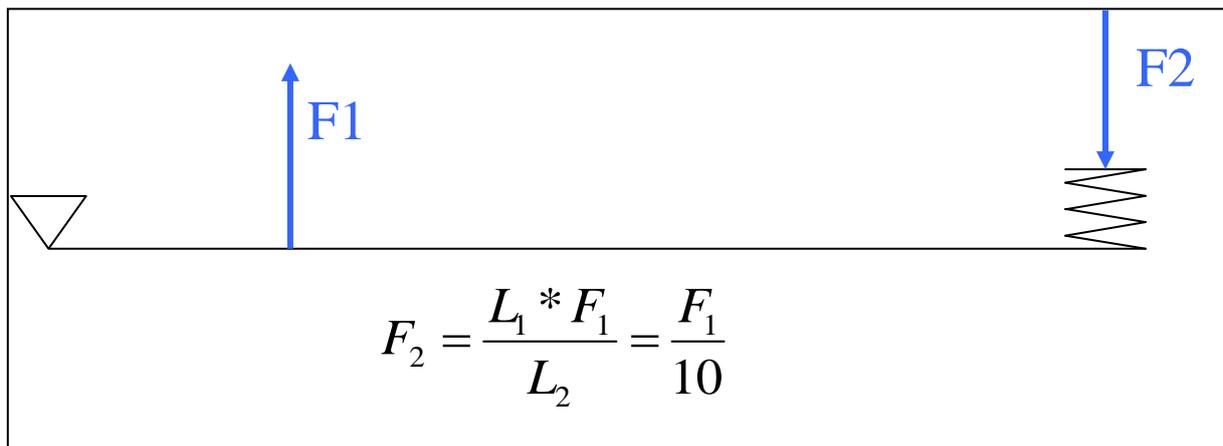


Abbildung 41: Ersatzsystem der Implant-Anlage

Die Kraft wird von einem elektrischen Motor über eine Klauenkupplung und ein Getriebe auf eine vertikale Gewindespindel übertragen, die jedoch nur eine bestimmte Kraft aufnehmen kann. Die Spindel ist formschlüssig durch einen Verbindungsbolzen mit der Kupplungseinheit verbunden. Durch die Bewegung der Spindel nach unten wird die Kupplungseinheit mit der Kraft F_2 zusammengedrückt und bewegt zwei miteinander verbundene Balken nach unten. Durch die Bewegung der Balken wird die Implant-Probe auf Zug belastet.

Der Abstand von der Kupplungseinheit zur Lagerung der Balken ist 1000 mm und der Abstand zwischen Implant-Probe und Lagerung der Balken ist 100 mm. Die Kraft F_1 ist die Zugkraft mit der die Implant-Probe durch die Balken belastet wird. Damit ergibt sich ein Kräfteverhältnis von $F_2/F_1=1/10$. D.h. dadurch, dass die Kraft indirekt über zwei Balken mit dem Kräfteverhältnis 1/10 aufgebracht wird, kann bei dieser Implant-Anlage ein Motor mit kleinerer Leistung verwendet werden um die gleiche Belastung zu erreichen wie bei einer direkten Belastung auf die Implant-Probe.

Praktische Versuchsdurchführung



Abbildung 42: Implant-Anlage am IWS

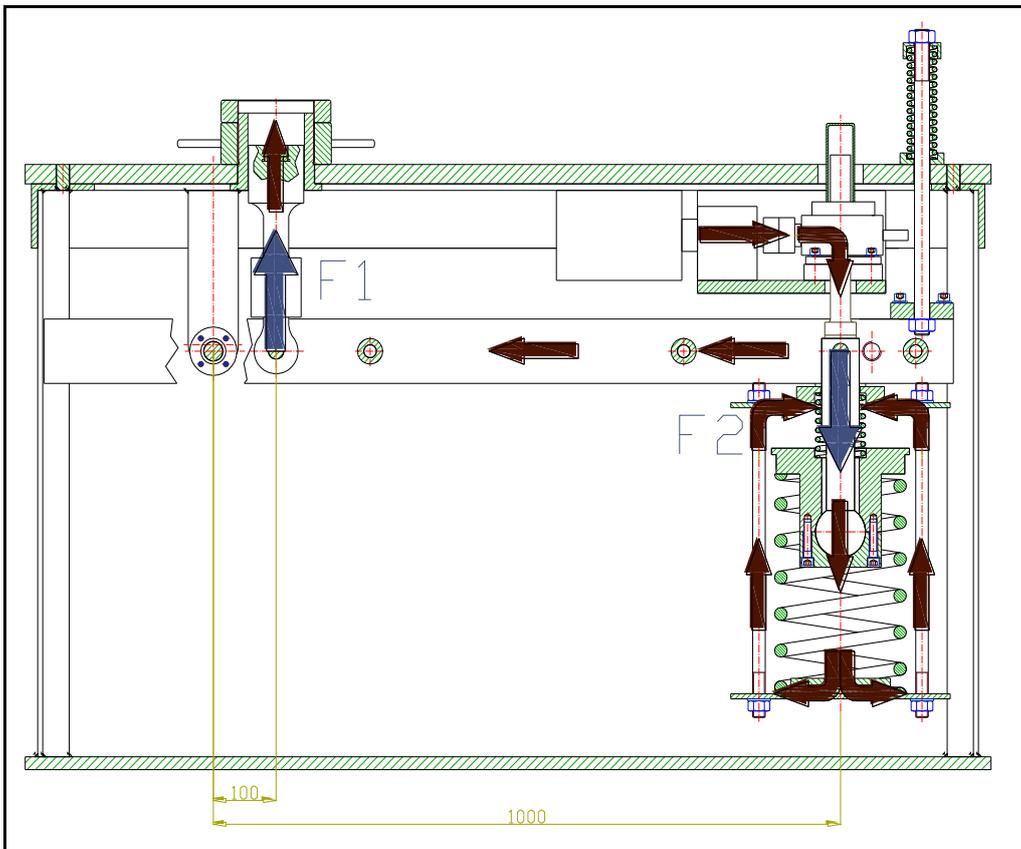


Abbildung 43: Schnittdarstellung der Implant-Anlage mit Kraftfluss (braune Pfeile)

4.2.2 Belastungseinheit

Die Belastungseinheit besteht aus Motor, Klauenkupplung und Spindelhubgetriebe. Die Spindel des Spindelhubgetriebes ist formschlüssig durch einen Bolzen mit dem Kupplungskörper der Kupplungseinheit verbunden. In die Gewindespindel werden durch den Motor ein Drehmoment und eine Druckkraft eingeleitet. Das Drehmoment ist proportional zur Druckkraft. Die Kupplungseinheit kann nur ein bestimmtes Drehmoment aufnehmen, dadurch ist auch die Kraft (Prüfkraft) begrenzt. Wenn die Rutschkupplung aktiviert wird, hat man einen Übergang von Haftreibung zu Gleitreibung (Gleitreibung < Haftreibung). Dadurch wird das Drehmoment wieder geringer und somit kann auch die Kraft ruckartig abnehmen. Dies führt zu starken Stößen und soll nach Möglichkeit vermieden werden.

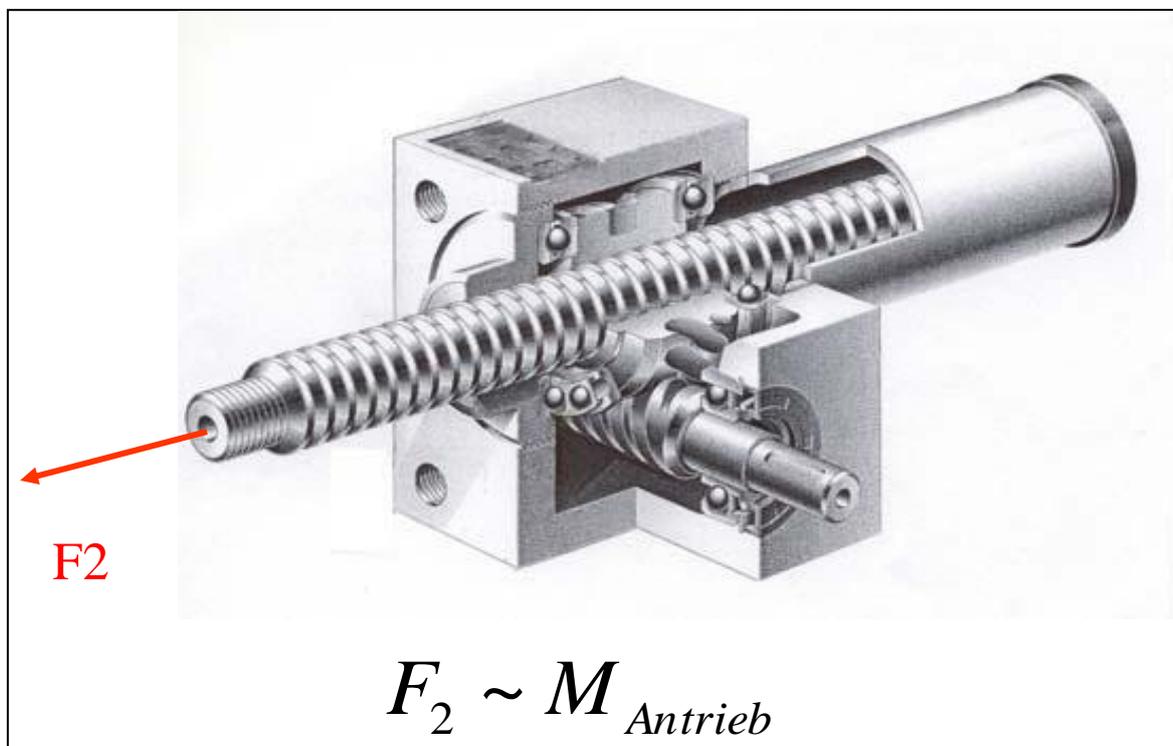


Abbildung 44: Prinzip eines Spindelgetriebes

4.2.3 Kupplung

Die Kupplungseinheit funktioniert nach dem Prinzip einer Rutschkupplung. Sie besteht aus dem Reib- oder Kupplungskörper, der sich in einem runden Gehäuse befindet. Das Gehäuse besteht aus zwei Teilen, welche miteinander verschraubt sind. Es ist nach oben mit einer Feder gegen den oberen Deckel und nach unten mit einer stärkeren Feder gegen den unteren Deckel abgestützt. Der obere und der untere Deckel sind mit vier Gewindebolzen verschraubt. Der Kupplungskörper ist eine Welle mit einer Kugel am unteren Ende, und er ist nach oben durch einen Bolzen formschlüssig mit der Gewindespindel verbunden. Die Kupplungseinheit ist drehbar und mit zwei Schrauben durch zwei Aufhängungslaschen am oberen Kupplungsdeckel an den zwei Belastungsbalken befestigt. Durch die Bewegung der Spindel nach unten werden die Federn und damit die Kupplungseinheit zusammengedrückt und es bewegen sich die Balken nach unten. Die Bewegung der Balken beschreibt dabei die Form eines Kreisbogens. Aus diesem Grund ist die Kupplungseinheit drehbar an die Belastungsbalken befestigt und kann sich somit während der Bewegung der Balken wieder lotrecht ausrichten.

Die Aufgabe der Kupplung ist der Schutz der Spindel vor Knickung. Die Kupplung hat keinen Einfluss auf die Krafteinstellung. D.h. nicht regulierbare Kraftbegrenzung.

Es wäre sinnvoller die Kupplung so auszulegen, dass die maximale Prüfkraft erreicht werden kann, bevor die Rutschkupplung anspricht.

Bei den Versuchen wurde die Kupplung jedoch schon vor Erreichen der Prüfkraft aktiviert. Deshalb wurde bei den Versuchen die Kupplung einfach deaktiviert.

Die von der Kupplungseinheit maximal übertragbare Kraft ist nicht bekannt und wurde während der Durchführung von Versuchen auch nicht ermittelt. Die Höhe der Prüfkraft ist abhängig von dem zu untersuchenden Werkstoff und ändert sich daher je nach Werkstoff.

Praktische Versuchsdurchführung

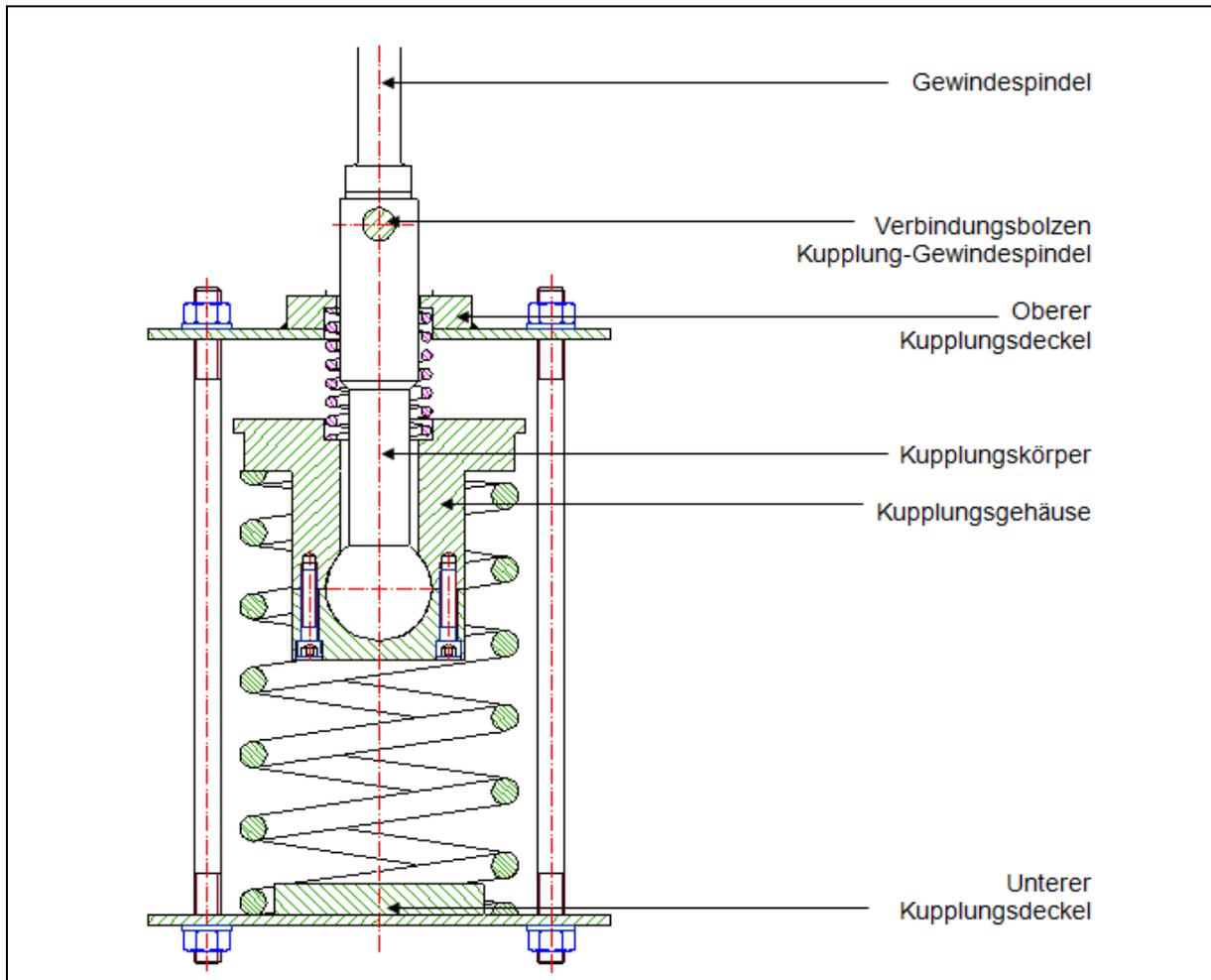


Abbildung 45: Schnittdarstellung der Kupplungseinheit

Praktische Versuchsdurchführung

4.3 Probenherstellung

Die Implant-Probe und die Einschweißplatte müssen entsprechend der NORM CR ISO 15608 aus der gleichen Werkstoffgruppe sein. Die Implant-Proben (Drm. 6 mm, Länge 95 mm) wurden aus dem wasservergüteten hochfesten Feinkornstahl Armox[®] 500T hergestellt.

Einschweißplatte	
Plattendicke	20 mm
Breite	200 mm
Länge	300 mm
Durchmesser der Bohrungen D	D-d=(0,05-0,15) mm
Werkstoff	C-Mn-Stahl oder ein der Implant-Probe ähnlicher Stahl
Abstand a	≥ 33 mm
Anzahl der Bohrungen	≥ 4
Implant-Probe	
Länge	abhängig von der Prüfeinrichtung [9mm]
Durchmesser d	$6_{+0}^{-0,05}$ $8_{+0}^{-0,05}$
Art der Kerbe	Wendelkerbe, Umlaufkerbe, V-Kerbe
Kerbwinkel a	$(40 \pm 2)^\circ$
Kerbtiefe t	$(0,5 \pm 0,05)$ mm
Kerbradius R	$(0,1 \pm 0,01)$ mm
Steigung	$(1 \pm 0,02)$ mm

Tabelle 8: Implant- Probe und Einschweißplatte; Abmessungen, Bedingungen und Toleranzen /40/

Aufgrund der hohen Festigkeit bzw. Härte des Armox[®] 500T, sowie auch der engen Toleranzen, war die Herstellung der Implant-Proben schwierig. Die Firma Prügger wurde beauftragt, die Implant-Proben mit der Methode der Funkenerosion herzustellen.

Die Schweißplatten jedoch wurden auf der TU Graz bearbeitet und für die Implant-Tests vorbereitet.

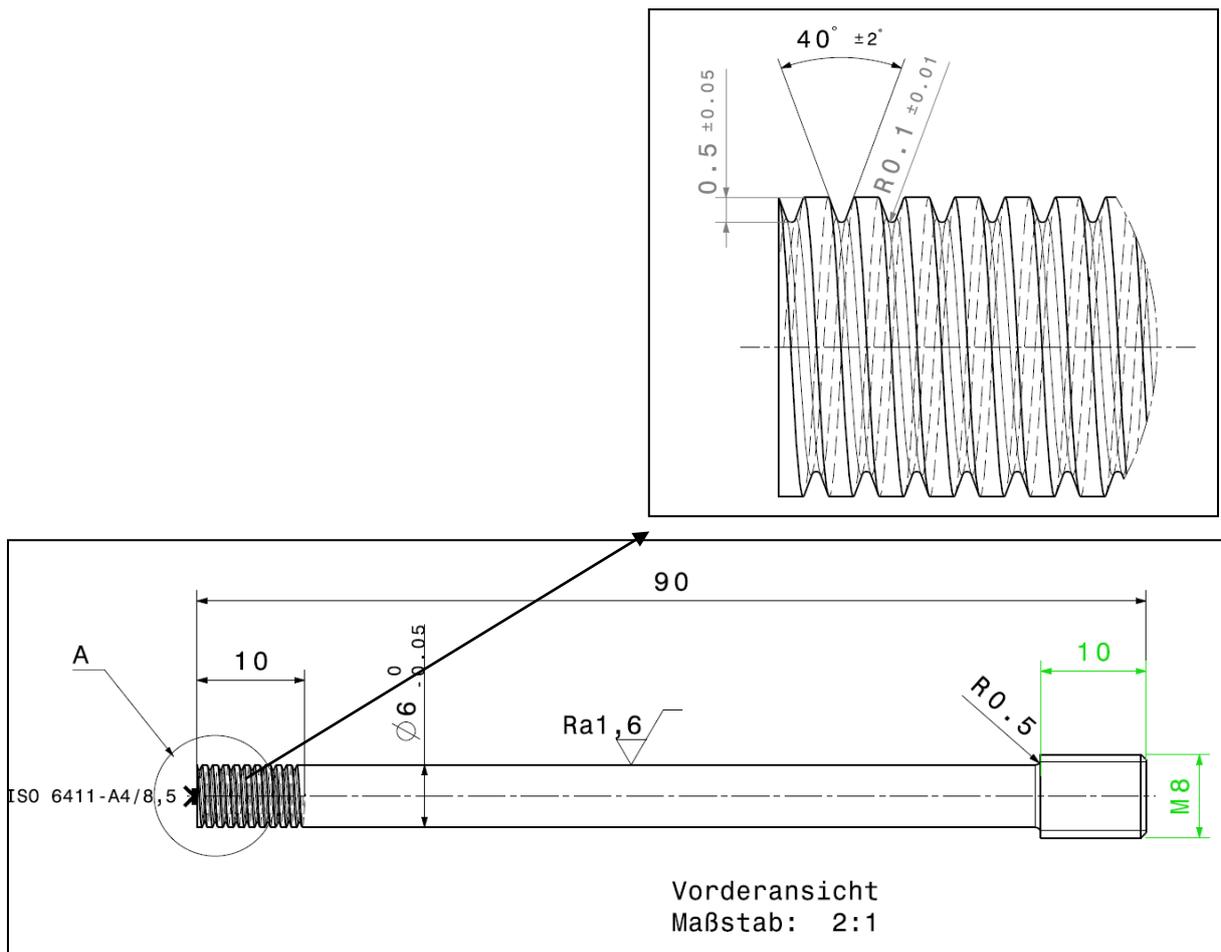


Abbildung 46: Vorderansicht der Implant-Probe

4.4 Temperaturmessung

Um die Anforderungen der Norm EN ISO 17642-3, z.B. Aufbringung der Prüfkraft oder Messung der Abkühlzeit $t_{8/5}$, zu erfüllen, wurde während des Implant-Tests eine Temperaturmessung mittels Thermoelementen durchgeführt. Die Messung der Temperatur war insofern notwendig, da die Belastung der Implant-Probe bei einer bestimmten Temperatur aufgebracht und bei einer bestimmten Temperatur enden soll.

Die Prüfkraft F (Belastung) muss nach Beendigung der Schweißung bei der Temperatur T_L abhängig von der Vorwärmtemperatur T_V aufgebracht werden. ^{41/}

Praktische Versuchsdurchführung

$T_V \leq 100 \text{ °C}$	$100 \text{ °C} < T_L < 150 \text{ °C}$
$T_V > 100 \text{ °C}$	$T_L = T_V + 50 \text{ °C}$

Tabelle 9: Belastung der Implant-Probe abhängig von der Vorwärmtemperatur /41/

Beim Implant-Test wurden die Versuchsmaterialien nicht vorgewärmt; das heißt $T_V \leq 100 \text{ °C}$. Aufgrund dessen soll die Aufbringung der vorgegebenen Belastung bei einer Temperatur von 150 °C beginnen und bei 100 °C beendet sein.

Eine Temperaturmessung war in der Nahtmitte nur durch händisches Eintauchen in das Schweißbad durchführbar. Diese Messung erwies sich aber bei den Vorversuchen als äußerst unsicher und nicht reproduzierbar. Daher war eine Verkoppelung der Kraftaufbringung mit der Temperaturmessung sehr risikoreich.

Abbildung 47 zeigt das während dem Schweißen händisch in das Schweißbad eingetauchte Thermoelement.

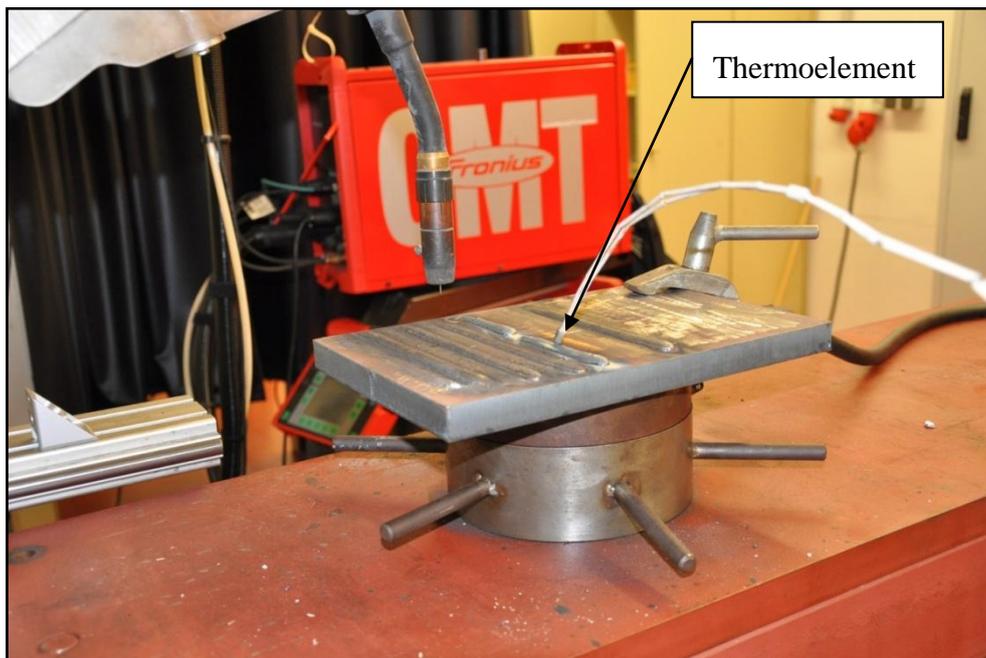


Abbildung 47: Eintauchversuch des Thermoelements in das Schweißbad

Die Messung über das Eintauchen des Thermometers wurde trotzdem bei den letzten vier Implant-Tests durchgeführt (Implant-Proben 17, 18, 19 und 20).

Praktische Versuchsdurchführung

4.4.1 Praktische Vorgangsweise bei der Aufbringung der Belastung

Um den Unterschied zwischen der Messung der Temperatur in Nahtmitte und in 8 mm Entfernung zu veranschaulichen, wurde ein Vorversuch durchgeführt.

Wie man in der *Abbildung 48* sieht, ist der Unterschied zwischen den zwei Messungen (blaue und rote Linie) in dem Temperaturbereich 150 bis 100 nicht so groß.

Bei dem Vorversuch wurde auch die Zeit vom Start der Schweißung bis zum Erreichen einer Temperatur von 150 °C (~58 sec) entsprechend der blauen Linie und weiters die Zeit, die für die Aufbringung der Belastung zur Verfügung stand (~52 sec), gemessen.

Die gemessenen Zeiten wurden für die weitere Durchführung der Implant-Tests genutzt.

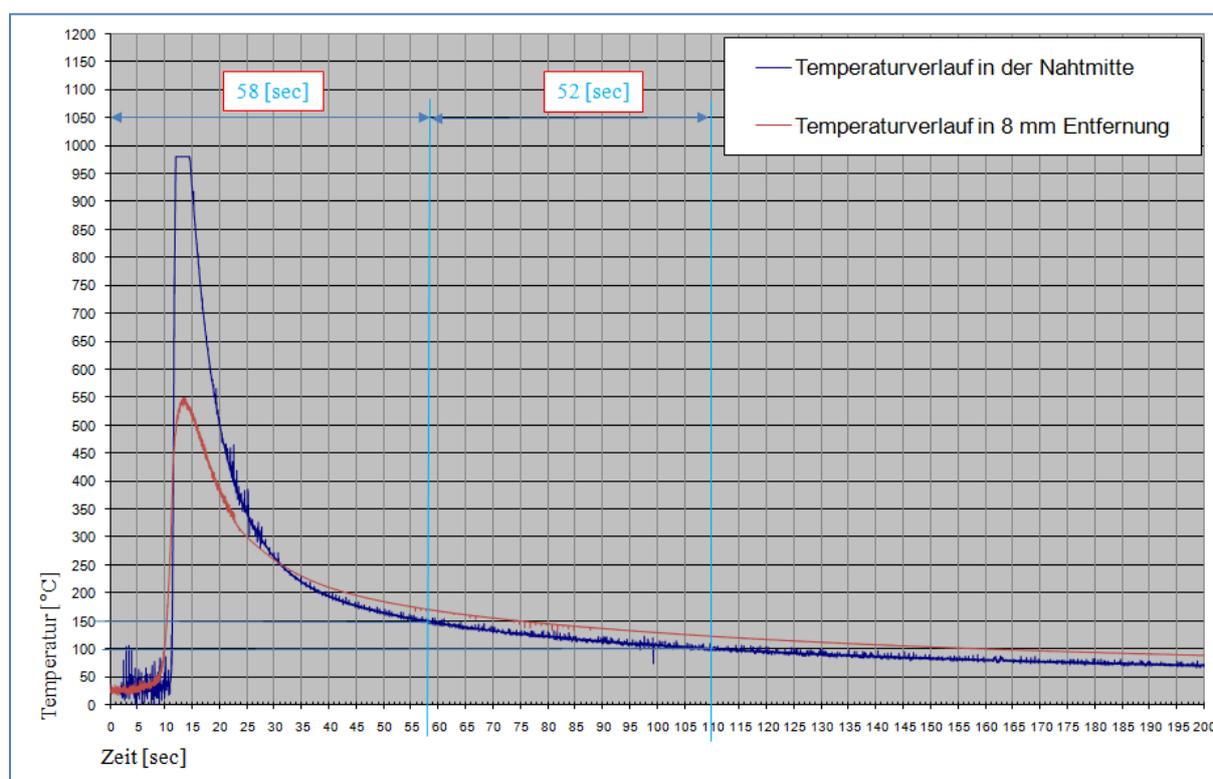


Abbildung 48: Temperaturmessung in Nahtmitte und in 8 mm Entfernung

Nach der Norm EN ISO 17642-3 muss bei jedem Versuch ohne Nachwärmen der Abkühlzyklus durch Messen und Aufnahmen der Abkühlzeit zwischen 800 °C und 500 °C ($t_{8/5}$) und der Abkühlzeit zwischen 300 °C und 100 °C ($t_{3/1}$) charakterisiert werden. Da die Schweißparameter, die einen Einfluss auf Abkühlzyklen haben, bei allen Implant-Tests gleichgeblieben sind, wurden die Zyklen nur einmal gemessen.

Praktische Versuchsdurchführung

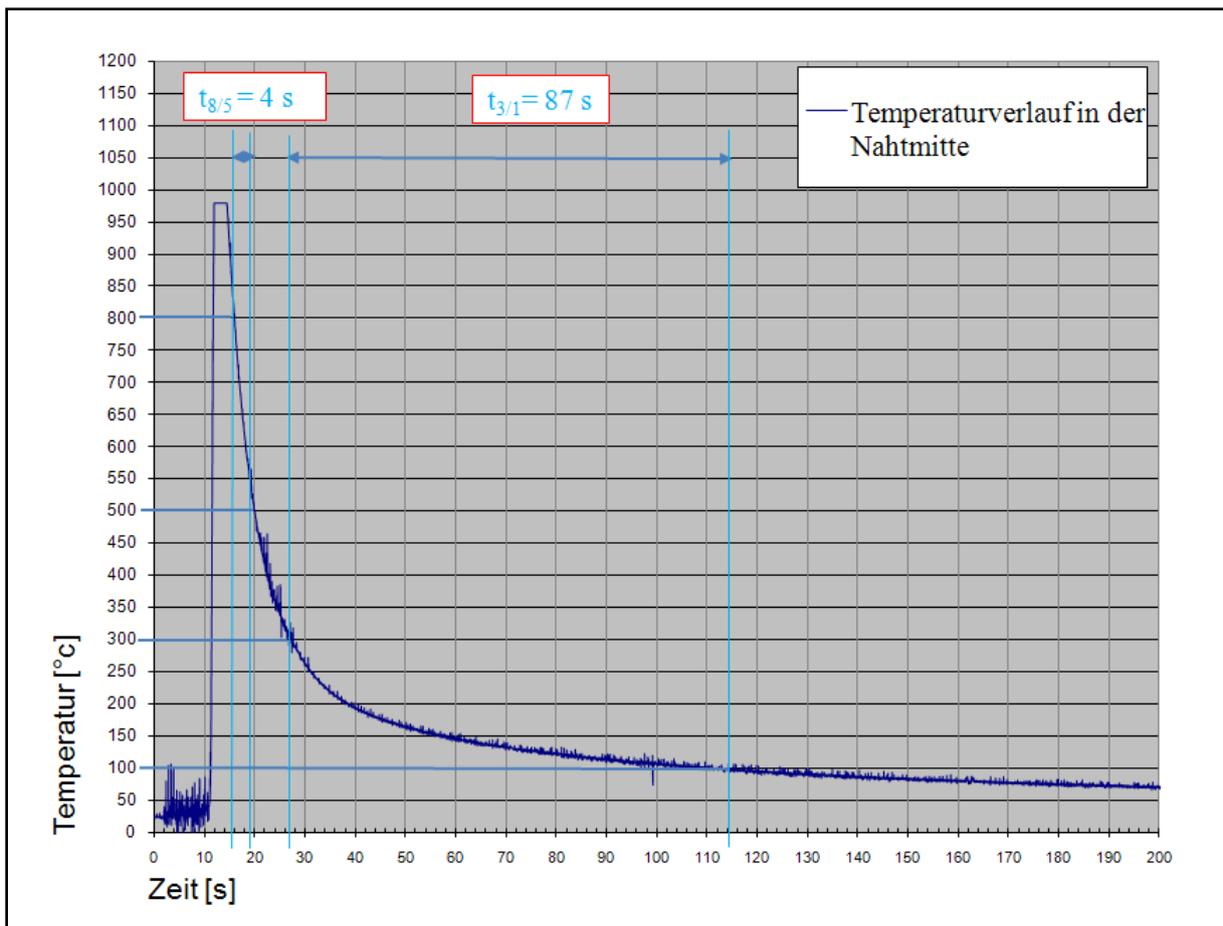


Abbildung 49: Abkühlzyklen $t_{8/5}$ und $t_{3/1}$

4.5 Aufmischung

Beim Auftragsschweißen bildet sich das Schweißgut aus einem Gemisch von aufgeschmolzenem Grundwerkstoff und abgeschmolzenem Zusatzwerkstoff. Für die Abschätzung des Aufmischungsgrades werden zwei Flächen bestimmt: Z die Auftragsfläche und G die Einbrandfläche.

Der Grad der Aufmischung ist wie folgt definiert:

$$\text{Aufmischung} = \frac{G}{G + Z} \cdot 100[\%]$$

Formel 14: Die Aufmischung /42/

Mit dem Programm KS400 wurde die Querschnittsfläche bestimmt. Dabei erhielt man folgende Ergebnisse:

$$Z = 27,73 \text{ mm}^2$$

$$G = 9,76 \text{ mm}^2$$

$$A_G = 38,16 \text{ mm}^2$$

Setzt man diese Werte in die Formel, so erhält man für das Aufmischungsgrad einen Wert von 25,50 %.

Die *Abbildung 50* macht deutlich, welche Flächen für die Bestimmung der Aufmischung bei einer Auftragsraupe herangezogen werden.

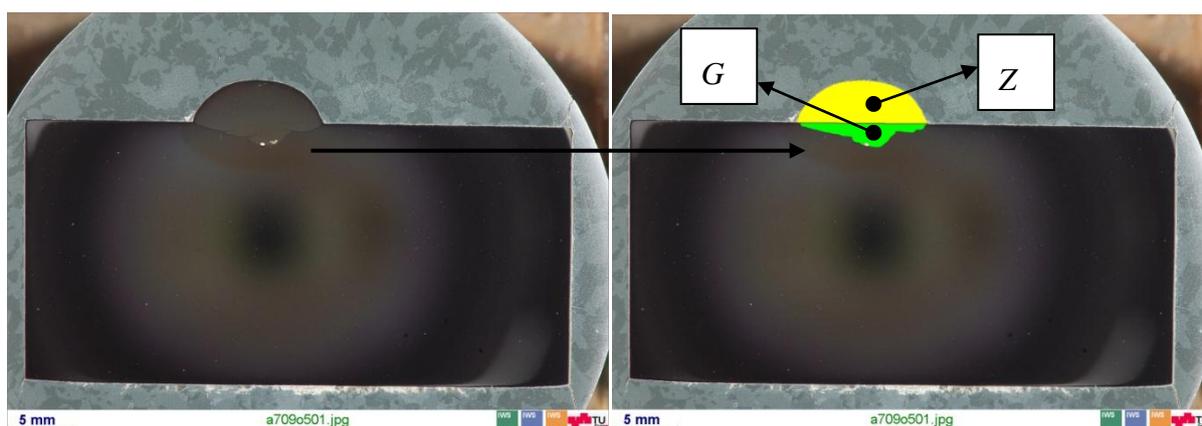


Abbildung 50: Aufmischung bei einer Auftragsraupe

4.6 Schöfflerdiagramm

Mit Hilfe des Schöffler-Diagramms ist es möglich, den Gefügestand des Schweißguts von hochlegierten Stählen (vorwiegend Cr- und Ni-legierte Stähle) festzulegen. Durch entsprechende Wahl des Schweißzusatzwerkstoffs können damit beim Verschweißen von hochlegierten Stählen der Gefügestand bzw. die Eigenschaften des Schweißguts (bei Berücksichtigung der Aufmischung) vorbestimmt werden. Auf der Abszisse sind ferritbildende Elemente Cr, Mo, Si, Nb als Cr-Äquivalent dargestellt, auf der Ordinatenachse sind die "Austenitstabilisatoren" Ni, C, Mn, N im Ni-Äquivalent zusammengefasst.

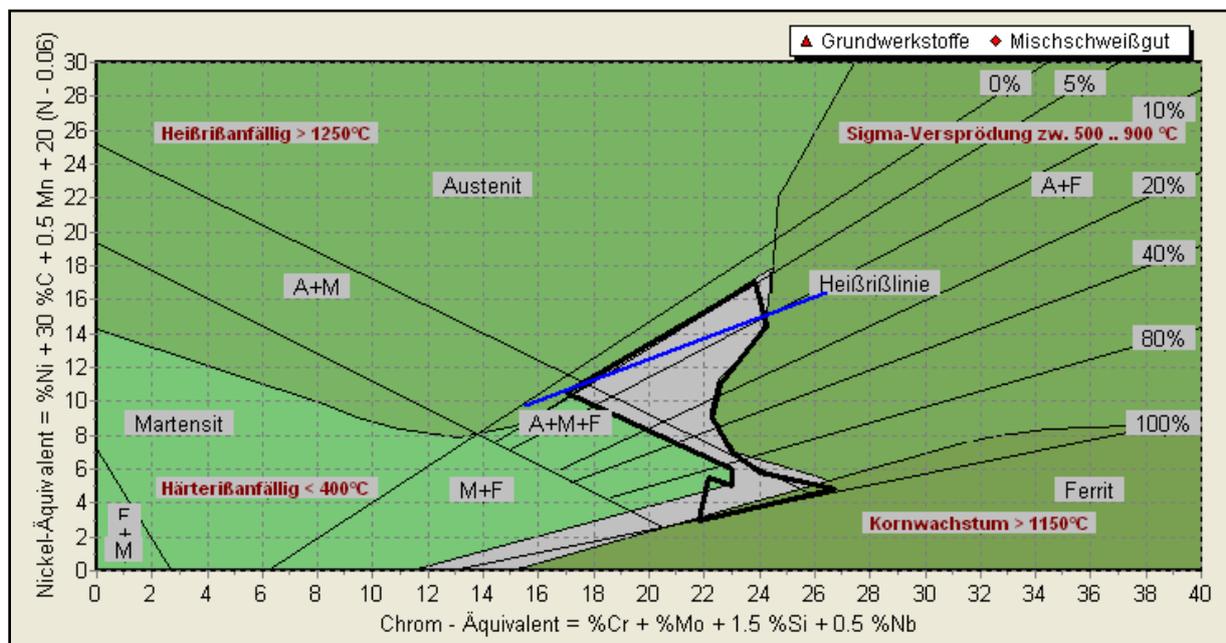


Abbildung 51: Schöfflerdiagramm (Problemgebiete) ^{/43/}

Die Gefügebereiche sind durch Geraden abgegrenzt.

Außerdem werden Gebiete mit besonderen Einschränkungen bei der Wahl der Schweißbedingungen abgegrenzt, innerhalb derer Probleme beim Schweißen oder beim späteren Einsatz auftreten können. Es handelt sich dabei um Heißrisse, Kornwachstum, Sigma-Versprödung und Härterisse. ^{/44/}.

Mit Hilfe des Niro Ware[®] war es möglich, die Lage des Schweißguts zu ermitteln und grafisch darzustellen.

Praktische Versuchsdurchführung

Er wurde die Lage des Schweißguts für zwei Schweißgüter, HSDX-MC Ma40 und A7-MC, im Schäßlerdiagramm bestimmt.

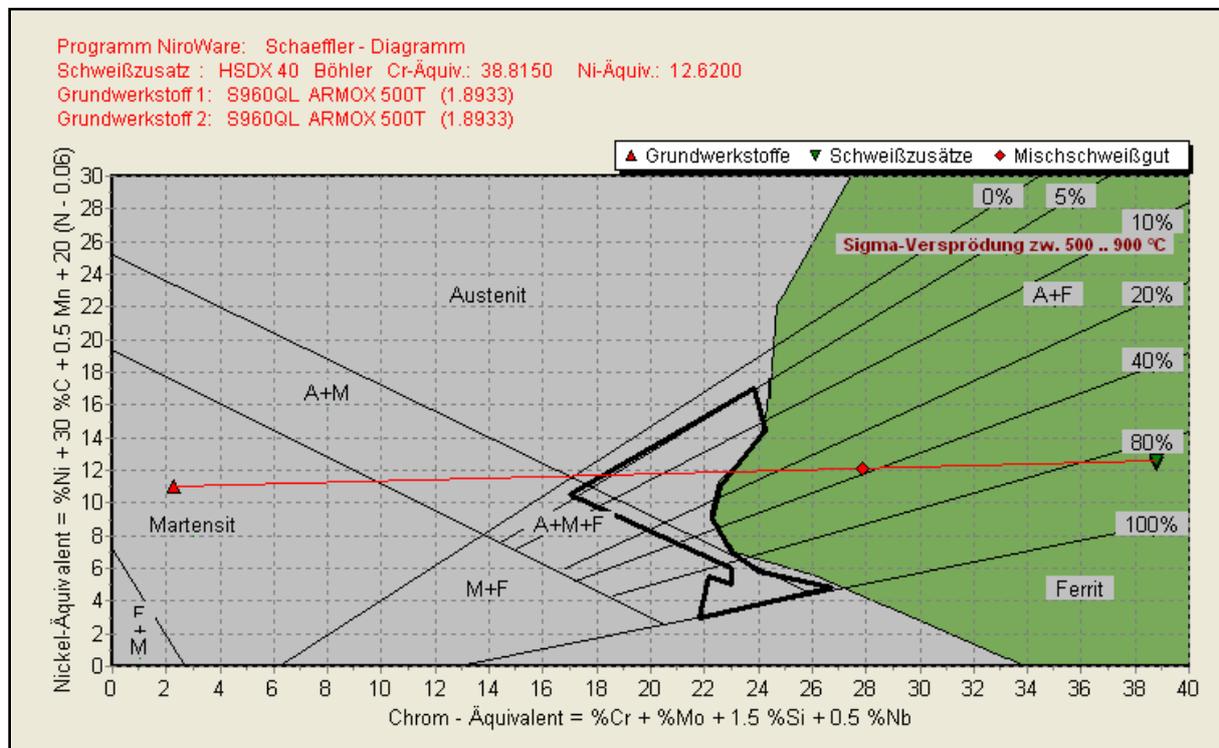


Abbildung 52: Schäßlerdiagramm für HSDX-MC Ma40 /43/

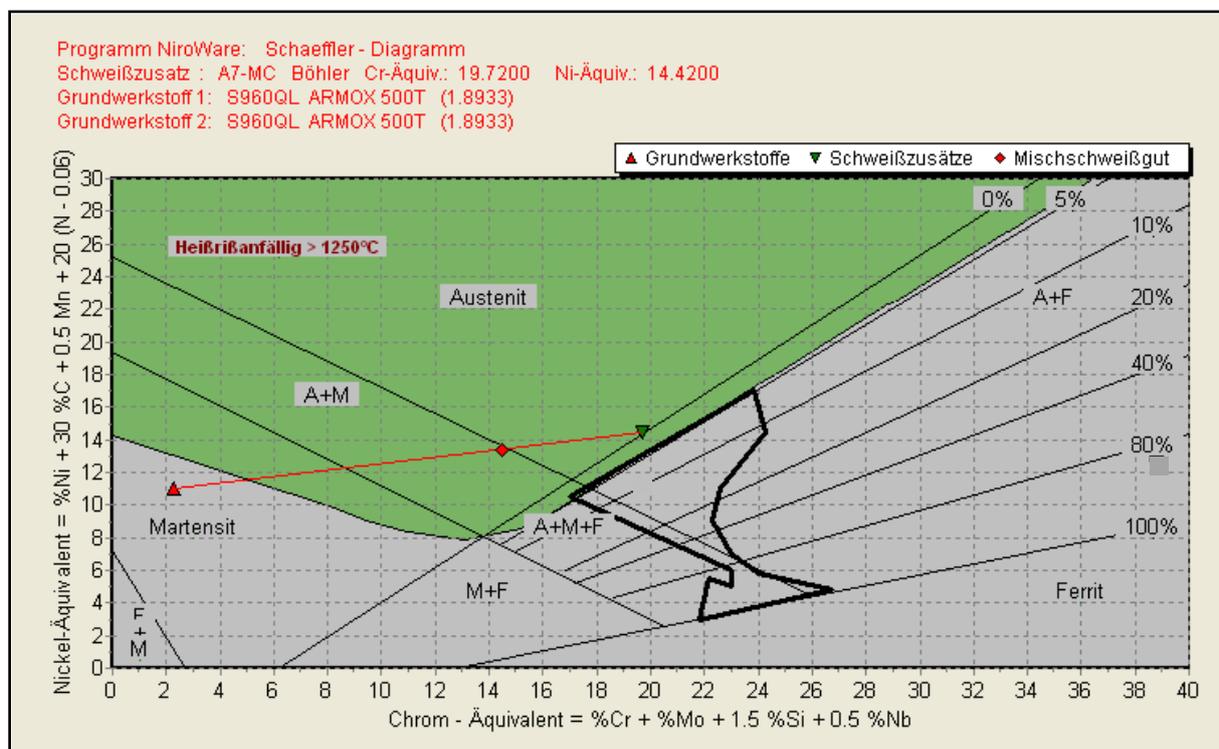


Abbildung 53: Schäßlerdiagramm für A7-MC /43/

Praktische Versuchsdurchführung

4.7 Versuchsplanung und Durchführung der Implant-Tests.

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden 20 Implant-Proben (Drm. 6 mm, Länge 95 mm) und fünf Einschweißplatten - jeweils 20mm dick - aus Grobblech der Qualität ArmoX[®] 500T (Mindestreckgrenze von 1250 MPa) gefertigt. Die Implant-Proben und die Einschweißplatte müssen laut der NORM CR ISO 15608 aus der gleichen Werkstoffgruppe sein.

Als Schweißzusätze standen, wie in der Tabelle 1 aufgelistet, drei zur Verfügung.

Die Durchführung der Implant-Tests ist nach folgenden Vorgaben erfolgt:

- Die Belastung der Implant-Probe betrug je nach Schweißzusatz zwischen 280 und 530 MPa.
- Die Aufbringung der Belastung (Implant-Spannung) sollte bei einer Probentemperatur von 150 °C starten und bei Erreichen von 100 °C sollte die maximale Belastung vorliegen.
- Vorgegebene Schweißparameter.

	Schweißstrom [A]	Schweißspannung [V]	Schweißgeschw. [cm/min]	Streckenenergie Q [kJ/cm]
HSDX-MC Ma 40 Standard	27,4	224	40	9,2
HSDX -MC Ma 40 H-optimiert	31,1	227	40	12,1
A7-MC	25	220	40	8,3

Tabelle 10: Schweißparameter

Bei der Durchführung des Implant-Versuchs sind laut Norm EN ISO 17642-3 die Abkühlzyklen zwischen 800 und 500, sowie 300 und 100 zu messen. Bei der Messung der Temperatur $t_{8/5}$ wurden zwei Möglichkeiten erprobt. Die erste Möglichkeit war das Tauchen eines Pt/Pt Rh Thermoelements während dem Schweißen in das Schweißbad. Beim Eintauchen wurde darauf geachtet, dass die Platzierung, unter Beachtung der Schweißgeschwindigkeit, möglichst in der Nähe der Implant-Probe stattfindet. Da man als Folge der zu berücksichtigenden Tatbestände pro Test nur eine Tauchmöglichkeit des Thermoelementes hat, wurde auf diese Art der Temperaturmessung verzichtet, und es wurde

Ergebnisse

die Temperaturmessung über ein Cr/Cr Ni Thermoelement, welches in 8 mm Entfernung von der Nahtmitte auf der Schweißplatte befestigt wurde, durchgeführt (*Abbildung 39*).

5 Ergebnisse

Im Folgenden werden die Ergebnisse der einzelnen Tests entsprechend der Norm EN ISO 17642-3 analysiert. Dabei handelt es sich um folgende Gesichtspunkte:

- a) Prüfprotokoll
- b) Messwertediagramm über die ersten Minuten nach der Schweißung
- c) Metallografische Aufnahmen (Prüfung auf Risse) von den Implant-Proben (Längsschliffe), sowie ein Härteverlauf HV10 über die Bereiche des Schweißguts, der WEZ und des Grundwerkstoffs (Härteeindrücke im Abstand von ca.0,6 mm).
- d) REM-Bewertung der Bruchflächen

Da die Temperaturofzeichnung nicht in der Nahtmitte durchgeführt worden ist, betrug die gemessene Spitztemperatur 450 °C. Gemäß der Norm sollte jedoch die gemessene Spitztemperatur mindestens 1100 °C betragen, da ansonsten die Messung der $t_{8/5}$ nicht gültig wäre.

Ergebnisse

5.1 Messwertediagramm

Bei jedem Versuch wurde ein Messwertediagramm aufgenommen, aus dem alle relevanten Größen sowie Verläufe ersichtlich sind. Drei Verläufe sind zu sehen. Dies sind die gemessene Temperatur, die Dehnung und die aufgebrachte Implant-Spannung. Die Belastung der Probe wurde normgemäß, da ohne Vorwärmung, zwischen 150 °C und 100 °C aufgebracht.

Da es sich um NiCr-Ni (Typ K) Thermoelemente handelt, kann max. eine Temperatur von ca. 1000 °C gemessen werden.

Wie bei der Beschreibung der Implant-Anlage erwähnt, weicht die gemessene Belastung (400 N/mm²) von der eingegebenen Belastung (380 N/mm²) ab.

Die Messwertediagramme aller Implant-Proben sind dem Anhang zu entnehmen.

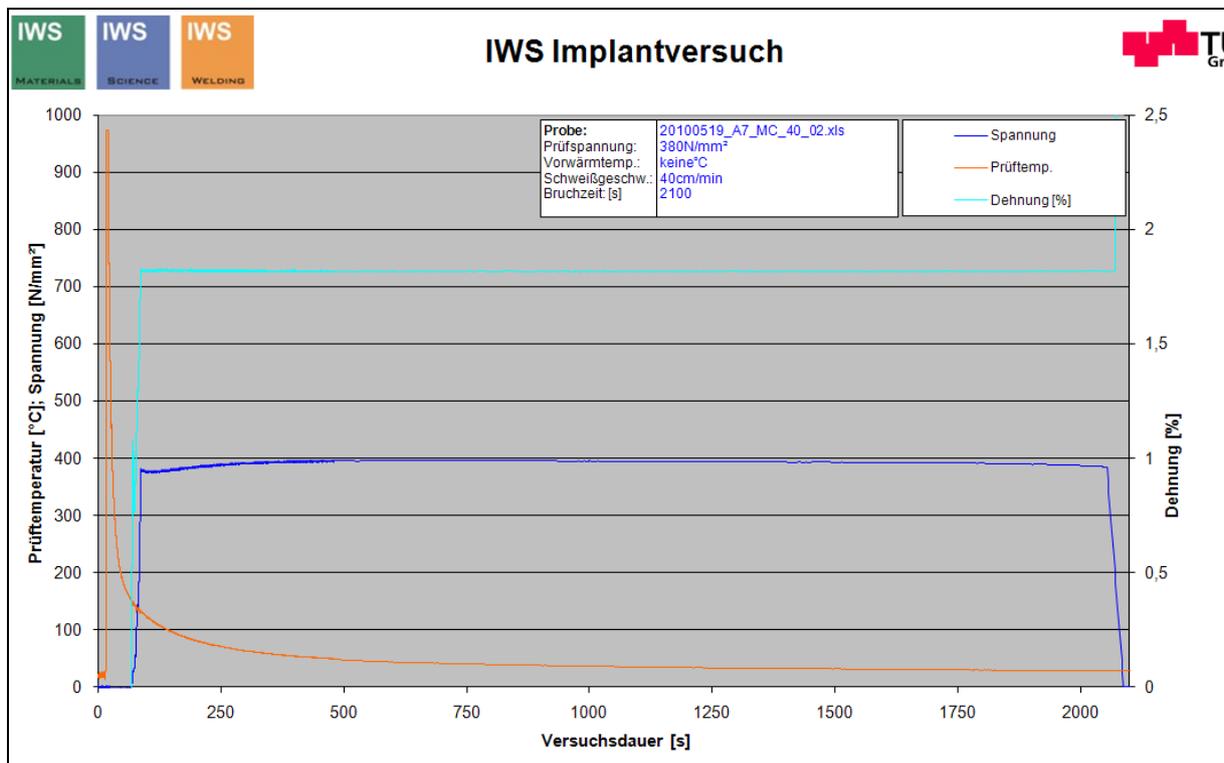


Abbildung 54: Messwertediagramm Implant-Probe 17

Ergebnisse

5.2 Prüfprotokoll

Vor jedem Versuch wurde ein Prüfprotokoll ausgefüllt (Abbildung 55). In diesem Protokoll befinden sich die Schweißparameter wie Strom, Spannung, Drahtvorschub, Gasmenge, sowie bestimmte Vorkehrungen, die vor bzw. während dem Schweißen getroffen wurden.

Die Protokolle aller Implant-Versuche sind dem Anhang zu entnehmen.

 Implantversuch 			
Datum	19.05.2010	Versuchsstart	09:45 Uhr
Bearbeiter	Su, He	Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7	Stop/Bruch	Bruch
		Bruchzeit [s]	600
Versuchsmaterial	Armox [®] 500T	Anmerkung:	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Proben entfettet
Belastung [N/mm ²]	400	N/mm ²	Automatik aus
Starttemperatur [°C]	150	°C	Temperaturmessung in der Schweißnaht (Eintauchen)
Schweißmaschine	Fronius CMT		Gas mit 5% Wasserstoff
Schweißzusatz [Ø mm]	HSDX Ma40/1,2		
Kennlinie	FCW S-Duplex		Achtung: keine Temperaturmessung!
Gas und Gasmenge	Corgon18+5%H2		Messwert stimmt nicht
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C	
Schweißparameter			
Spannung	27,4	V	
Stromstärke	224	A	
Drahtvorschub	11	m/min	
Schweißgeschwindigkeit	40	cm/min	
Kontaktrohrabstand	20	mm	
Streckenenergie Q	9.2	kJ/cm	
Probenbezeichnung	20100519 A7 MC 40 01.xls		
Dateiname DES	20100519_implant01/02_a7.txt		

Abbildung 55: Prüfprotokoll Implant-Probe 17

Ergebnisse

5.3 Ergebnisse Armox® 500T

In der *Tabelle 11* sind die Ergebnisse aller durchgeführten Implant-Tests dargestellt. Die Reihenfolge der Daten ist chronologisch geordnet. Zu jedem Versuch wurden die spezifischen Werte wie Streckenenergie, eingegebene und tatsächliche Belastung (Soll-/Ist-Wert) eingetragen. Aus der Tabelle sind vier Versuchsreihen zu entnehmen, bei denen drei Schweißzusätze und zwei Schutzgase verwendet wurden.

Schweißzusätze:

- 1) HSDX-MC Ma 40 „Standard“
- 2) HSDX-MC Ma 42 H-optimiert
- 3) A7-MC

Schutzgase:

- 1) Cronigon® 2 (Prozessgas nach DIN EN ISO 14175: M12 – ArCO₂ - 2,5)
- 2) Corgon® 18+5% H₂ (Prozessgas nach DIN EN ISO 14175: M - ArCH₂ - 18/5)

Die Ergebnisse sind als „Bruch“ nach einer bestimmten Zeit in Sekunden oder als „Kein Bruch“ eingetragen.

Ergebnisse

Probe	Streckenenergie	Eingegebene Belastung	Tatsächliche Belastung	Ergebnis [sec]	Schweißzusatz/Schutzgas
1	9,2 kJ/cm	450 MPa	500 MPa	Bruch n. 350 [sec]	SZ: HSDX-MC Ma 40 Schutzgas: 97.5Ar / 2.5CO2 %
2		450 MPa	530 MPa	Bruch n. 636 [sec]	
3		350 MPa	440 MPa	Kein Bruch / Riss	
4		400 MPa	480 MPa	Bruch n. 750 [sec]	
5		400 MPa	475 MPa	Bruch n. 930 [sec]	
6		350 MPa	380 MPa	Kein Bruch / kein Riss	
7		430 MPa	450 MPa	Bruch n. 2500 [sec]	
8		400 MPa	400 MPa	Kein Bruch / kein Riss	
9	12,1 kJ/cm	450 MPa	480 MPa	Bruch n. 600 [sec]	SZ: HSDX-MC Ma 42 H ₂ - optimiert Schutzgas: : 97.5Ar / 2.5CO2 %
10		400 MPa	445 MPa	Bruch n. 4600 [sec]	
11		350 MPa	435 MPa	Kein Bruch / kein Riss	
12		380 MPa	440 MPa	Kein Bruch / kein Riss	
13	8,3 kJ/cm	345 MPa	390 MPa	Bruch n 4080 [sec]	SZ: A7-MC Schutzgas: 97.5Ar / 2.5CO2 %
14		330 MPa	400 MPa	Bruch n 1010 [sec]	
15		300 MPa	330 MPa	Kein Bruch / kein Riss	
16		310 MPa	335 MPa	Bruch n.2000 [sec]	
17	9,2 kJ/cm	400 MPa	450 MPa	Bruch n. 600 [sec]	SZ: HSDX-MC Ma 40 Schutzgas: Corgon®18+5% H ₂
18		380 MPa	400 MPa	Bruch n. 2100 [sec]	
19		290 MPa	315 MPa	Bruch n. 920 [sec]	
20		270 MPa	280 MPa	Bruch n. 3100 [sec]	

Tabelle 11: Die Ergebnisse aller durchgeführten Versuche chronologisch dargestellt

Ergebnisse

Um die Ergebnisse anschaulicher zu gestalten, wurde ein Diagramm (Abbildung 56) erstellt. In diesem sind die Versuchszeit auf der Abszisse und die Implant-Spannung auf der Ordinate aufgetragen.

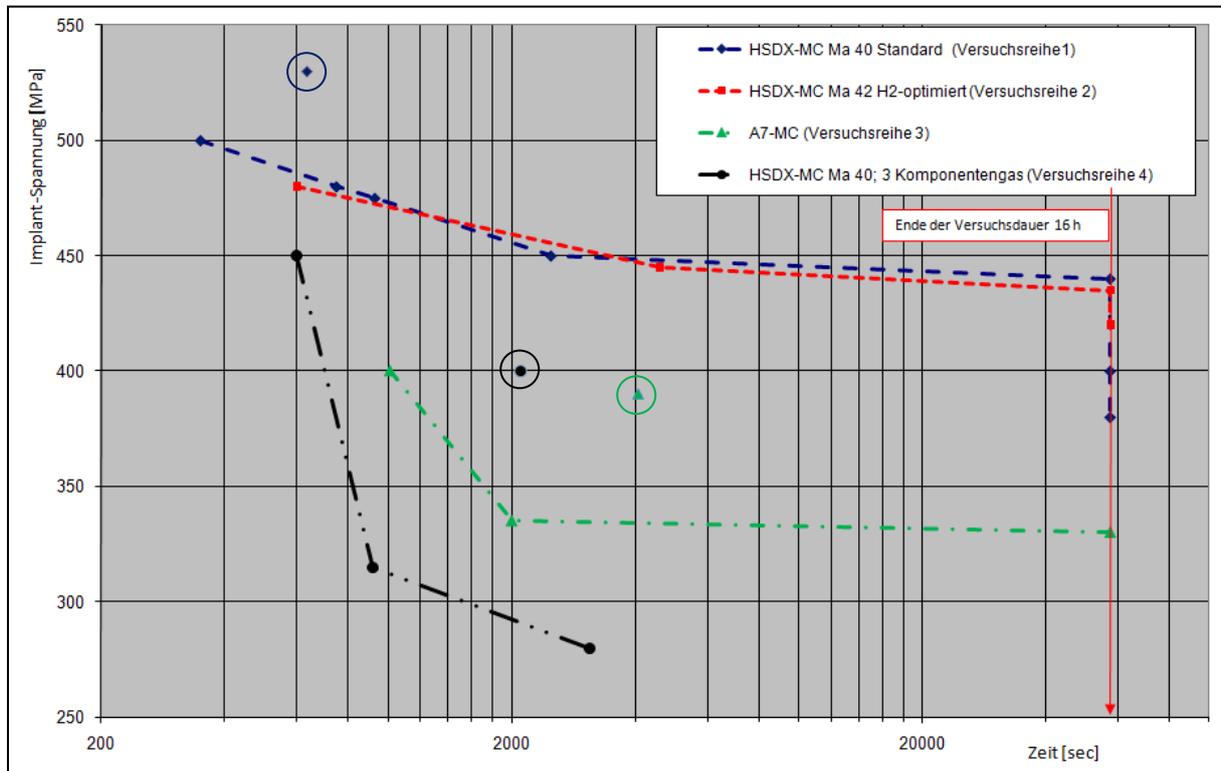


Abbildung 56: Verlauf der Implant-Spannungen über die Versuchszeit

In diesem Diagramm sind 4 Verläufe zu erkennen. Diese Verläufe stellen die vier durchgeführten Versuchsreihen dar:

- 1) Versuchsreihe 1: 8 Implant-Proben/Schweißzusatz: HSDX-MC Ma40 Standard/Schutzgas: Cronigon[®] 2

Bei einer maximalen Implant-Belastung von 440 N/mm^2 hielt die Implant-Probe die 16 h Belastungsdauer stand. Oberhalb dieser Grenze brach die Probe unter der Belastung nach einer gewissen Zeit. Zu erwähnen ist die unerklärliche Abweichung des Versuches mit der Implant-Belastung von 530 N/mm^2 vom Verlauf der Spannungszeitlinie.

- 2) Versuchsreihe 2: 4 Implant-Proben/Schweißzusatz: HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Schutzgas: Cronigon[®] 2.

Bei dieser Versuchsreihe wurde ein wasserstoffoptimierter Schweißzusatz verwendet. Dieser hielt einer Implant-Spannung von 435 N/mm^2 stand, das nur einen Unterschied von 5 N/mm^2 bedeutet. Außerdem weist der Verlauf der Spannungszeitlinie in Bezug auf den

Ergebnisse

der Versuchsreihe 1 keine großen Abweichungen auf, da vermutlich die Wasserstoffoptimierung des Fülldraht keinen Nutzen bei der Schweißung hatte.

3) Versuchsreihe 3: 4 Implant-Proben/Schweißzusatz: A7-MC/Schutzgas: Cronigon[®] 2

Bei diesem Schweißzusatz (A7-MC) betrug die maximal ertragbare Implant-Spannung 330 N/mm². Auch bei dieser Versuchsreihe wich der Versuch mit der Implant-Belastung von 390 N/mm² von dem Spannungsverlauf über der Zeit ab.

4) Versuchsreihe 4: 4 Implant-Proben/Schweißzusatz: HSDX-MC Ma40 Standard/Schutzgas: Corgon 18+5% H₂

Hier wurde ein anderes Schutzgas, nämlich Corgon18+5% H₂ (3 Komponentengas 82Ar/18CO₂/5% H₂), verwendet. Dabei sind wie erwartet alle Implant-Proben gebrochen - auch bei geringen Belastungen.

Ergebnisse

5.4 Metallographie Armox® 500T/HSDX-MC Ma40, A7-MC und Bruchflächenuntersuchungen

5.4.1 Implant-Probe 1 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Die *Abbildung 58* zeigt die REM-Bilder der Bruchfläche mit zwei charakteristischen Bereichen: Den Bereich mit einem Sprödbbruch-Charakter, transkristalliner Bruch, wo die Grenzen der Körner gut zusehen sind (Deteilansicht d und e) und der Bereich des duktilen Bruchs (Wabenstruktur) (Deteilansicht b). Zu beobachten waren auch kleine Bereiche mit einem bizarren Erscheinungsbild (*Abbildung 58* Deteilansicht c). Links im Bild deutet das sehr spröde und sehr harte Erscheinungsbild auf einen Metallkarbid, auch ein höherer Anteil an Molybdän und Chrom ist hier gemessen worden (Elektronenmikroskop-Mapping) (siehe *Abbildung 57*). Diese Bereiche mit dem vermehrten Mo und Cr Anteil stammen vermutlich vom Schweißgut.

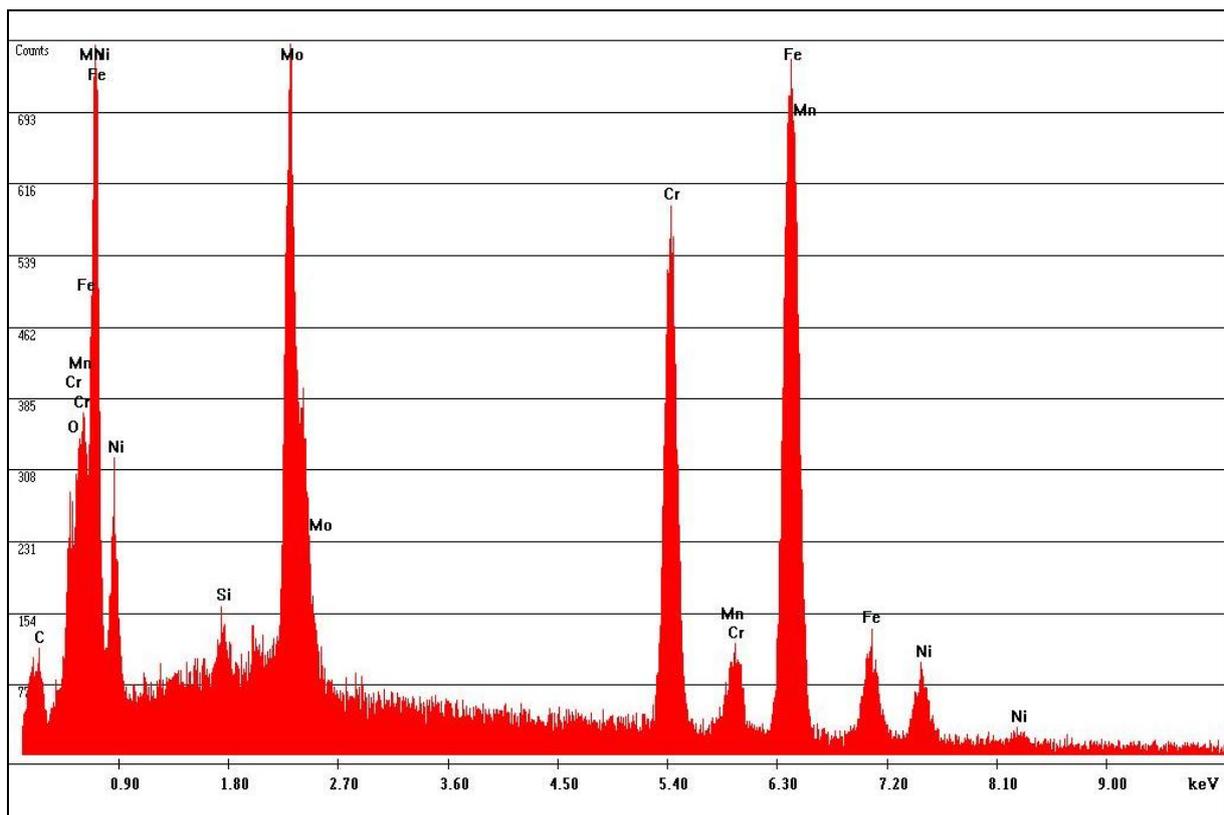


Abbildung 57: Elektronenmikroskop-Mapping der Implant-Probe 1

Ergebnisse

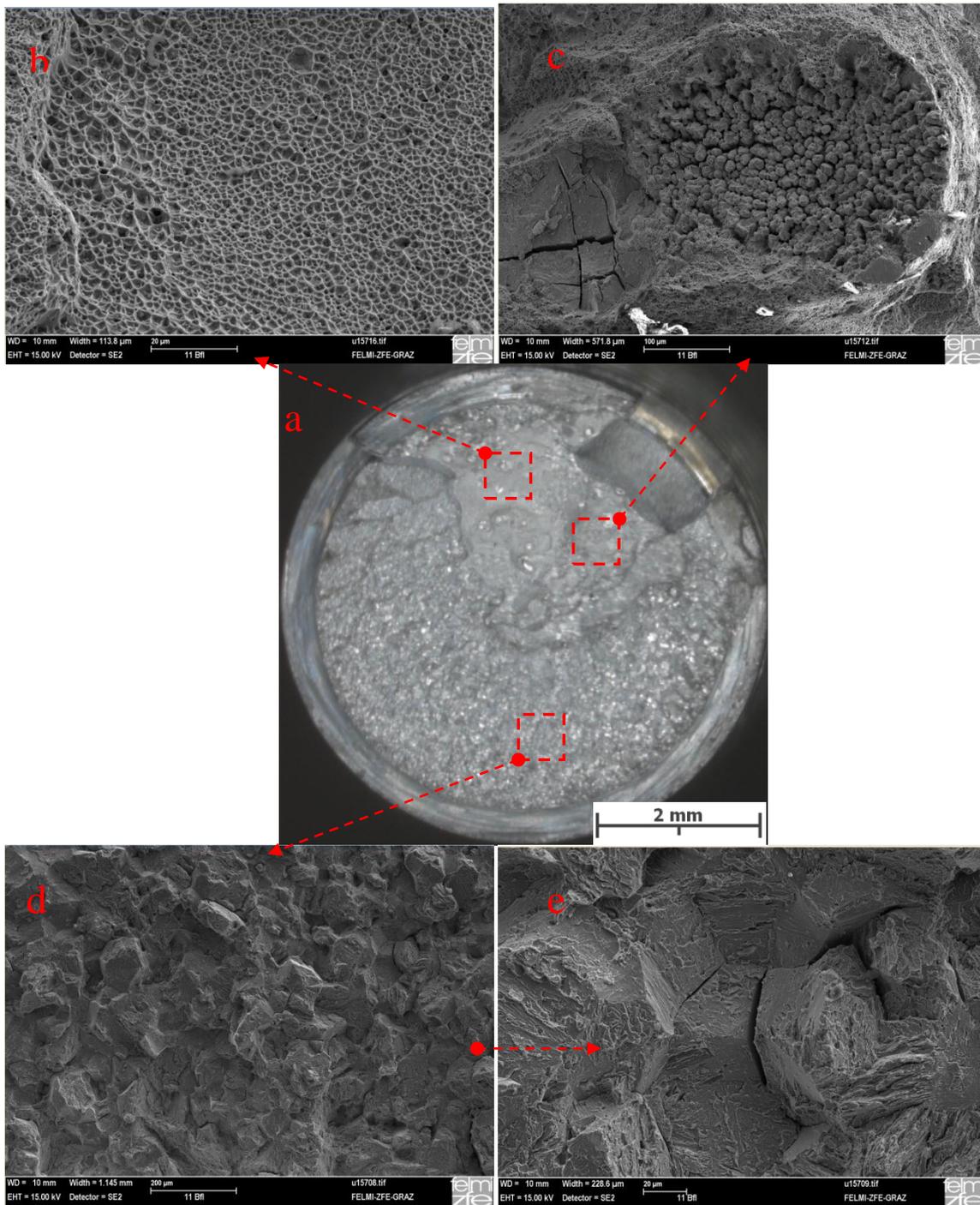


Abbildung 58: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 1: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Schweißgut: Bereich mit Karbiden, (d) Kaltrissfläche (e) Detail aus (d)

Ergebnisse

5.4.2 Implant-Probe 2 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

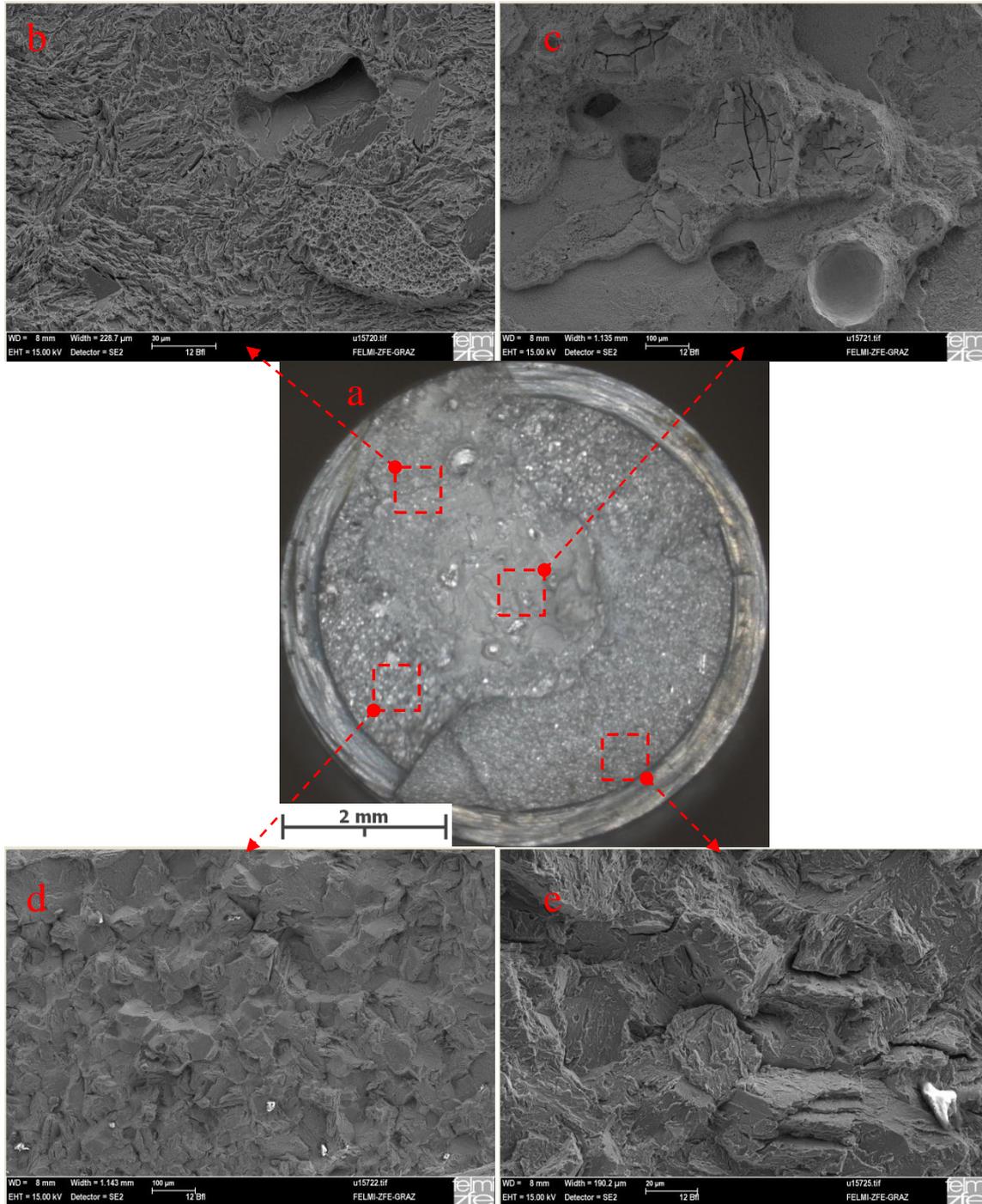


Abbildung 59: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 2: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Schweißgut: Bereich mit Karbiden und großen Poren, (d) Kaltrissfläche (e) Kaltrissfläche mit offenen Korngrenzen.

Ergebnisse

5.4.3 Implant-Probe 3 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2



Abbildung 60: Härteeindrücke bei der Implant-Probe 3

Die *Abbildung 60* zeigt die Lage der Härtemesslinien. Dies sind je 22 Meßpunkte nummeriert von oben nach unten, die schätzungsweise 1,5mm vom Kerbgrund entfernt platziert sind. Zu sehen sind die Bereiche Schweißgut, Wärmeeinflusszone und Grundwerkstoff, die deutliche Unterschiede bei der Messung der Härte ergeben. Im folgenden Diagramm (*Abbildung 61*) ist der Härteverlauf über die Werkstoffbereiche eingetragen. Man erkennt die sehr großen Unterschiede, wobei die maximale Härte (538 HV) in der Wärmeeinflusszone auftritt.

Ergebnisse

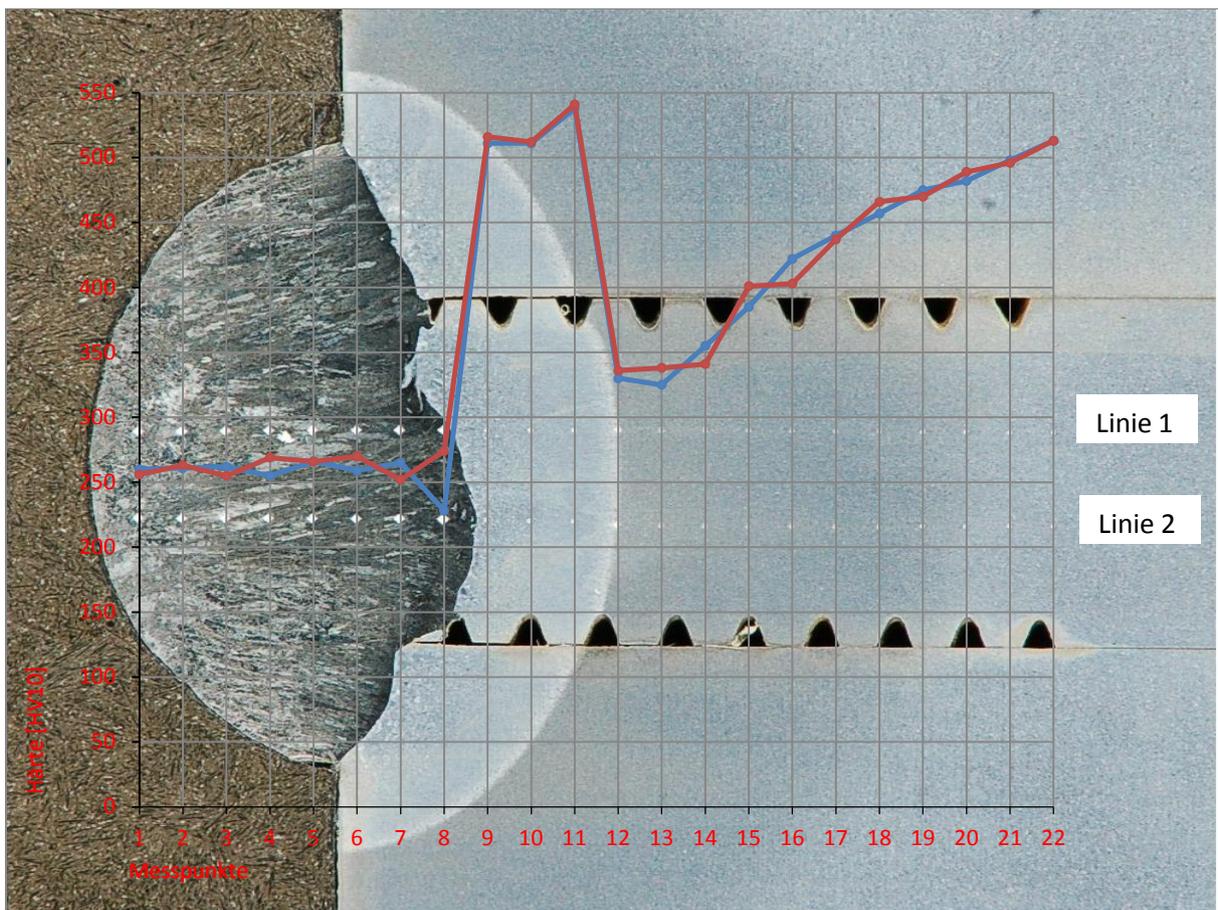


Abbildung 61: Härteverlauf bei der Implant-Probe 3

Wenn kein Bruch auftritt, können sich Risse durch die Belastung in der Nähe der Kerbe bilden. Diese können mit den metallographischen Untersuchungen nachgewiesen werden. Diese Untersuchungen wurden an einem Längsschliff in der Mitte der Probe durchgeführt. Es wurden zwei Risse gefunden.

(a) zeigt einen Riss an der Schmelzlinie zwischen dem Schweißgut und der WEZ. (b) zeigt einen Riss vom Kerb ausgehend in das Schweißgut. Er wurde als Warmriss identifiziert.

Die oben erwähnten Risse traten auch beim CTS-Test auf. /32/

Ergebnisse

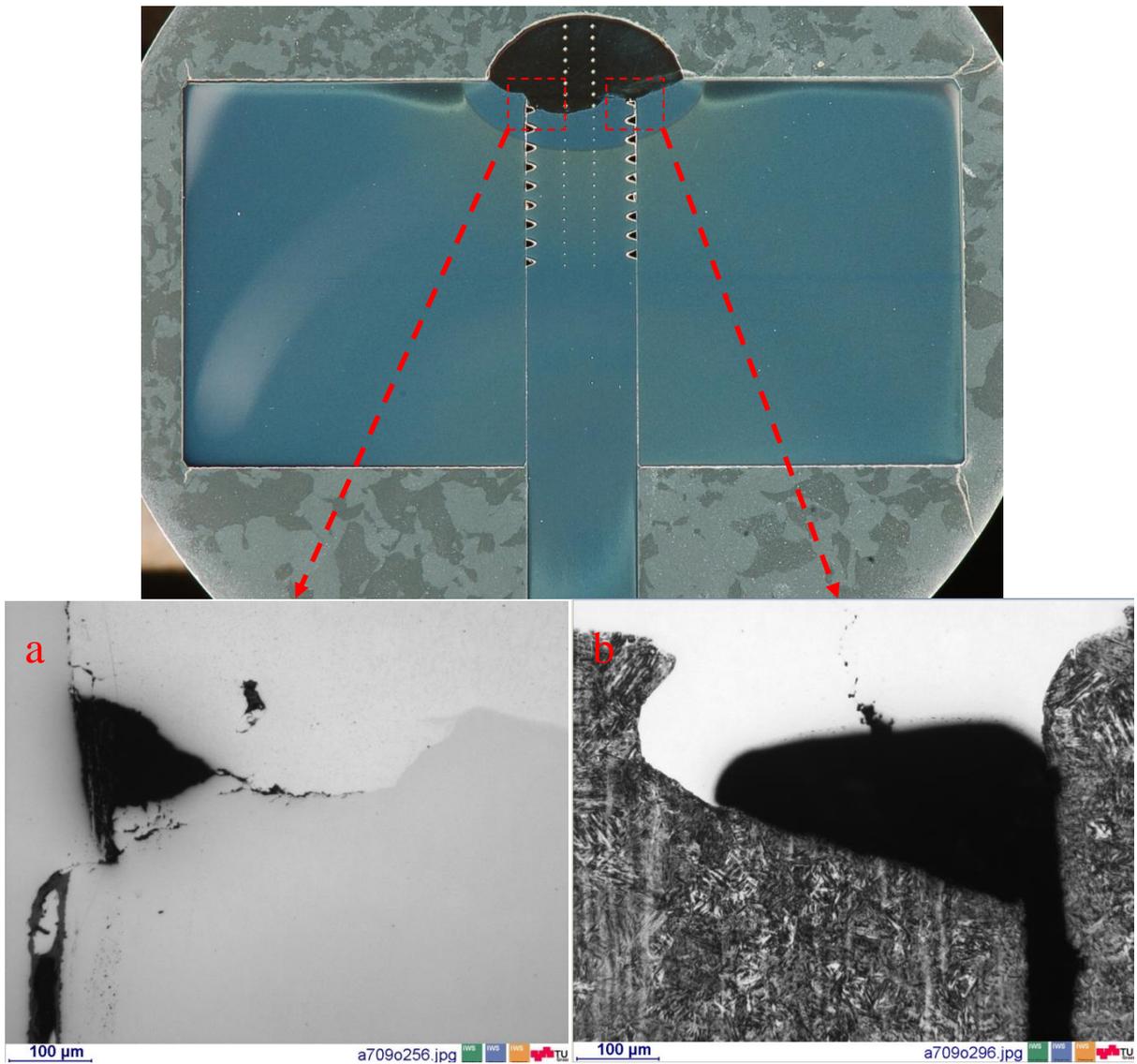


Abbildung 62: Risse vom Kerbgrund ausgehend

Ergebnisse



Abbildung 63: Aufnahme des Risses in der Implant-Probe 3 V2A-Beize

Bei diesem Riss handelt es sich aufgrund des Verlaufs und des Erscheinungsbilds vermutlich um einen Heißriss. Man sieht, dass der Riss parallel zu den helleren Linien, wo Austenit vermutet wird, verläuft. Da im Austenit, durch seine höhere Auflösung von Wasserstoff, keine Kaltrisse entstehen können, gehen wir davon aus, dass es sich um einen Heißriss handelt.

Ergebnisse

5.4.4 Implant-Probe 4 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Bei der Implant-Probe 4 war der duktile Bereich der Bruchfläche nicht so ausgeprägt. Der spröde Bereich aber zeigt das interkristalline Erscheinungsbild eines Kaltrisses (Detailansicht c), wobei die Körnergrenzen gut zu sehen sind.

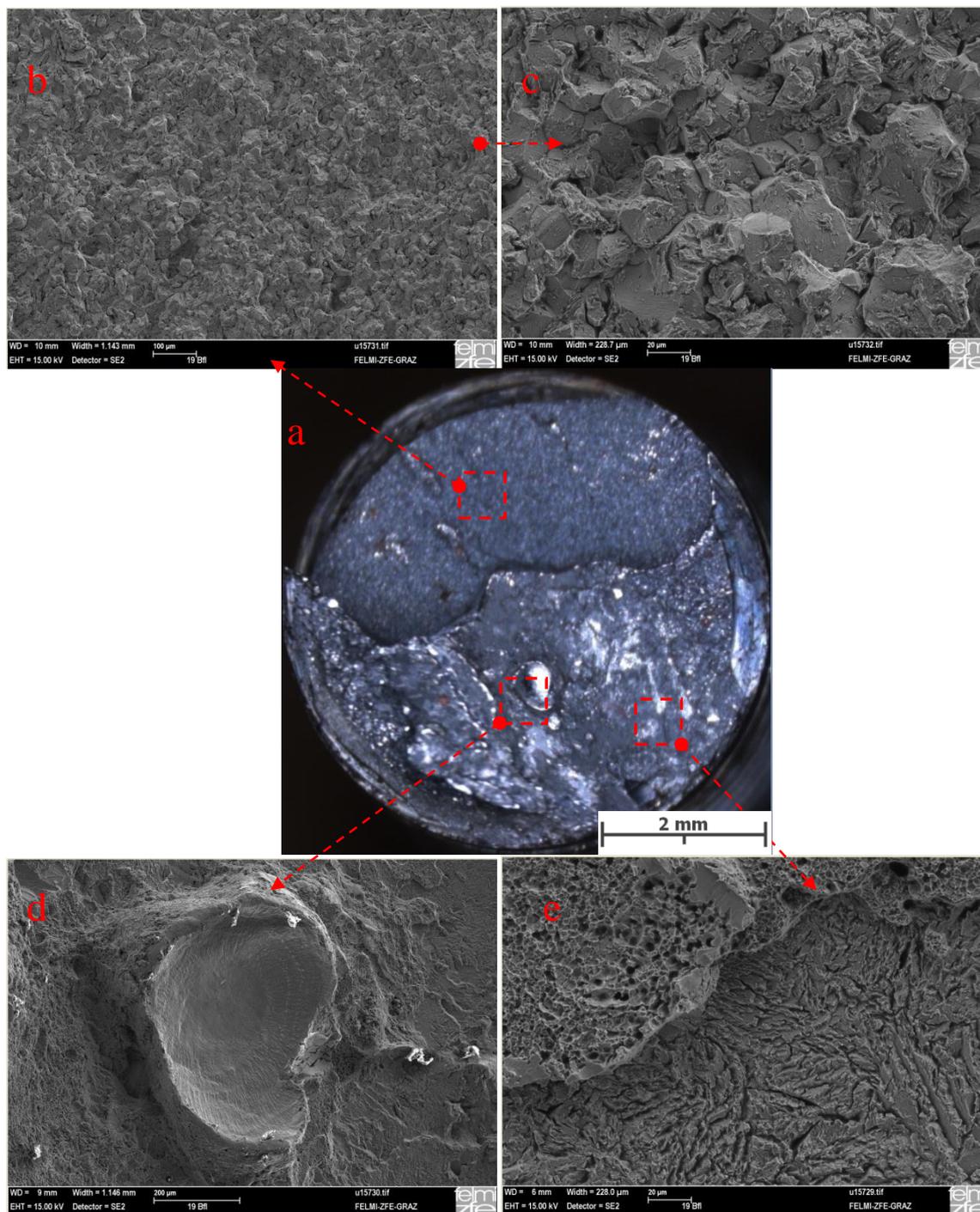


Abbildung 64: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 4: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Detail aus (b), (d) Gaspore im Schweißgut, (e) Kaltrissfläche

Ergebnisse

5.4.5 Implant-Probe 5 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Bei dieser Implant-Probe sind die zwei üblichen Bruchbereiche der Bruchfläche zu sehen: duktiler (Detailansicht b) und spröder Bereich (Detailansicht c). Detailansicht d deutet auf einen transkristallinen Verlauf des Risses hin.

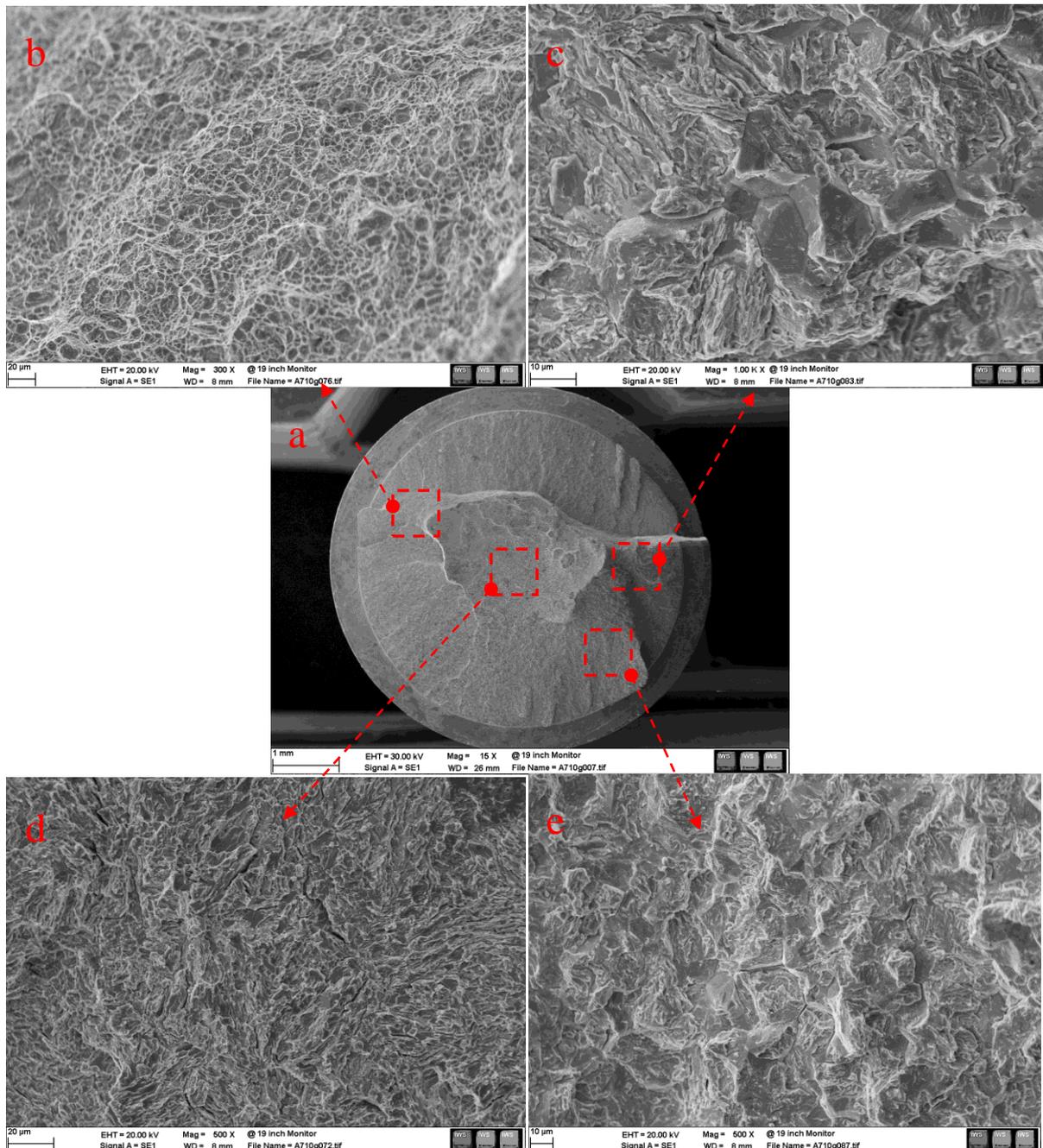


Abbildung 65: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 5: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Kaltrissfläche, (d) Schweißgut: Kaltrissfläche, (e) Kaltrissfläche

Ergebnisse

5.4.6 Implant-Probe 6 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Die *Abbildung 66* stellt den Härteverlauf über der Auftragsraupe und der Implant-Probe dar. Zu erkennen ist der Härteanstieg in der Wärmeeinflusszone, der Härteabfall nach der WEZ, und der kontinuierliche Anstieg bis zum Erreichen der Härte des Grundwerkstoffs.

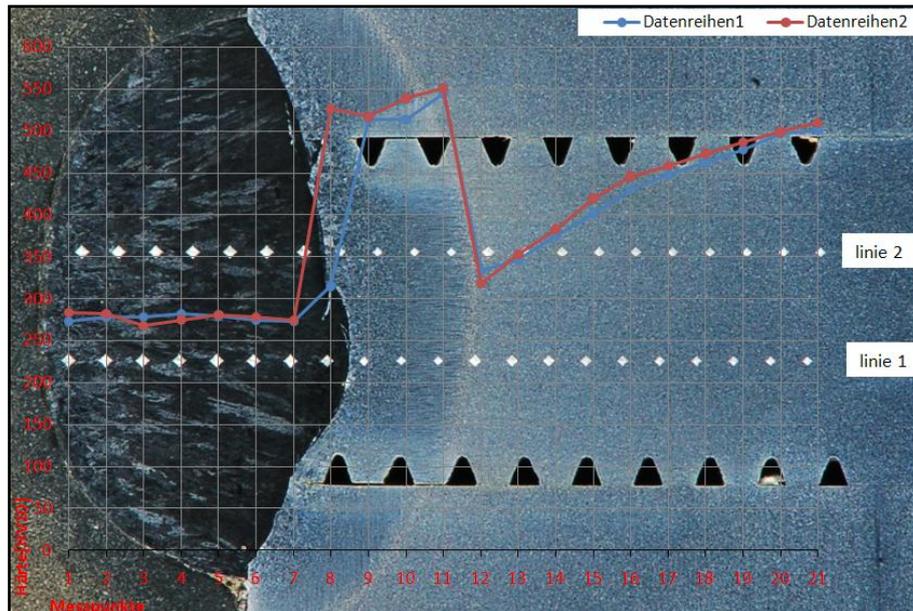


Abbildung 66: Härteverlauf der Implant-Probe 6; SG, WEZ, GW

Ergebnisse

5.4.7 Implant-Probe 7 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Bei dieser Implant-Probe ist der Großteil der Bruchfläche mit dem transkristallinen Sprödbbruch versehen. Kleine Anteile der Bruchfläche wiesen auch auf einen duktilen Teilbruch der Probe hin (Abbildung 67).

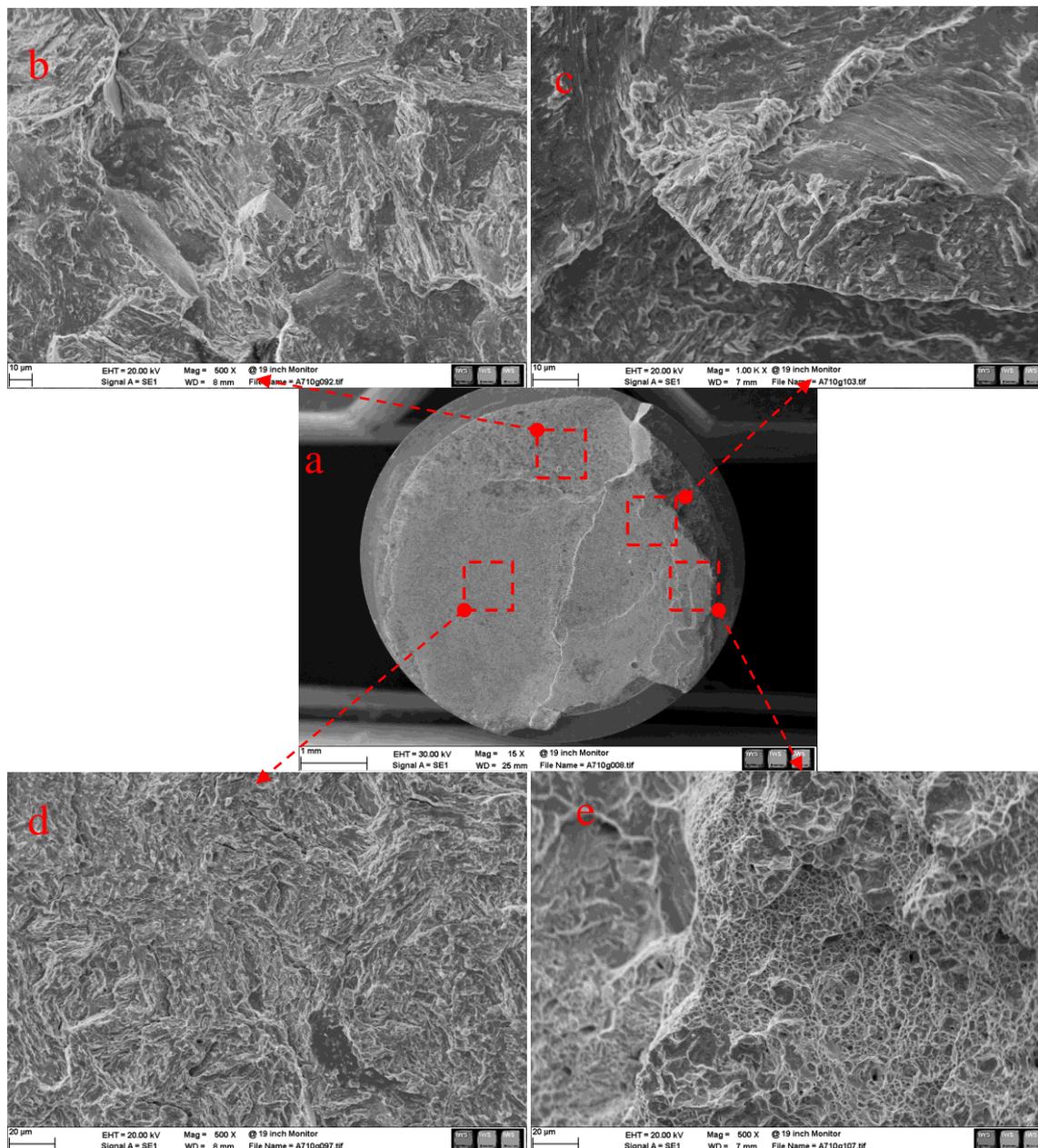


Abbildung 67: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 7: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Sprödbbruchfläche, (d) Kaltrissfläche (e) Aufnahme aus duktilem Bereich

Ergebnisse

5.4.8 Implant-Probe 8 (16 h) HSDX-MC Ma40 Standard/Cronigon® 2

Wie bei jeder nichtgebrochenen Implant-Probe, wurde auch bei dieser die Härte gemessen. Es zeigt sich hier ebenfalls der „typische“ Härteverlauf. Zu erwähnen ist auch das Vorhandensein einer sogenannten „weichen Zone“, die bei dem verwendeten Material Armox® 500T auftritt.

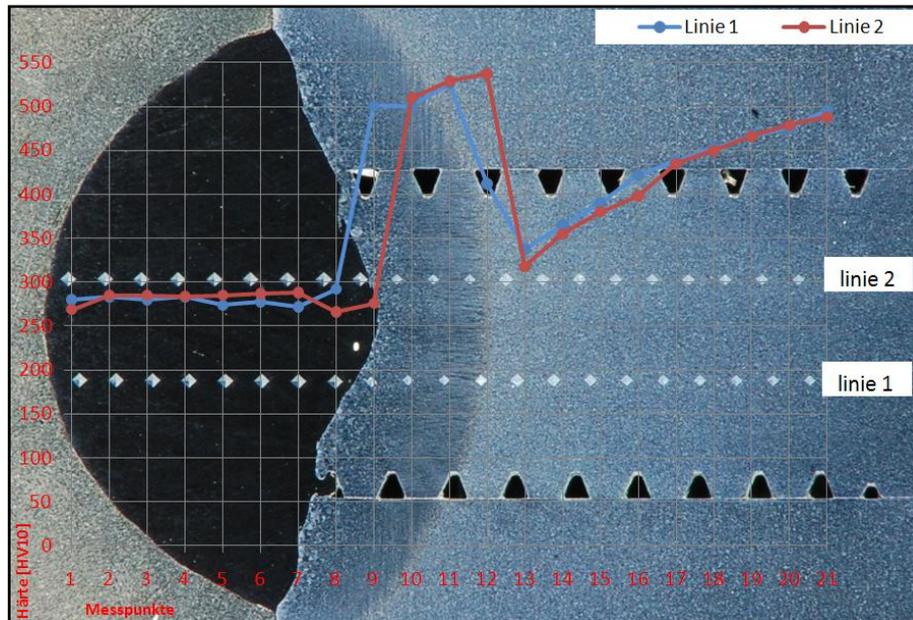


Abbildung 68: Härteverlauf bei der Implant-Probe 8; SG, WEZ, GW

Ergebnisse

5.4.9 Implant-Probe 9 (Bruch) HSDX-MC Ma40 H-optimiert Cronigon® 2

Bei dieser Implant-Probe war kein duktiler Teilbereich auf der Bruchfläche zu finden. Fast die gesamte Bruchfläche ist transkristallin und spröde gebrochen.

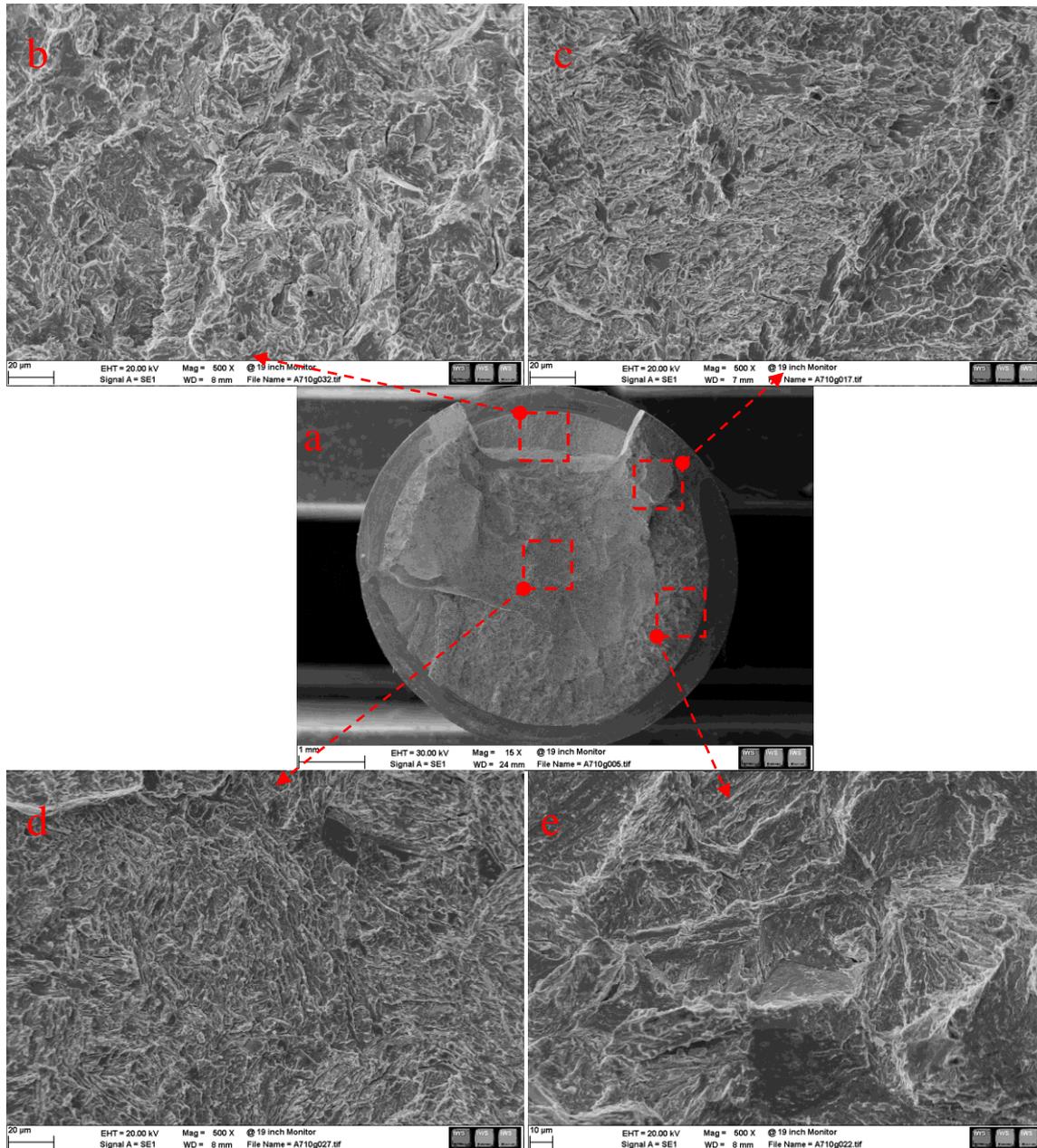


Abbildung 69: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 9: (a) Übersicht, (b) (c) (d) (e) Bruchflächen mit sprödem Charakter

Ergebnisse

5.4.10 Implant-Probe 10 (Bruch) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon® 2

Bei dieser Implant-Probe ist, abgesehen von den üblichen Bruchcharakteristika eine sehr große Pore zu sehen. Detailansicht b zeigt eine zum Querschnitt der Probe schräge Fläche, die auf einen duktilen Bruch dieses Bereiches hinweist.

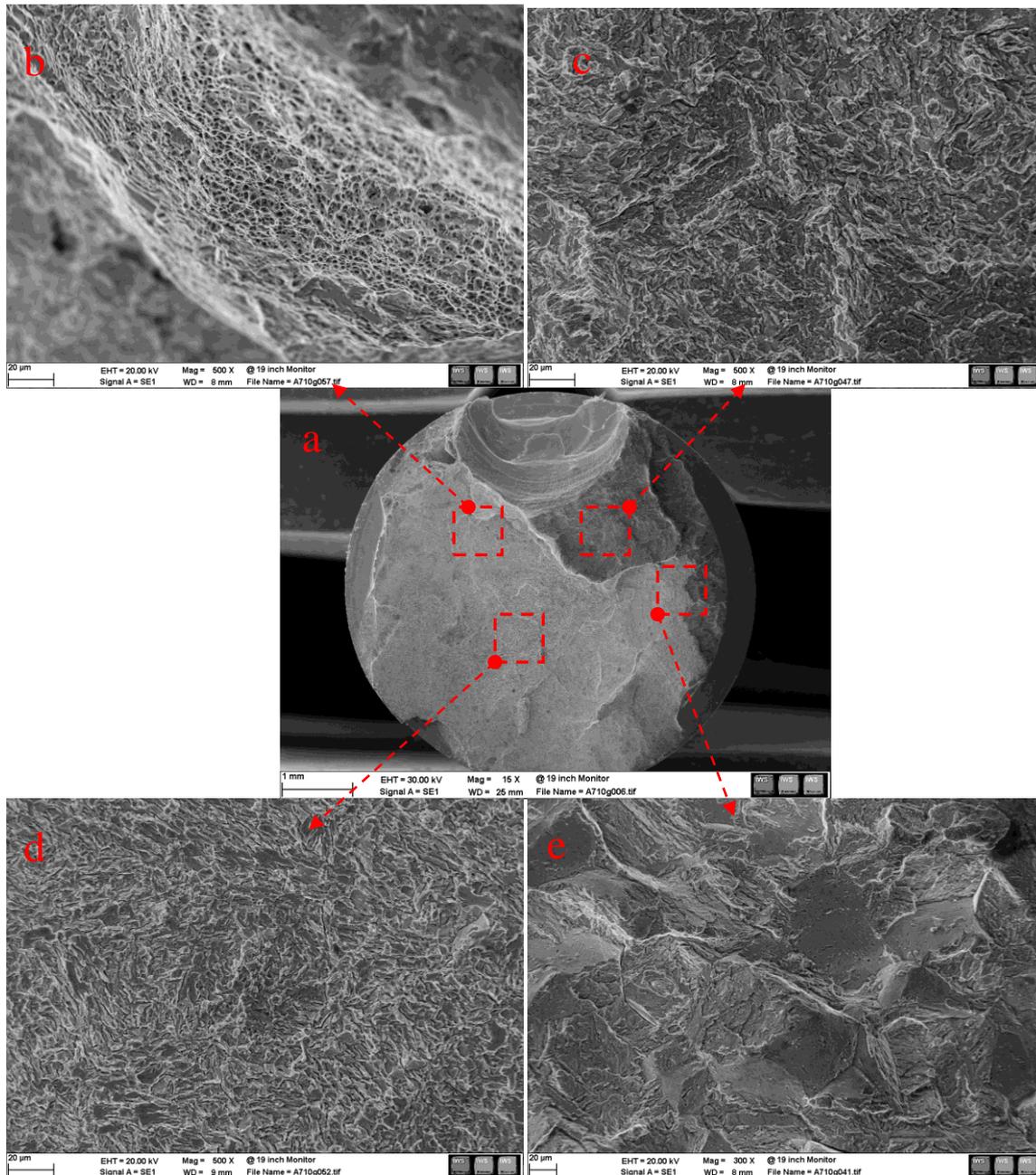


Abbildung 70: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 7: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) (d) (e) Bruchflächen mit sprödem Charakter

Ergebnisse

Abbildung 71 zeigt Vorstufen zweier Heißrisse, die im Bereich der Schmelzlinie oder in ihrer unmittelbaren Nähe entstanden sind (strichlierte Rahmen).



Abbildung 71: Risse nahe der Schmelzlinie der gebrochenen Implant-Probe 10

5.4.11 **Implant-Probe 11 (16 h) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon® 2**

Bei der Härtemessung dieser Implant-Probe nähert sich die maximal erreichbare Härte ca. 550 HV10, was die Härte vom Grundwerkstoff übersteigt. Diese höhere Härte ist der Grobkornbildung in der WEZ zu verdanken (Abbildung 72).

Ergebnisse

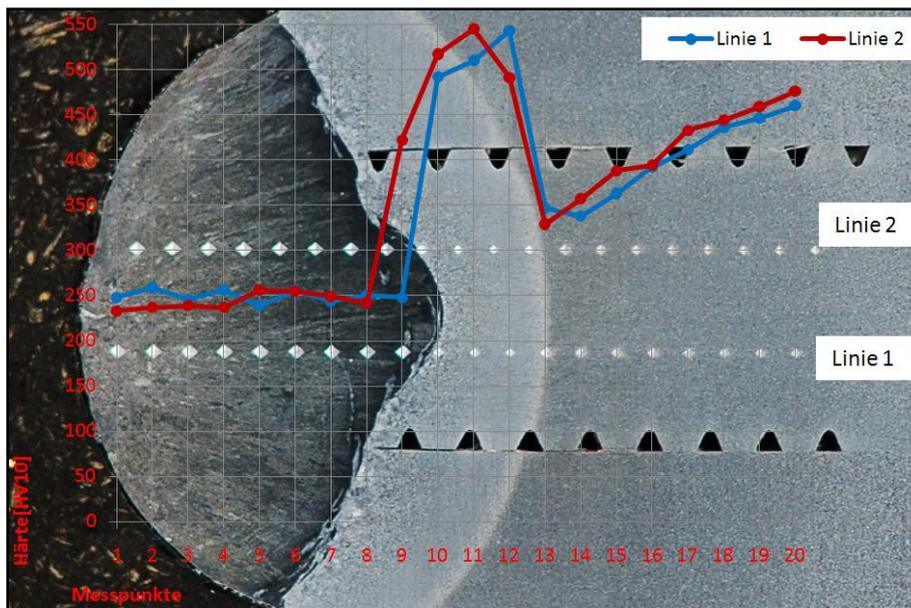


Abbildung 72: Härteverlauf der Implant-Probe 11; SG, WEZ, GW

5.4.12 Implant-Probe 12 (16 h) HSDX-MC Ma40 H-optimiert/Cronigon® 2

Der Härteverlauf der zwölften Implant-Probe ist auch mit den Verläufen der letzten Implant-Proben identisch.

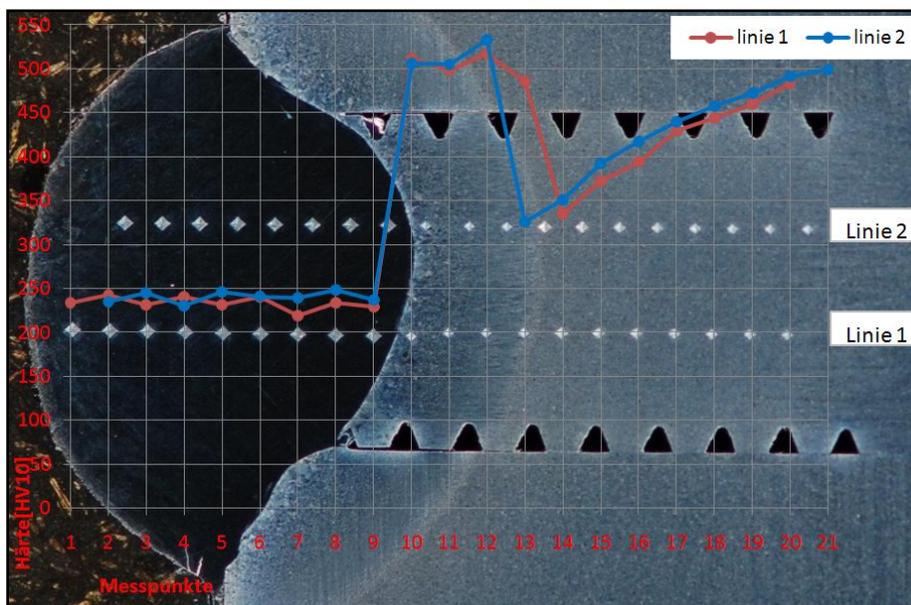


Abbildung 73: Härteverlauf der Implant-Probe 12; SG, WEZ, GW

Ergebnisse

5.4.13 Implant-Probe 13 (Bruch) A7-MC/Cronigon® 2

Bei den Implant-Proben 13 bis 16 wurde der Schweißzusatz A7-MC verwendet. Dieser Schweißzusatz weist, bezüglich der Bruchfläche, Analogien mit dem Schweißzusatz HSDX-MC MA auf. Auch hier gibt es Bereiche, die auf einen duktilen Teilbruch, und welche, die auf einen spröden Teilbruch hinweisen.

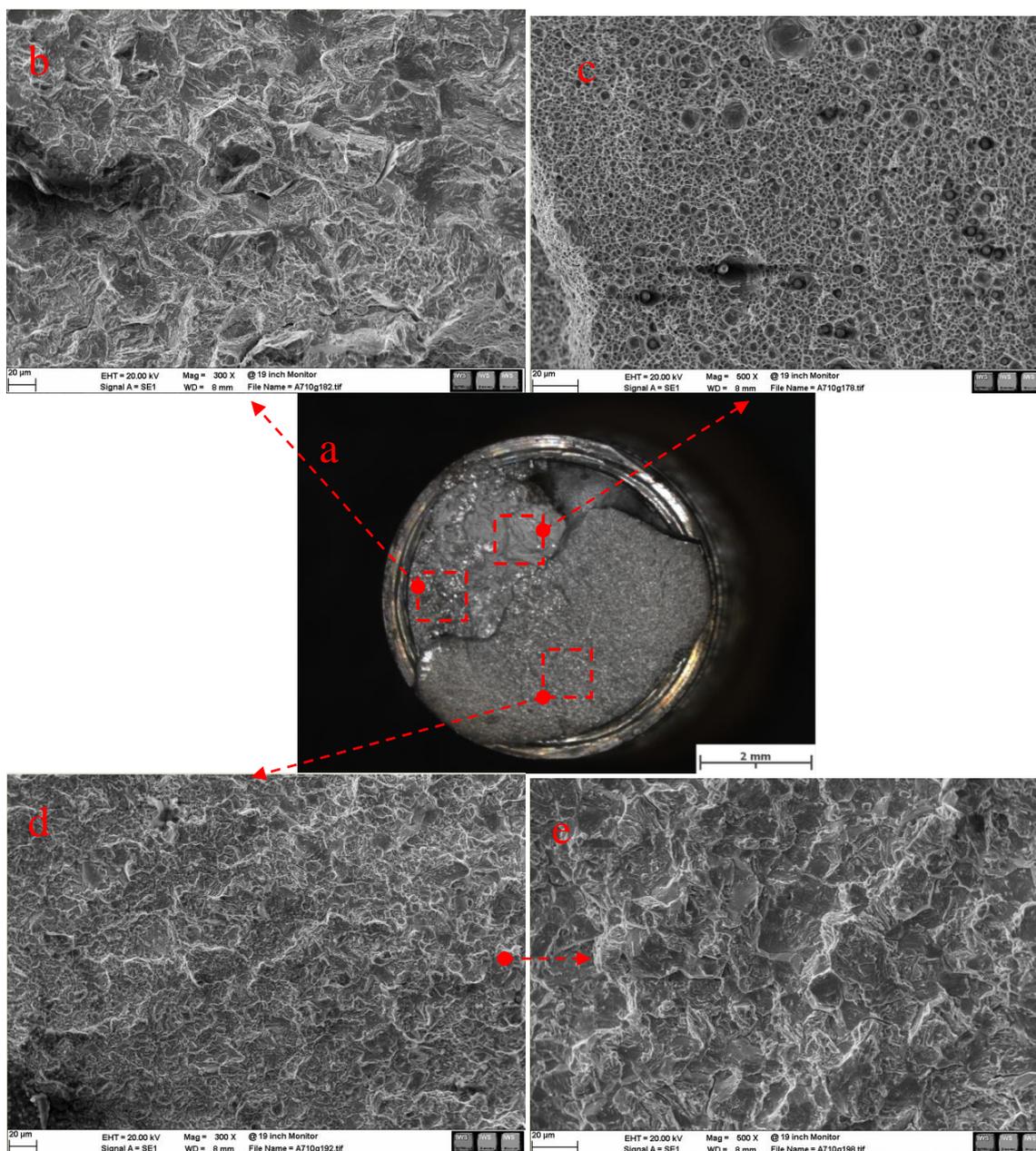


Abbildung 74: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Aufnahme aus duktilem Bereich, (d) Kaltrissfläche (e) Detail aus (d)

Ergebnisse

5.4.14 Implant-Probe 14 (Bruch) A7-MC/Cronigon® 2

Abbildung 75 (Detailansicht b) zeigt einen Bereich mit einer relativ unebenen Fläche. Die schwarzen Punkte deuten auf oxidierte Einschlüsse hin. Ansonsten ist eine trans- bzw. interkristalline Bruchfläche zu sehen.

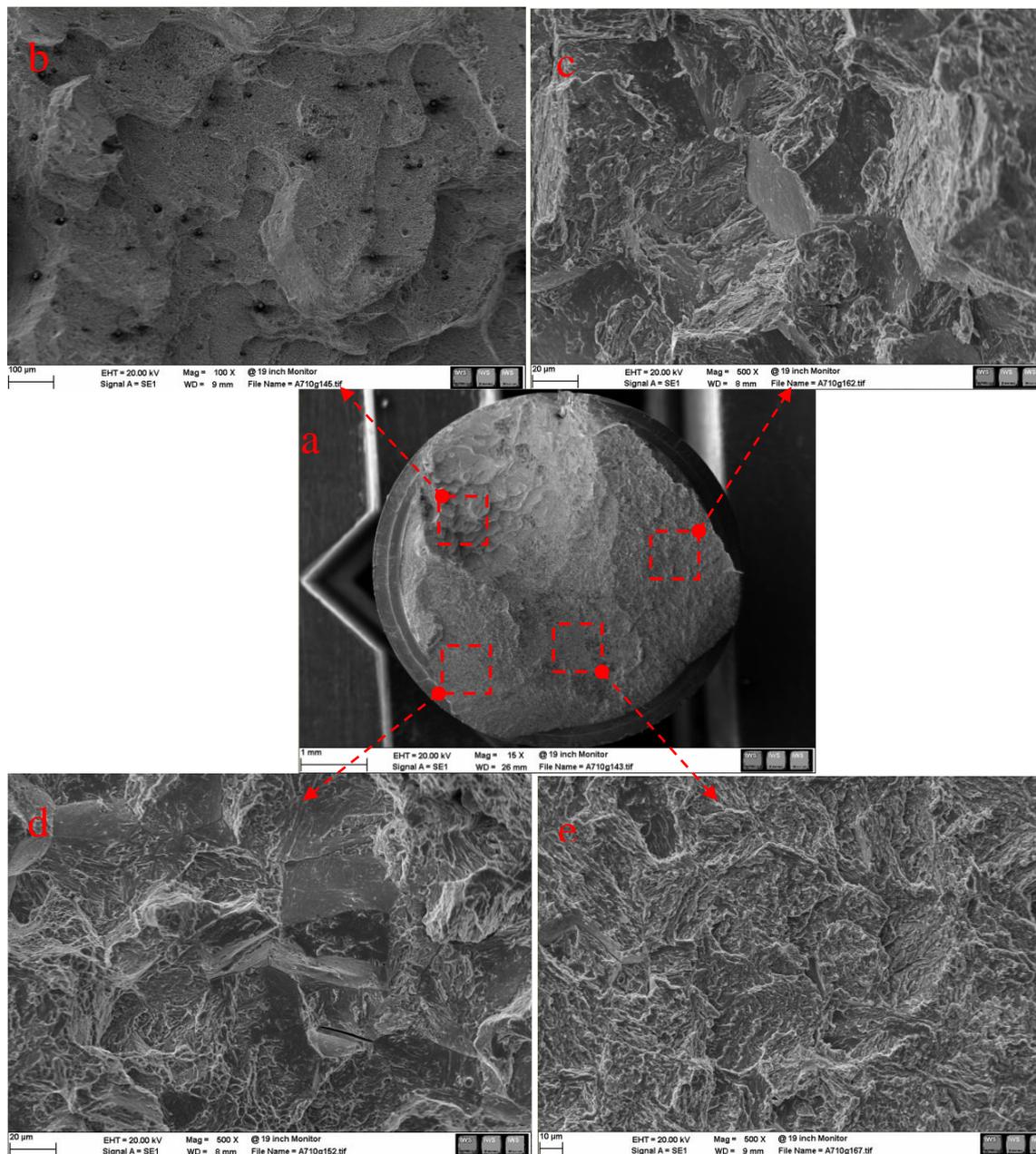


Abbildung 75: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 14: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich

Ergebnisse

5.4.15 Implant-Probe 15 (16 h) A7-MC/Cronigon® 2

Auch bei dieser Implant-Probe ist der Schweißzusatz A7-MC verwendet worden. Wie erwartet, weist dieser Schweißzusatz eine geringere Härte als der SDX-MC MA 40 auf. Die Härte im Schweißgut beträgt ca. 200 HV 10, wobei die Härte beim HSDX-MC MA 40 durchschnittlich zwischen 250 und 300 HV10 lag.

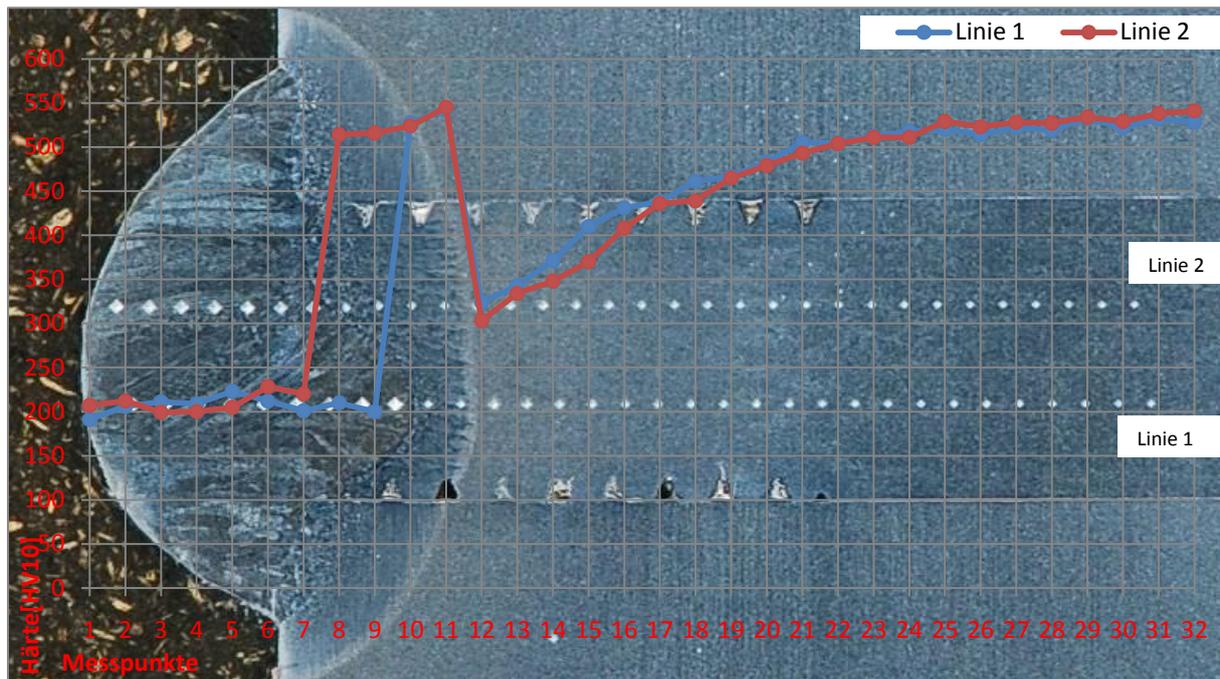


Abbildung 76: Härteverlauf bei der Implant-Probe 15; SG, WEZ, GW

Ergebnisse

5.4.16 Implant-Probe 16 (Bruch) A7-MC/Cronigon® 2

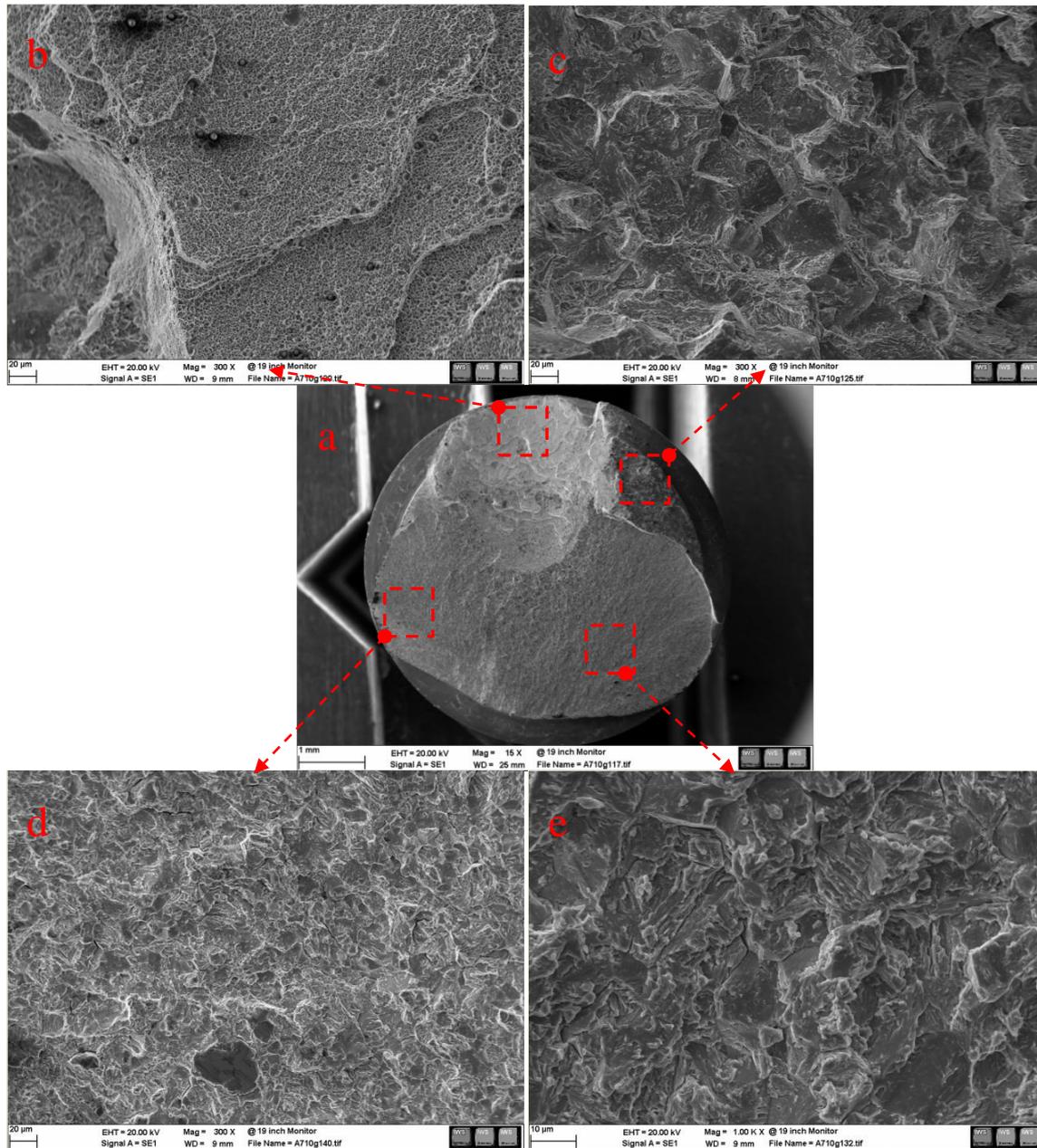


Abbildung 77: EM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 16: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich

Ergebnisse

5.4.17 Implant-Probe 17 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon® 18+5% H₂

Bei dieser Implant-Probe waren auch Bereiche zu finden, die auf Cr-Mo-Verbindungen hindeuten; siehe auch Implant-Probe 1 und 2.

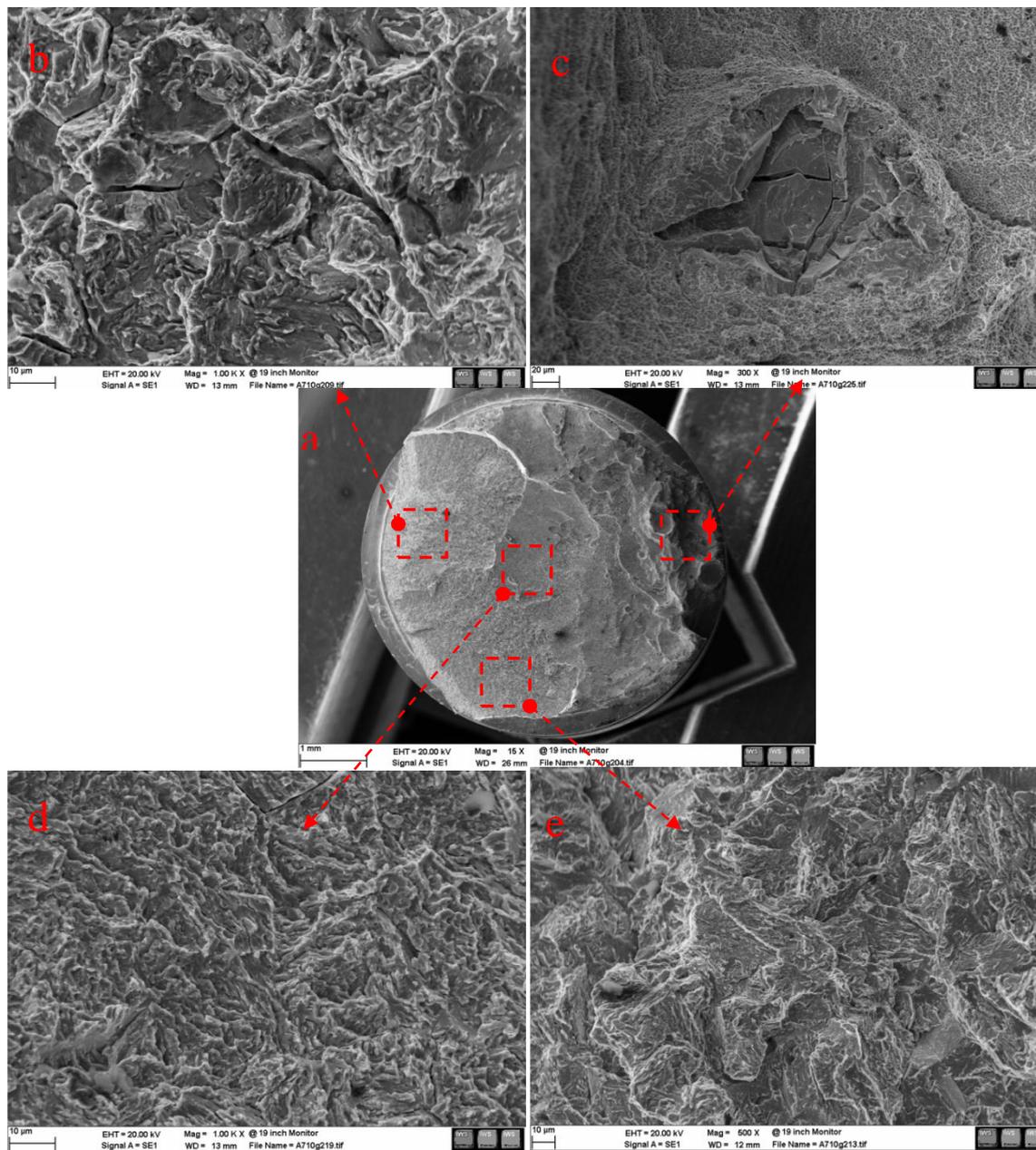


Abbildung 78: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 17, (a) Übersicht, (b) Spröder Bereich mit offenen Stellen, (c) Karbid-Bereich mit duktiler Umgebung, (d) und (e) Aufnahme aus spröderem Bereich

Ergebnisse

5.4.18 Implant-Probe 18 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon® 18+5% H₂

Bei dieser Implant-Probe sind auffallend zahlreiche Gasporen zu finden (Abbildung 79 Detailansicht d).

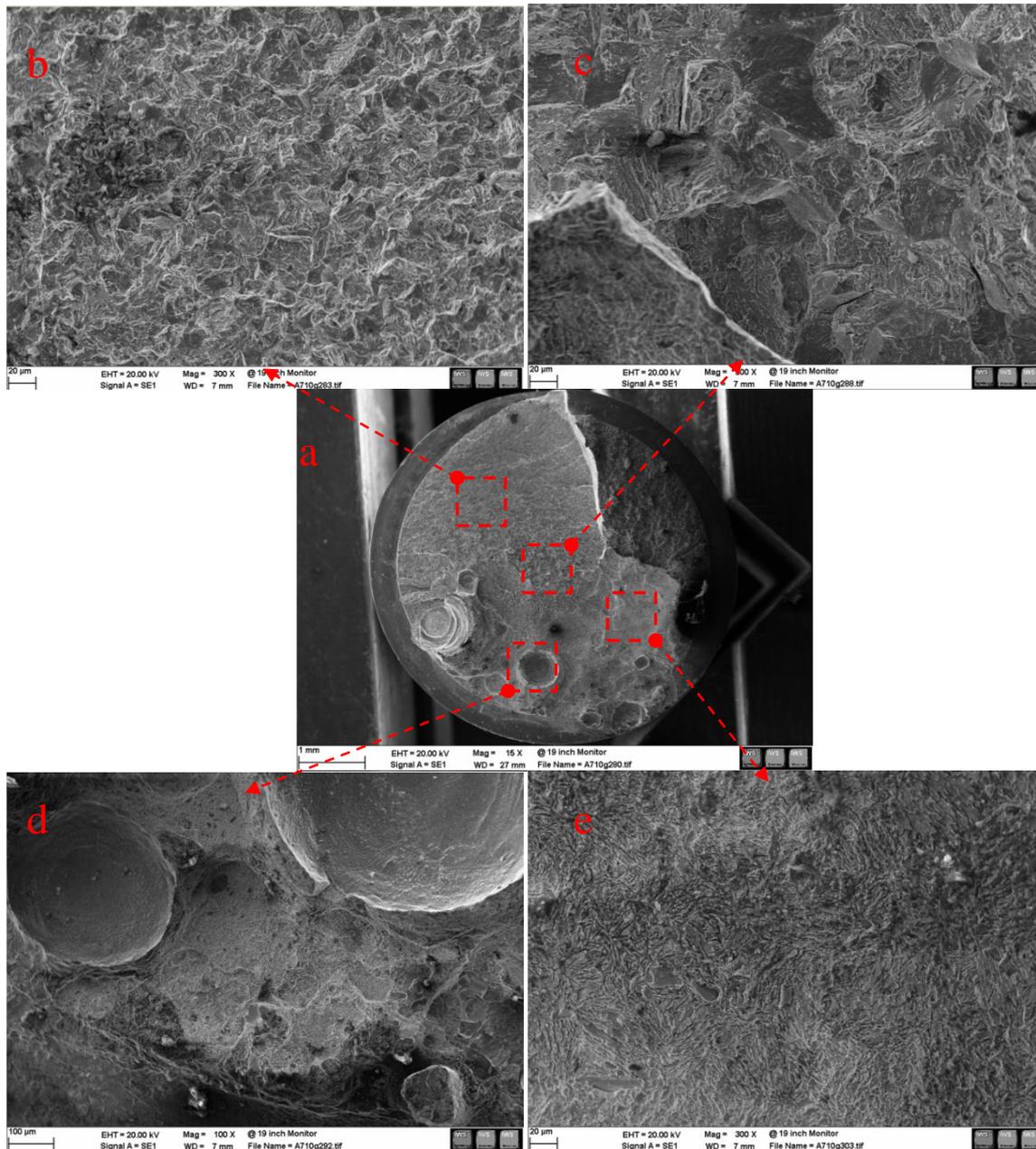


Abbildung 79: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 18: (a) Übersicht, (b) (c) Aufnahme aus sprödem Bereich, (d) Duktiler Bereich mit großen Poren (e) Aufnahme aus Mischbereich

Ergebnisse

5.4.19 Implant-Probe 19 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon® 18+5% H₂

Abbildung 80 (Detailansicht C) zeigt die Indizien (offene Korngrenzen, Wasserstoffporen und Haarrisse), die eindeutig auf einen Kaltriss hinweisen.

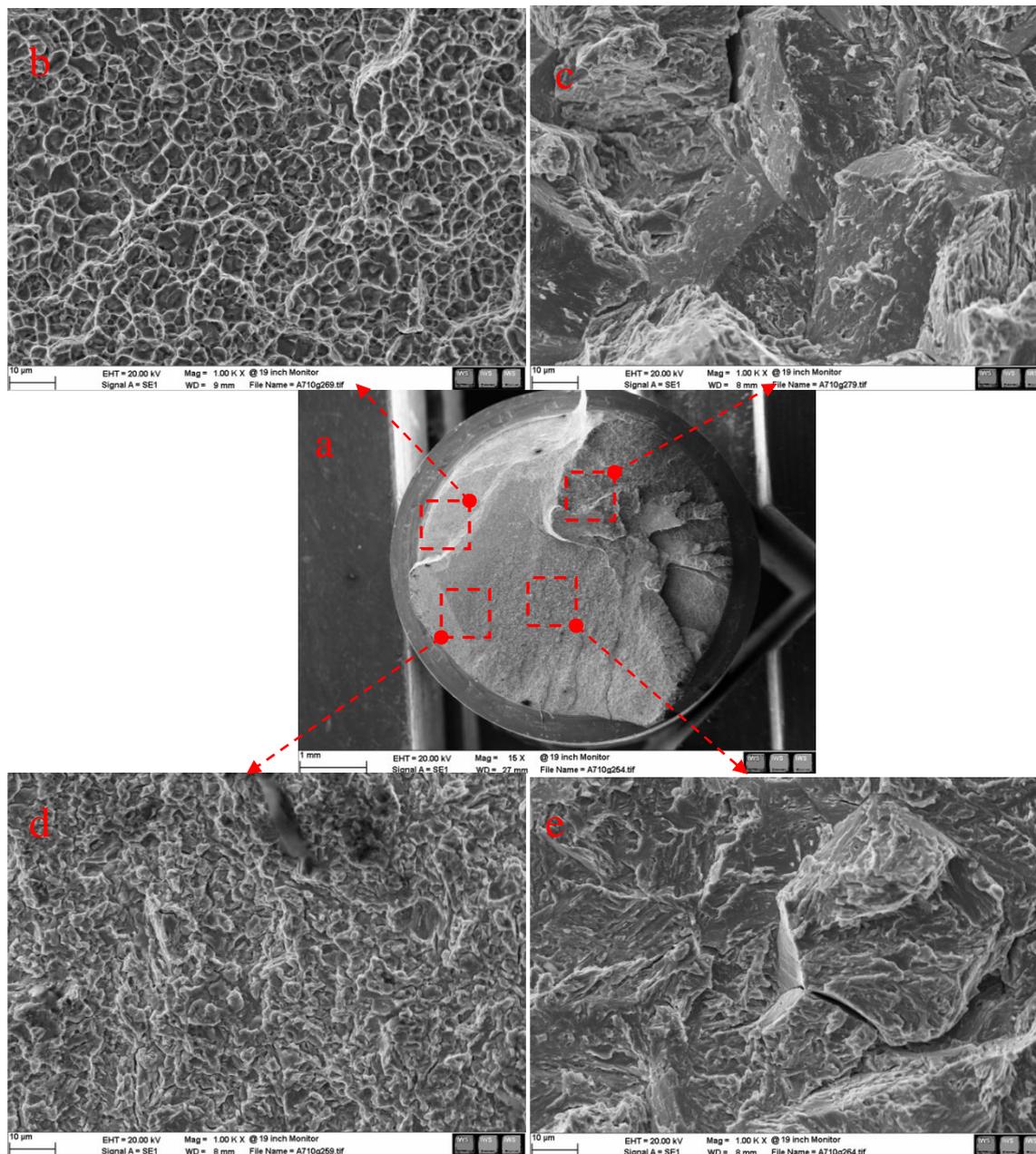


Abbildung 80: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 19: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Korngrenzen mit Wasserstoffporen und Krähennäsen, (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich

Ergebnisse

5.4.20 Implant-Probe 20 (Bruch) HSDX-MC Ma40 Standard/Corgon® 18+5% H₂

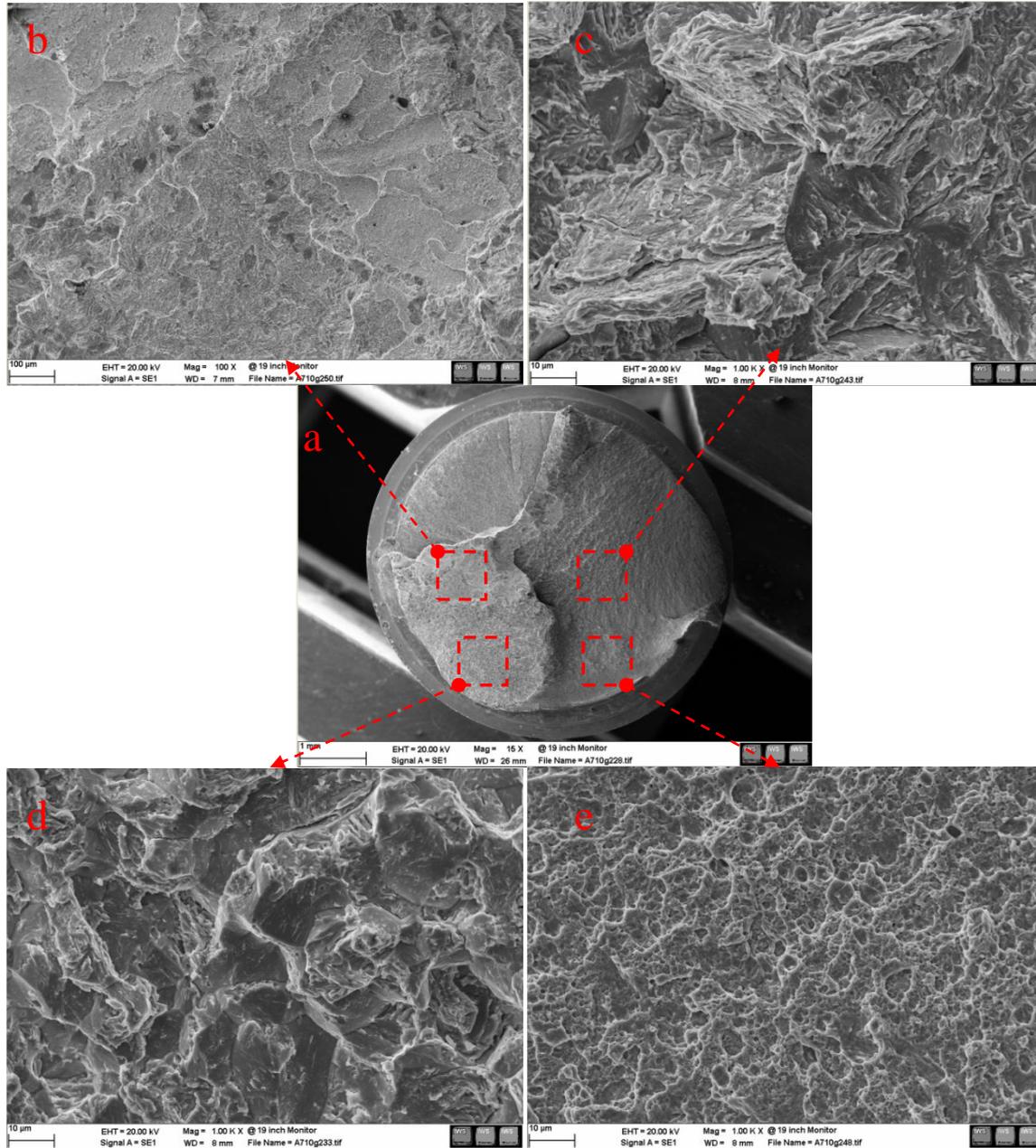


Abbildung 81: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 20: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d) Aufnahme aus sprödem Bereich (e) Aufnahme aus einem Mischbereich

Interpretation der Ergebnisse

6 Interpretation der Ergebnisse

Die Implant-Probe kann während der Belastungszeit brechen. Die Belastungszeit und die Dauer bis zum Bruch sind laut der Norm EN ISO 17642-3: 2005 aufzuzeichnen. Die *Abbildung 82* zeigt ein solches Diagramm, bei dem alle 4 Versuchsreihen abgebildet sind. Vergleicht man den Verlauf der Versuchsreihe 1 (Schweißzusatz: HSDX-MC Ma40 Schutzgas: Cronigon[®] 2) mit dem Verlauf der Versuchsreihe 2 (Schweißzusatz: HSDX-MC Ma42 H-optimiert/Schutzgas: Cronigon[®] 2), so erkennt man, dass der Spannung-Zeitverlauf sehr ähnlich ist. Das heißt, dass die kritische Implant-Spannung, bei der die Implant-Probe vor der vorgesehenen Testdauer (16 h) gebrochen ist, fast identisch ist. Was wiederum bedeutet, die vorgenommene Maßnahme, die eine zusätzliche Glühung des Fülldrahtes um die Feuchtigkeit zu verringern beinhaltete, führte nicht zum Ziel. Betrachtet man den Verlauf der kritischen Implant-Spannung über die Versuchszeit bei der vierten Versuchsreihe (Schweißzusatz: HSDX-MC Ma40 „Standard“/Schutzgas: Corgon 18+5% H₂) und vergleicht man diesen Verlauf mit den Verläufen der ersten und zweiten Versuchsreihe, so erkennt man eine deutlich niedrigere kritische Implant-Spannung. Dies ist sehr wahrscheinlich auf das Verwenden des 3 Komponentengases (Corgon 18+5% H₂) mit 5 % Wasserstoffgehalt zurück zu führen.

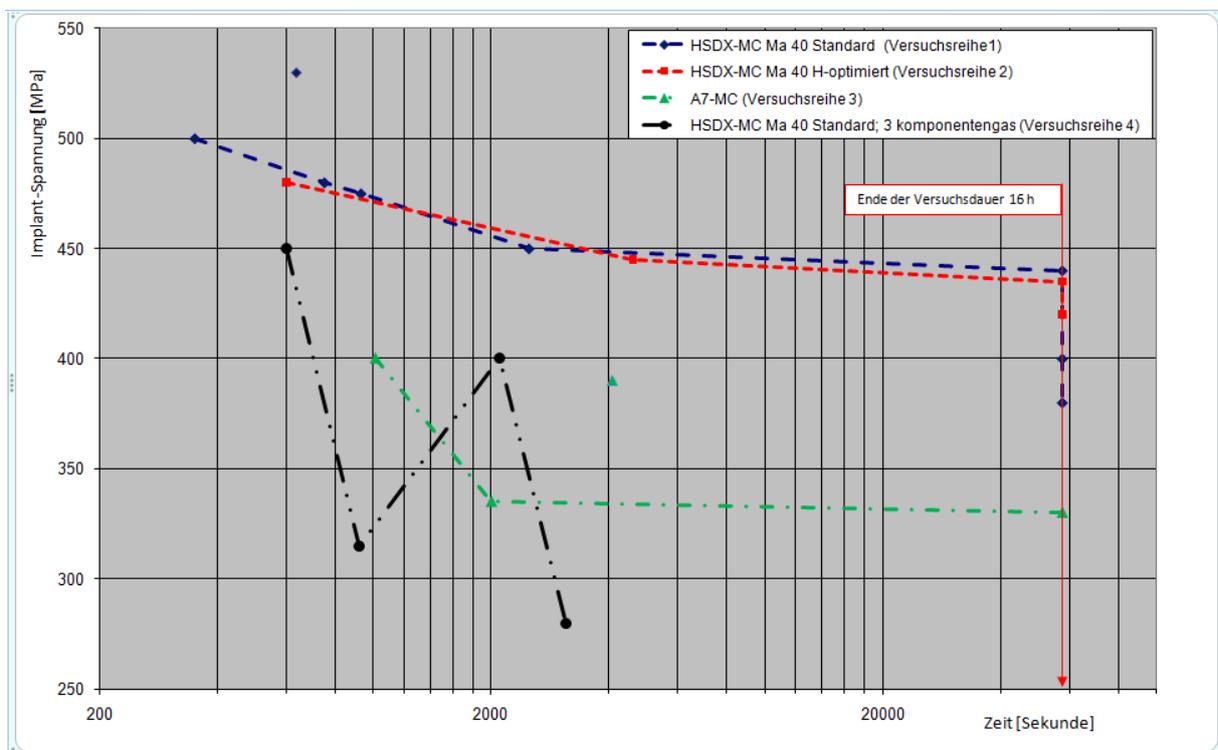


Abbildung 82: Bruchzeit unterschiedlicher Implant-Proben

Interpretation der Ergebnisse

Bei der Verwendung des A7-MC (siehe Kapitel 3.5.3, S. 40) stellt man auch ein Absinken der kritischen Implant-Spannung fest, was auf die niedrigere Zugfestigkeit des Schweißzusatzes A7-MC relativ zu HSDX-MC zurückzuführen ist.

Die *Tabelle 12* zeigt die Ergebnisse aus Minizugversuchen von reinem Schweißgut.

Schweißzusatz	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	Ag [%]	A [%]	A manuell [%]	Z manuell [%]
A7-MC	>354	635-729	>36	>46	>40	>54
HSDX-MC	>379	841-931	>17	>34	>44	>55

Tabelle 12: Minizugproben-Ergebnisse aus DA Kerschbaumer (2009) ^{32/}

Bei den gebrochenen Implant-Proben ist die Bruchfläche metallografisch untersucht worden. Dabei waren bei fast allen Implant-Proben die gleichen Bereiche zu sehen: Duktiler Bruch und Bereiche, die spröde brechen. Anhand der ersten Implant-Probe soll dieses Phänomen veranschaulicht werden. Bei den Bruchflächen war jedoch kein eindeutiges Muster bezüglich Bruchflächenanteile duktil/spröde und Bruchzeit erkennbar.

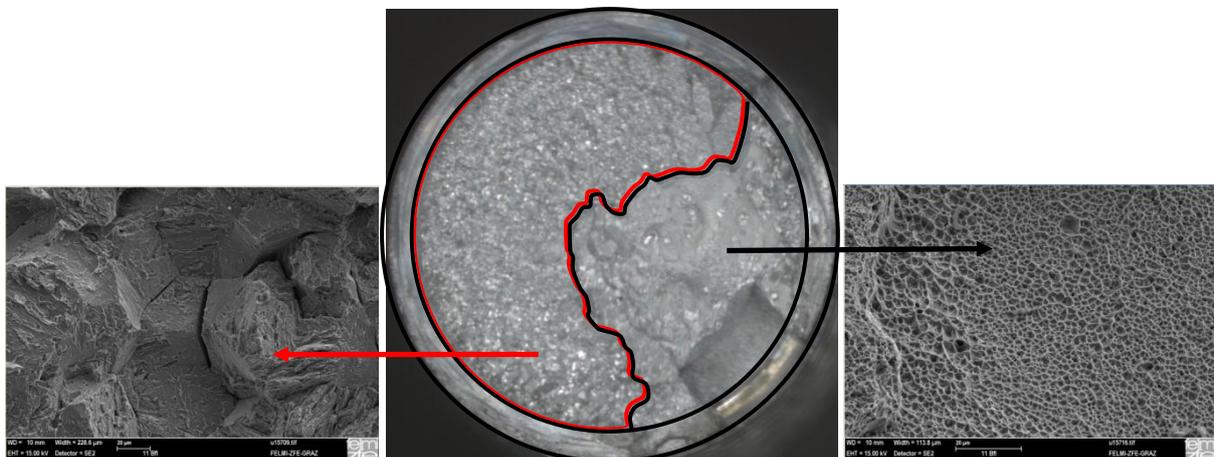


Abbildung 83: Anteile der Bruchfläche

Was aus der *Abbildung 83* nicht zu erkennen ist, ist, dass sich der duktile Bereich aus dem spröden Bereich erhebt. In den duktilen Bereichen waren auch häufig inhomogene Anteile zu sehen, die eindeutig dem Schweißgut zuzuordnen sind.

Der Bruch ist stets von Kerbgrund ausgegangen und zwar genau an der Stelle, wo der Kerbgrund die Schmelzlinie trifft.

7 Diskussion und Ausblick

Im Zusammenhang mit Wasserstoff induzierten Kaltrissen soll die Rolle des Wasserstofftransports und der sogenannten Wasserstofffallen, sowie deren physikalische Natur, diskutiert werden. Die Wasserstofffallen sind Spannungsfelder der Gitterstellen wie z.B. Versetzungen, Lehrstellen, Mikrofehlstellen, Korngrenzen und Feststoffübergangstellen. Diese Fallen behindern die Diffusion vom Wasserstoff erheblich und bewirken damit eine Verlängerung seines Aufenthalts im Gitter. Dieses Phänomen ist sehr wichtig, da für die durch Wasserstoff verursachten Werkstoffversprödung eine gewisse Dauer erforderlich ist. Das Vorhandensein von Wasserstofffallen in bestimmten Bereichen der Wärmeeinflusszone oder gar im Schweißgut kann in Kombination mit anderen Faktoren, wie Aufhärtung und Spannung, einen negativen Einfluß auf die Rissicherheit haben.

Ein großes Problem ist die Anhäufung von Wasserstoff an Stellen höherer Spannungen in der Schweißverbindung (WEZ/Kerb).

Hierzu soll das Verhalten des Wasserstoffs bei einer Schweißverbindung eines hochfesten Stahls, das von Musiyachenko und Kasatkin ^{/45/} erläutert werden.

Der diffusible Wasserstoff-Gehalt eines Schweißgutes wurde gleich nach dem Schweißen mit 2,5 ml/100g gemessen. Durch eine nachfolgende Wärmebehandlung (ca.700 °C). Wie erwartet, sank der Wasserstoffgehalt des Schweißgutes auf 1,5 ml/100g. Gleichzeitig sammelte sich der Wasserstoff an der Schmelzlinie und wies dort einen Gehalt von nicht weniger als 2,5 mL/100g Schweißgut auf (*Abbildung 85*). Der H-Gehalt an der Schmelzlinie, konnte durch die Wärmebehandlung nicht bzw. nur geringfügig verringert werden

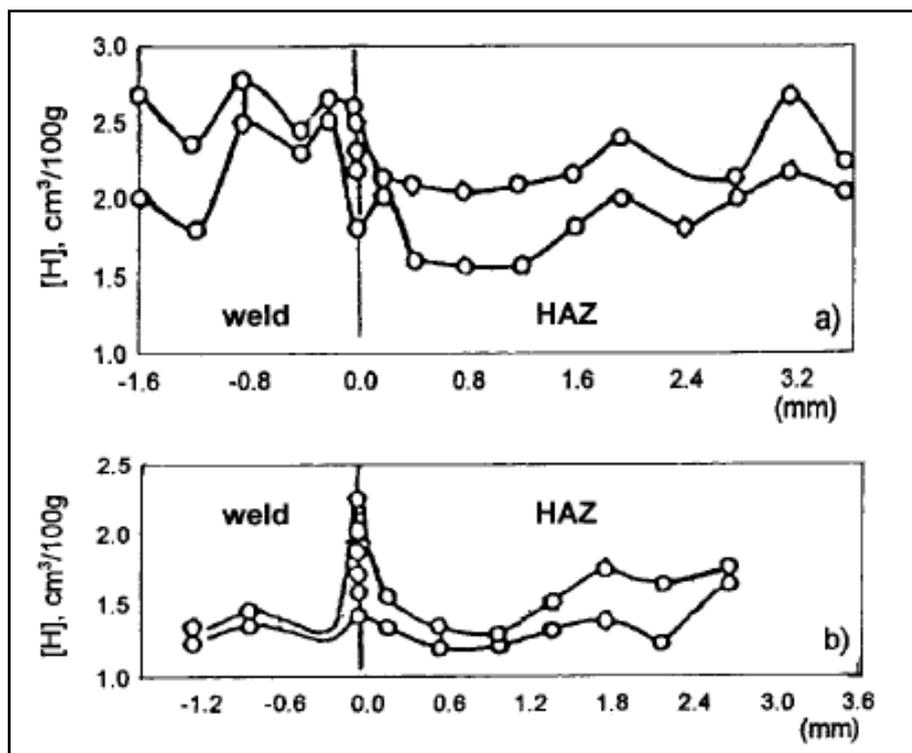


Abbildung 84: Gemessener Wasserstoffgehalt nach dem Schweißen und nach der Wärmebehandlung ^{/46/}

Die Lokalisation von Wasserstoff an Stellen höherer Spannungen ist ein Resultat komplexer Diffusionsmechanismen. *Abbildung 85* zeigt, dass in der WEZ angesammelter Wasserstoff eine um 50% höhere Konzentration aufweist als in den umgebenden Regionen. Auffällig ist die Wasserstoffkonzentration an der Schmelzlinie an der von lokal höheren Spannungen ausgegangen werden muss.

Eine Erklärung für das Verhalten des Wasserstoffs in der Nähe einer „Falle“ kann phänomenologisch in Bezug auf seine Bindungsenergie zum Defekt gegeben werden. Die freie Energie, die erforderlich ist um ein Wasserstoffatom von einem Standardzustand (sitzt auf einem Gitterplatz) auf eine zwischenräumlichen Gitterseite zu bringen, ist viel höher als die freie Energie, die benötigt wird um ein Wasserstoffatom zu einem Kristalldefekt zu transportieren ^{/46/}.

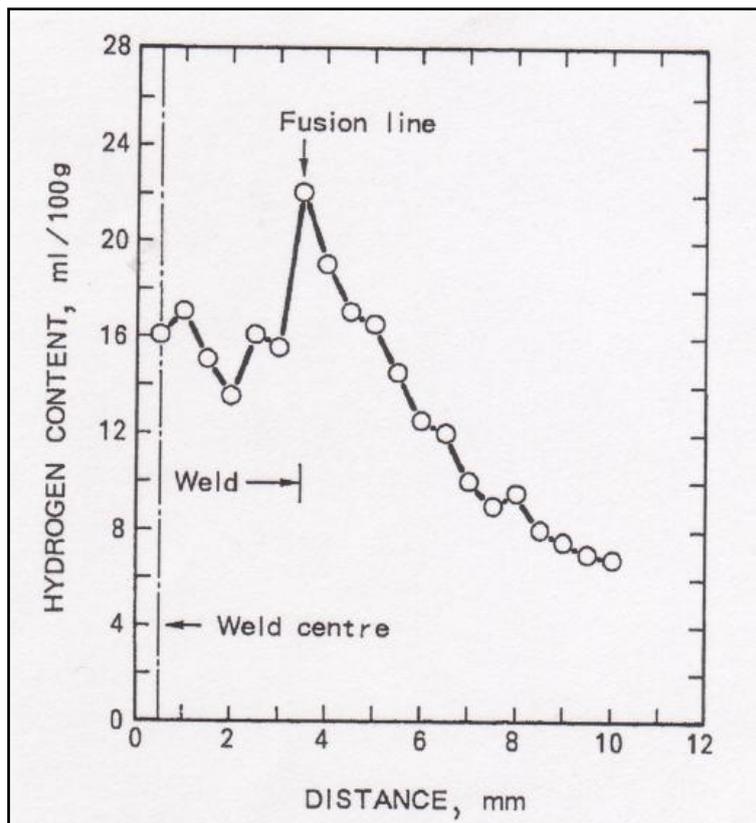


Abbildung 85: Mikroskopische Verteilung des Wasserstoffs bei einer Schweißung, gemessen mit Laserstrahl; Massenspektroskopie ^{47/}

Nun soll die Aufhärtung in der martensitischen Zwischenschicht anhand von Härtemessungen über den gesamten Querschnitt gezeigt werden.

Abbildung 86 zeigt, dass die Härte in der WEZ der Implant-Probe jene des martensitischen Grundwerkstoffes übersteigt. Zu erwähnen ist auch der stärkere Härteabfall außerhalb der WEZ, d.h. in der Anlasszone; hierbei handelt es sich um eine sog. Anlasserweichung des martensitischen Grundwerkstoffes.

Diskussion und Ausblick

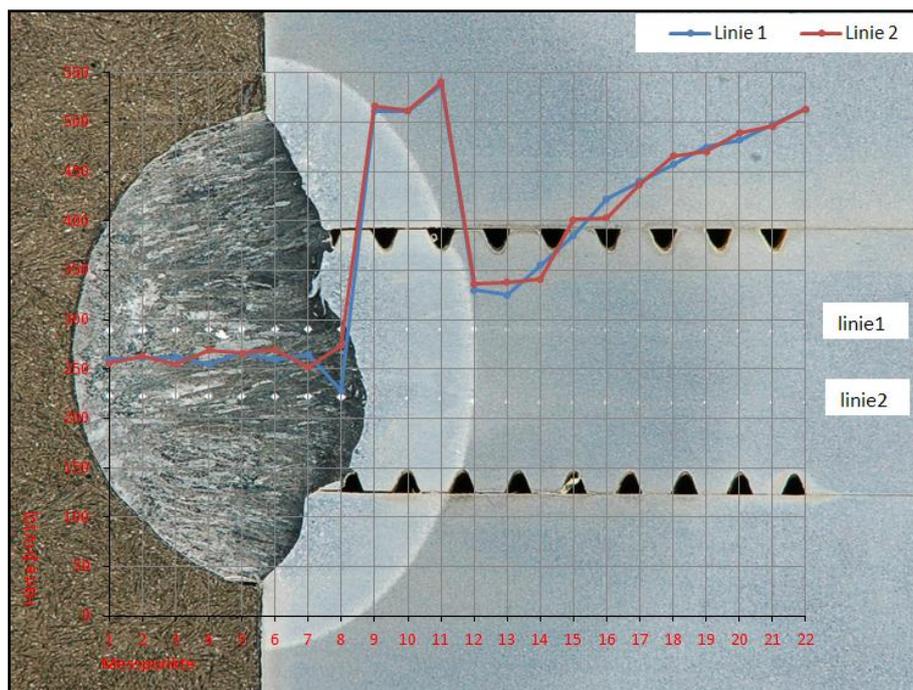


Abbildung 86: Härteverlauf bei der Implant-Probe 3

Abbildung 87 zeigt Risse, die entlang dieser Martensitzwischenschicht verlaufen.

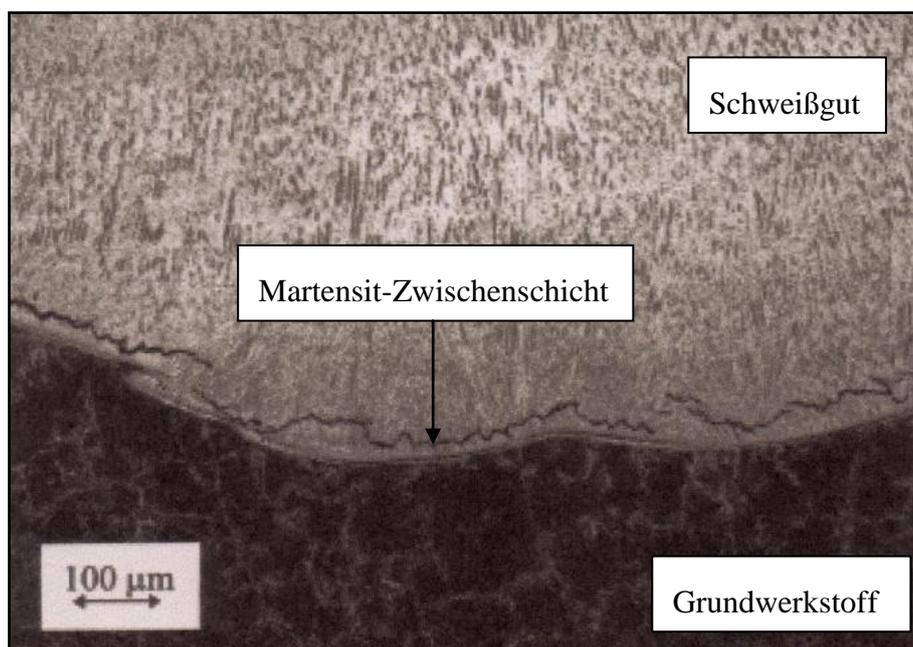


Abbildung 87: Kaltrisse, parallel zur der Schmelzlinie geschweißt mit Ar-6% H₂ Schutzgas /48/

Diskussion und Ausblick

Ein Beweis für das Vorhandensein einer Martensit-Zwischenschicht ist in der *Abbildung 88* dargestellt. In dieser Schicht ist eine Härte von 495 HV gemessen worden.

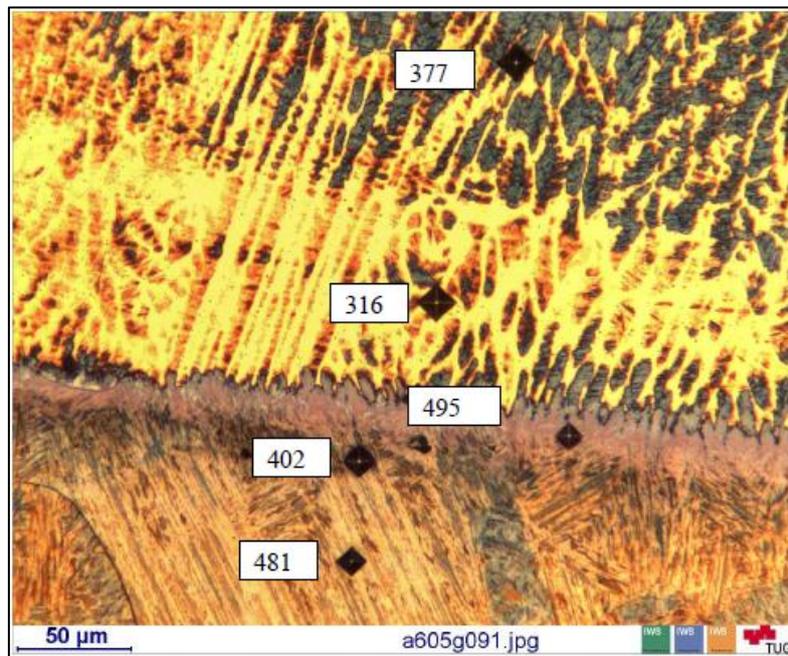


Abbildung 88: Martensit-Zwischenschicht /⁴⁹/

Diskussion und Ausblick

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Einflussfaktoren auf die Kaltrissneigung //.....	2
Abbildung 2: Schematische Darstellung einiger möglicher Einflussgrößen in einem Werkstoff/Medium-Paar //	6
Abbildung 3: Wasserstofflöslichkeit von Eisen in Abhängigkeit von der Temperatur //	9
Abbildung 4: (a) Wasserstofflöslichkeit in ferritschen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur (b) Der Diffusionskoeffizient für Wasserstoff in ferritischen und austenitischen Stählen in Abhängigkeit von der Temperatur //	10
Abbildung 5: (a) Wasserstoffprofil einer Stahlprobe nach Kadmiumabscheidung (Bem.: Das Cd-Profil ist nicht gezeigt.) und (b) Wasserstoffprofil einer Stahlprobe nach Cd- Abscheidung und einer Wärmebehandlung (180 °C, 2 h) /9/	12
Abbildung 6: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Variante A: I=250 A, U=24.1 V.....	15
Abbildung 7: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Variante B: I=261 A, U=25.7 V.....	15
Abbildung 8: Einfluss des Wasserstoffgehaltes im Schutzgas auf den gemessenen Gehalt an diffusiblem Wasserstoff im abgeschweißten und erstarrten Zustand. Vergleich über die Leistung $U \times I$	16
Abbildung 9: Kerbgrundspannungen //	19
Abbildung 10: Kerbformzahl als Funktion der Kerbschärfe t/ρ für unterschiedliche relative Kerbtiefen; Rundstab mit Umfangskerbe unter Zugbelastung; nach Mayr u. Drexler //.	20
Abbildung 11: Erscheinungsformen von Wasserstoffinduzierten Kaltrissen //	21
Abbildung 12: Beispiel für einen Kaltriss //.....	21
Abbildung 13: REM-Aufnahme einer Kaltriss-Bruchfläche /1/	22
Abbildung 14: Bruchflächen des Stahls S690 Q bei verschiedenen Wasserstoffgehalten /1/.	23

Diskussion und Ausblick

Abbildung 15: Hohlraumbildung durch Vereinigung von Versetzungen im Schnittpunkt zweier Gleitebenen //.....	24
Abbildung 16: REM-Aufnahme von einem Fischauge ²¹ /.....	25
Abbildung 17: Schematische Darstellung der Bruchentstehung durch Hohlraumbildung /17/26	
Abbildung 18: Erscheinungsform eines zähen Bruchs im REM, Wabenstruktur /1/.....	26
Abbildung 19: Darstellung von interkristallinem Bruchbild /24/	27
Abbildung 20: Darstellung von transkristallinem Bruchbild //	27
Abbildung 21: Fraktographische Darstellung diverser Wasserstoffrisse auf der Bruchfläche //	28
Abbildung 22: Offene Korngrenze, Wasserstoffentgasungsporen und „Krähfüße“ auf der Bruchfläche eines Kaltrisses //	28
Abbildung 23: Einteilung der Schmelzschweißverfahren in Anlehnung an DIN ISO 4063 //	29
Abbildung 24: Metall-Schutzgasschweißen (MSG) MIG/MAG //	30
Abbildung 25: TEKKEN-Test nach ISO 17642-2 //	32
Abbildung 26: CTS-Test nach ISO 17642 /28/	33
Abbildung 27: Schematische Darstellung des Implant-Versuchs (a: Draufsicht, b: Ansicht) /1/	34
Abbildung 28: Darstellung der Versuchsergebnisse; Implant-Spannung über die Abkühlzeit //	35
Abbildung 29: Darstellung der Versuchsergebnisse: Beanspruchung bis zur Rissbildung als Funktion der Abkühlzeit t_R /43/	35
Abbildung 30: Darstellung der Versuchsergebnisse; aufgebrauchte Spannung als Funktion der Versuchszeit //	35
Abbildung 31: Thermomechanisches Walzen //	37
Abbildung 32: Gefügeveränderung beim thermomechanischen Walzen /32/.....	37
Abbildung 33: Metallographischer Schliff Armox [®] 500T, Beraha, II Ätzung //.....	38
Abbildung 34: Metallographischer Schliff Alform700 LePera Ätzung //.....	39

Diskussion und Ausblick

Abbildung 35: Metallographischer Schliff Alform 900 LePera Ätzung/35/.....	40
Abbildung 36: Abschmelzleistung verschiedener Drähte über die Stromstärke //	40
Abbildung 37: Implant-Anlage/Belastungseinheit.....	43
Abbildung 38: Stütze zur Ausschaltung des Lagerspiels	44
Abbildung 39: Temperaturmessung	44
Abbildung 40: Berührungslose Wegmessung mittels Wirbelstromsensor.....	45
Abbildung 41: Ersatzsystem der Implant-Anlage	46
Abbildung 42: Implant-Anlage am IWS	47
Abbildung 43: Schnittdarstellung der Implant-Anlage mit Kraftfluss (braune Pfeile).....	47
Abbildung 44: Prinzip eines Spindelgetriebes	48
Abbildung 45: Schnittdarstellung der Kupplungseinheit	50
Abbildung 46: Vorderansicht der Implant-Probe	52
Abbildung 47: Eintauchversuch des Thermoelements in das Schweißbad.....	53
Abbildung 48: Temperaturmessung in Nahtmitte und in 8 mm Entfernung.....	54
Abbildung 49: Abkühlzyklen $t_{8/5}$ und $t_{3/1}$	55
Abbildung 50: Aufmischung bei einer Auftragsraupe	56
Abbildung 51: Schäfflerdiagramm (Problembereiche) //	57
Abbildung 52: Schäfflerdiagramm für HSDX-MC Ma40 /44/	58
Abbildung 53: Schäfflerdiagramm für A7-MC /44/	58
Abbildung 54: Messwertediagramm Implant-Probe 17	61
Abbildung 55: Prüfprotokoll Implant-Probe 17	62
Abbildung 56: Verlauf der Implant-Spannungen über die Versuchszeit	65
Abbildung 57: Elektronenmikroskop-Mapping der Implant-Probe 1	67
Abbildung 58: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 1: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Schweißgut: Bereich mit Karbiden, (d) Kaltrissfläche (e) Detail aus (d).....	68

Diskussion und Ausblick

Abbildung 59: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 2: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Schweißgut: Bereich mit Karbiden und großen Poren, (d) Kaltrissfläche (e) Kaltrissfläche mit offenen Korngrenzen.....	69
Abbildung 60: Härteeindrücke bei der Implant-Probe 3	70
Abbildung 61: Härteverlauf bei der Implant-Probe 3	71
Abbildung 62: Risse vom Kerbgrund ausgehend.....	72
Abbildung 63: Aufnahme des Risses in der Implant-Probe 3 V2A-Beize.....	73
Abbildung 64: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 4: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Detail aus (b), (d) Gaspore im Schweißgut, (e) Kaltrissfläche	74
Abbildung 65: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 5: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Kaltrissfläche, (d) Schweißgut: Kaltrissfläche, (e) Kaltrissfläche.....	75
Abbildung 66: Härteverlauf der Implant-Probe 6; SG, WEZ, GW	76
Abbildung 67: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 7: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Sprödbbruchfläche, (d) Kaltrissfläche (e) Aufnahme aus duktilem Bereich	77
Abbildung 68: Härteverlauf bei der Implant-Probe 8; SG, WEZ, GW	78
Abbildung 69: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 9: (a) Übersicht, (b) (c) (d) (e) Bruchflächen mit sprödem Charakter	79
Abbildung 70: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 7: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) (d) (e) Bruchflächen mit sprödem Charakter	80
Abbildung 71: Risse nahe der Schmelzlinie der gebrochenen Implant-Probe 10.....	81
Abbildung 72: Härteverlauf der Implant-Probe 11; SG, WEZ, GW	82
Abbildung 73: Härteverlauf der Implant-Probe 12; SG, WEZ, GW	82
Abbildung 74: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus sprödem Bereich, (c) Aufnahme aus duktilem Bereich, (d) Kaltrissfläche (e) Detail aus (d).....	83

Diskussion und Ausblick

Abbildung 75: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 14: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich.....	84
Abbildung 76: Härteverlauf bei der Implant-Probe 15; SG, WEZ, GW	85
Abbildung 77: EM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 16: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d)und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich.....	86
Abbildung 78: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 17, (a) Übersicht, (b) Spröder Bereich mit offenen Stellen, (c) Karbid-Bereich mit duktiler Umgebung, (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich	87
Abbildung 79: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 18: (a) Übersicht, (b) (c) Aufnahme aus sprödem Bereich, (d) Duktiler Bereich mit großen Poren (e) Aufnahme aus Mischbereich.....	88
Abbildung 80: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 19: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich, (c) Korngrenzen mit Wasserstoffporen und Krähenfüsse, (d) und (e) Aufnahme aus sprödem Bereich	89
Abbildung 81: REM-Aufnahmen/Bruchfläche Implant-Probe 20: (a) Übersicht, (b) Aufnahme aus duktilem Bereich mit Erhöhungen und Vertiefungen, (c), (d) Aufnahme aus sprödem Bereich (e) Aufnahme aus einem Mischbereich	90
Abbildung 82: Bruchzeit unterschiedlicher Implant-Proben.....	91
Abbildung 83: Anteile der Bruchfläche	92
Abbildung 84: Gemessener Wasserstoffgehalt nach dem Schweißen und nach der Wärmebehandlung //	94
Abbildung 85: Mikroskopische Verteilung des Wasserstoffs bei einer Schweißung, gemessen mit Laserstrahl; Massenspektroskopie //	95
Abbildung 86: Härteverlauf bei der Implant-Probe 3	96
Abbildung 87: Kaltrisse, parallel zur der Schmelzlinie geschweißt mit Ar-6% H ₂ Schutzgas //	96
Abbildung 88: Martensit-Zwischenschicht //	97

Diskussion und Ausblick

Formelverzeichnis

Formel 1: Diffusionsstrom //	3
Formel 2: Differenzierte Form des Diffusionsstroms /3/	4
Formel 3: Konzentrationsgradient /3/	4
Formel 4:1.Fick'sches Gesetz /3/	4
Formel 5: Diffusionskoeffizient /3/	4
Formel 6: 2.Fick'sches Gesetz /3/	5
Formel 7: Konzentration der auf Zwischengitterplätze eingelagerten Wasserstoffatome //	8
Formel 8: Wasserstoffkonzentration in den „Fallen“. /6/.....	8
Formel 9: Kohlenstoffäquivalent gemäß IIW //	17
Formel 10: Kohlenstoffäquivalent nach Uwer und Höhne //	18
Formel 11: Kohlenstoffäquivalent nach PCM //	18
Formel 12: Kohlenstoffäquivalent nach CEM //	18
Formel 13: Kerbformzahl //.....	20
Formel 14: Die Aufmischung //	56

- [¹] Zimmer, P.: *Zur Bewertung der Kaltrissicherheit von Schweißverbindungen aus hochfesten Feinkornbau-stählen*; Dissertation Hamburg 2007 (BAM-Dissertationsreihe • Band 29 Berlin 2007); S. 26 bis. 36
- [²] Rosseger, T., E.: *Adaptierung einer Implantanlage und Durchführung von Implantversuchen zur Ermittlung der Kaltrissneigung von TM-Stählen*; Diplomarbeit Graz 1993 Nr. 51
- [³] Cerjak, H.: *Vorlesungsskriptum Werkstoffkunde*; TU Graz, 2000
- [⁴] Million, A.; Witten: *Stand der Kenntnisse über die Kaltrissbildung und die Beurteilung der Kaltrissanfälligkeit*; DVS Berichte, Bd. 64 (1980), Düsseldorf; S. 9-20
- [⁵] Juilfs, G. G.: *Das Diffusionsverhalten von Wasserstoff in einem niedriglegierten Stahl unter Berücksichtigung des Verformungsgrades und der Deckschichtbildung in alkalischen Medien*; Dissertation Flensburg 2000; S. 4
- [⁶] Oriani, R., A.: *The Diffusion and Trapping in Steel*; Acta. Metall, 1970, 18, 147-157
- [⁷] Schumann, H.; Oettel H.: *Metallografie*; ISBN 3-527-30679-x, 2004; S. 692
- [⁸] Pohle, C.: *Zerstörende Werkstoffprüfung in der Schweißtechnik*; Fachbuchreihe Schweißtechnik, Band 103. DVS Verlag, Düsseldorf 1990.
- [⁹] Paatsch W.: *Wasserstoffbestimmung und Wasserstoffversprödung Sinn und Nutzen*; Galvanotechnik, 1/2011, Eugen G Leutze Verlag
- [¹⁰] Kapl, St.; Zwettler, F.; Rauch, R.; Duchaczek, H.; Enzinger, N.; Sommitsch, Ch.: *Ermittlung von diffusiblem Wasserstoff in hochfestem Schweißgut*; Poster MU Leoben 2010
- [¹¹] International Welding Engineer, Ergänzungslehrgang TU Graz, Gegenstand 2.16: *Feinkornbaustähle*; S. 36
- [¹²] Uwer, D.; Höhne: *Charakterisierung des Kaltrissverhalten von Stählen beim Schweißen*; Schweißen und Schneiden 43 (1991), Heft 4; S. 195-199
- [¹³] Ito, Y.; Bessyo, K.: *Weldability Formula of High Strength Steels. Related to Heat-Affected Zone Cracking*; Sumintomo Search, 1 (1969); S. 59-70
- [¹⁴] Düren, C.: *Konzepte zur Bewertung des Kaltrissverhalten von Stählen*; Juli 1989; Heft 6, S. 385-391

Diskussion und Ausblick

- [¹⁵] Prof. Dr.-Ing. Henning Meyer <http://www.km.tu-berlin.de/uploads/media/KoWe-02-Festigkeitsnachweis.pdf> Technische Universität Berlin; 10.09.2010
- [¹⁶] Gross, D; Seelig, T.: *Bruchmechanik*; ISBN-10 3-540-37113-3, Springer Berlin Heidelberg New York; S. 13
- [¹⁷] Rösler, J.; Harders, H.; Bäcker, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*; S. 119
- [¹⁸] International Institut of Welding; IIW/IIS Dokument 384-71
- [¹⁹] Coe, F.R.; Weld, F.: *welding steels without hydrogen cracking*; Cambridge, The welding institute 1973
- [²⁰] Cotrell, A. A.: *Theory of brittle fracture in steel and similar metals Transaction*; American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers 212 (1958); S. 192-203
- [²¹] S. Suleiman, R.Vallant; *IMPLANT Untersuchungen ALFORM 900 M/X96-IG nach EN ISO 17642-3*; Bericht 50/08
- [²²] Ishikawa, M.; Nakatani, Y; Yamada, K.: *Mechanistic Aspects of hydrogen Cracking process in High Strength steel*; department of Mechanical Engineering, KEIO University; S. 98
- [²³] Enzinger, N.; Cerjak, H.: *characterisation of cracks in high strength steel weldments*; Institute for Materials Science, Welding and Forming, TU Graz
- [²⁴]http://www.fhmuenster.de/maschinenbau/downloads/werkstofftechnik/fuege_schweiss/FT-Praktikum_Nr._1.pdf, 15.02.2011; S. 2
- [²⁵]http://www.walaustria.at/pdf/wissenswertes/schweisstechn_fachwissen/allgemeines_mig_mag_wig.pdf, 15.02.2011
- [²⁶]http://www.fhmuenster.de/maschinenbau/downloads/werkstofftechnik/fuege_schweiss/FT-Praktikum_Nr._1.pdf, 15.02.2011; S. 6
- [²⁷] ISO 17642: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse – Teil 1 bis 3*, 2005
- [²⁸] Rauch, R.: *Kriterien für die Werkstoffauswahl beim Einsatz höchstfester ($R_p > 650 \text{ N/mm}^2$) Stähle im Druckrohrleitungsbau*; FMS Stahlbau Rundschau, Ausgabe 9/10 - 2002 (Nr. 95); S.18 - 25.

- [²⁹] Albert, S. K.; Ramasubbu, V.; Sunder Raj, S.I.; Bhaduri, A.K.: *Hydrogen Assisted Cracking Susceptibility of Modified 9Cr-1Mo steel and its Weld Metal*; Materials Technology Division & Fast Reactor Technology Group, II-1709-09 (II-A-210-09)
- [³⁰] Jost, N.: *Moderne Feinkornbaustähle und ihre schweißtechnische Verarbeitung*; ISBN 978-3-638-90931-0, Verlag für Akademische Texte, 2007; S. 13ff
- [³¹] International Welding Engineer, Ergänzungslehrgang TU Graz, Gegenstand 2.10: *Thermomechanisch Behandelte Stähle*; S. 5
- [³²] Kerschbaumer, K.G.: *Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von artfremden geschweißten kehlnähten an hochfestem TM-Stahl*; Diplomarbeit TU Graz 2010; S. 35; S. 139ff
- [³³] St. Kapl, S.Suleiman, R. Vallant, N. Enzinger: *Ermittlung von angemessenen Vorwärmtemperaturen beim Schweißen von ferritisch/bainitischen TM-Stählen*, ASMET FORUM 2010 17/18 Mai MU Leoben
- [³⁴] Kapl, St.: Persönliche Angabe 15.04.2011
- [³⁵] <http://www.drahpo.de/de/pdf%20Ringbuch/anlagen/Grundlagen%20F%C3%BClldrahtschwei%C3%9Fen%201-5.pdf>; 14.09.2010
- [³⁶] Ziegerhofer, J.: Persönliche Angabe 27.04.2011
- [³⁷] Böhler Welding: *Wissenswertes für den Schweißer*; S. 2-290
- [³⁸] <http://de.wikipedia.org/wiki/Wirbelstromsensor> 19/04/2011
- [³⁹] Prodingler, D.; Moser, F.; Franz-Mayer, C.: *Funktionsanalyse Beschreibung Verbesserungsvorschläge sowie Konstruktion einer neuen Implant-Anlage*; Projekt Konstruktiv, TUG 2010
- [⁴⁰] ÖNORM EN ISO 17642-3 Ausgabe: 2005-06-01
- [⁴¹] ÖNORM EN ISO 17642-3: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Kaltrissprüfungen für Schweißungen – Lichtbogenschweißprozesse Teil 3: Fremdbeanspruchte Prüfungen*
- [⁴²] Granjon, H.: *Werkstoffkundliche Grundlagen des Schweißens*, 1993; S. 70

[⁴³] Niro Ware 7.0/2008-10: Copyright; SLV M-V GmbH, Rostock; A. Scharff, C. Köhte

[⁴⁴] International Welding Engineer, Ergänzungslehrgang TU Graz, Gegenstand 2.16: *Hochlegierte, korrosionsbeständige Stähle*; S. 36

[⁴⁵] V. F. Musiyachenko; S. B. Kasatkin: *Automat. Weld.* (UDSSR), 1985, (9), 3-8

[⁴⁶] Maroef, I.; Olson, D. L.; Eberhart, M.; Edwards G., R.: *Hydrogen trapping in ferritic steel weldmetal*; International Materials Reviews (2002) Vol. 47; No. 4 191-223

[⁴⁷] Tarlinsky, V., D: *Avtom. Svarka*; (1974), 27, (6), 16-20.

[⁴⁸] Rowe, D.; Nelson T.,W; Lippold J., C.: *Hydrogen-Induced Cracking along the Fusion boundary of Dissimilar metal Welds*; Supplement of the welding journal, (February 1999); S. 31 ff

[⁴⁹] S. Cvetkovski, *Welding of High-Strength Steel with Austenitic Metal Powder Wire*, Join A.7, TU Graz Oct. 2005.

8 Anhang

WERKSTOFFBLATT		2000-06-06							
ARMOX® 500T									
CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG Schmelzenanalyse	C max %	Si % 0,1–	Mn % 1,2	P % 0,015	S % 0,010	Cr % 1,0 ¹⁾	Ni % 1,8 ¹⁾	Mo % 0,7	B % 0,005
Der Stahl ist feinkornbehandelt. ¹⁾ Für Blechdicke > 70 mm Cr ≤ 1,5 und Ni ≤ 3,5									
MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN	Härte HBW	Kerbschlagarbeit ISO-V Querprobe –40°C ¹⁾ (Probstab 10x10 mm) ²⁾			Streckgrenze Rp0,2 N/mm ²	Bruchgrenze Rm N/mm ²		Dehnung A5% A50%	
*480–540 Min. 20 Joule ¹⁾ Min. 490 HB nach besonderer Vereinbarung ²⁾ Mittelwerte aus drei Proben. Einzelwerte mind 70% des spezifizierten Mittelwertes. ³⁾ Bei Blechdicken unter 12 mm wird die Kerbschlagarbeit an ISO-V-Proben mit reduzierter Dicke ermittelt. Der spezifizierte Mindestwert verringert sich dabei proportional zum Probenquerschnitt.									
PRÜFUNGEN	Härteprüfung Brinell Kerbschlagarbeit Zugprobe Ultraschallprüfung	EN ISO 6506-1 EN 10 045-1 EN 10 002-1 SEL 072/077 Cl. 3			je vergütetem Blech je Schmelze und Blechdicke > 4 mm je Schmelze und Blechdicke < 20 mm je Blech in Dicken 60–150 mm				
LIEFERZUSTAND	Wasservergütet.								
DIMENSIONEN	ARMOX 500 T ist als Blech in Dicken 3–150 mm lieferbar. Blechstärken > 60 mm werden nur mit Walzkanten oder nach besonderer Vereinbarung geliefert. Ausführliche Angaben enthält unsere Broschüre "Allgemeine Information."								
TOLERANZEN	Dimensionstoleranzen außer Dicken toleranzen gemäß EN 10 029 Dicken toleranzen:								
	Blechdicken in mm	Standard Dicken- toleranzen in mm		Nach besonderer Vereinbarung Dicken toleranzen in mm					
	< 13	-0,0	+0,8	-0,2	+0,6				
	13 < 20		+1,0	-0,2	+0,8				
	20 < 40		+1,2	-0,2	+1,0				
	40 < 60		+1,6	-0,3	+1,3				
	60 < 80		+2,0	-0,3	+1,7				
	80 < 110		+2,4	-0,4	+2,0				
	110 – 150		+3,0	-0,5	+2,5				
Andere Dicken toleranzen gemäß besonderer Vereinbarung. Ebenheitstoleranzen nach Klasse N, oder nach besonderer Vereinbarung. Längen- und Breitentoleranzen für Bleche mit Walzkante gemäß besonderer Vereinbarung.									
OBERFLÄCHE	Gemäß EN 10 163-2 Klasse B Untergruppe 3.								
ALLGEMEINE TECHNISCHE LIEFERBEDINGUNGEN	Gemäß EN 10 021 und EN 10 204. Sofern nicht anders vereinbart werden die Prüfzeugnisse, 3.1B Typ, auf Englisch erstellt.								
WÄRMEBEHANDLUNG UND BEARBEITUNG	ARMOX 500 T darf nicht über 200°C erhitzt werden, wenn der Stahl seine Härte behalten soll. Weitere Informationen über die Bearbeitung, wie z.B. das Schweißen, das Schneiden und das Biegen, erhalten Sie von unseren Spezialbroschüren oder von unseren Anwendungstechnikern. Beim Schweißen, Brennschneiden, Schleifen oder sonstiger Bearbeitung des Produktes sind entsprechende Schutzmaßnahmen zu ergreifen, um Gesundheitsschädigung und Verletzung vorzubeugen. Bei intensivem Schleifen, insbesondere von primbeschichtetem Blech kann starke Staubeentwicklung auftreten. Für nähere Auskünfte wenden Sie sich bitte an den Anwendungstechniker.								
SSAB OXELÖSLUND									
SSAB Oxelösund AB S-613 80 Oxelösund	Telefon. +46 155-25 40 00	Telefax +46 155-25 40 73	Telex 50950 SSAB S						

Ty 195, SSAB Oxelösund AB, ARMOX ist ein eingetragenes Warenzeichen von SSAB Oxelösund AB, Schweden

Abbildung A 1: Werkstoffblatt ArmoX® 500T

[Quelle: http://www.ssab.com/Global/ARMOX/Datasheets/en/195_ARMOX_500T_UK_Data%20Sheet.pdf 03.05.2011]

Anhang

MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN

Stahlsorte	Streckgrenze R_{eH} [N/mm ²] lang	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²] lang	Bruchdehnung [%] min. lang		Kerbschlagarbeit ¹⁾ Ch V -20 °C Vollprobe min. [J] lang	Faltversuch Biegedorn Ø Winkel = 180° s = Blechdicke quer
			A_{80}	A_5		
ALFORM 280 M	280 - 400	370 - 470	24	28	40	0 s
für diesen Sonderstahl gibt es keine entsprechende Normstahlsorte						
ALFORM 315 M	315 - 440	390 - 490	22	26	40	0 s
EN 10149-2	min. 315	390 - 510	20	24	40	0 s
ALFORM 355 M	355 - 480	430 - 530	20	25	40	0 s
EN 10149-2	min. 355	430 - 550	19	23	40	0,5 s
ALFORM 380 M	380 - 510	450 - 550	20	24	40	0,5 s
für diesen härtesten Sonderstahl gibt es keine entsprechende Normstahlsorte						
ALFORM 420 M	420 - 550	480 - 580	18	22	40	0,5 s
EN 10149-2	min. 420	480 - 620	16	19	40	0,5 s
ALFORM 460 M	460 - 590	520 - 640	16	20	40	1 s
EN 10149-2	min. 460	520 - 670	14	17	40	1 s
ALFORM 500 M	500 - 650	550 - 680	15	19	40	1 s
EN 10149-2	min. 500	550 - 700	12	14	40	1 s
ALFORM 550 M	550 - 700	600 - 740	15	18	40	1,5 s
EN 10149-2	min. 550	600 - 750	12	14	40	1,5 s
ALFORM 600 M	600 - 750	650 - 800	13	16	40	1,5 s
EN 10149-2	min. 600	650 - 820	11	13	40	1,5 s
ALFORM 650 M	min. 650 ²⁾	700 - 850	12	15	40	2 s
EN 10149-2	min. 650 ¹⁾	700 - 880	10	12	40	2 s
ALFORM 700 M	min. 700 ²⁾	750 - 930	11	14	40	2 s
EN 10149-2	min. 700 ¹⁾	750 - 950	10	12	40	2 s

Stahlsorte	Streckgrenze R_{eH} [N/mm ²] quer	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²] quer	Bruchdehnung [%] min. quer		Kerbschlagarbeit ¹⁾ Ch V -20 °C Vollprobe min. [J] lang	Faltversuch Biegedorn Ø Winkel = 180° s = Blechdicke quer
			A_{80}	A_5		
ALFORM 900 M	min. 900 ²⁾	930 - 1100	-	10	27	3 s
für diesen Sonderstahl gibt es keine entsprechende Normstahlsorte						

¹⁾ Bei Dicken > 8 mm dürfen die Werte um 20 N/mm² niedriger sein.

²⁾ Auf Verlangen in der Bestellung wird die Kerbschlagarbeit ab Blechdicke \geq 6,0 mm ermittelt.

Abbildung A 2: Mechanische Eigenschaften ALFORM 900 M

[Quelle: http://www.voestalpine.com/stahl/de/site/downloads/technical_delivery_conditions.

ContentPar.69636.File.tmp/TLB_Alform_D_190907.pdf 03.05.2011]

Anhang

Ergebnisse S900 M

[Quelle: St. Kapl, S.Suleiman, R. Vallant, N. Enzinger: *Ermittlung von angemessenen Vorwärmtemperaturen beim Schweißen von ferritisch/bainitischen TM-Stählen*, ASMET FORUM 2010 17/18 Mai MU Leoben]

Ermittlung des diffusiblen Wasserstoffgehalts H_d zur Errechnung der notwendigen Mindestvorwärmtemperatur. Schweißgeschwindigkeiten: 1100 mm/min, 660 mm/min, 510 mm/min, 420 mm/min. und 360 mm/min.

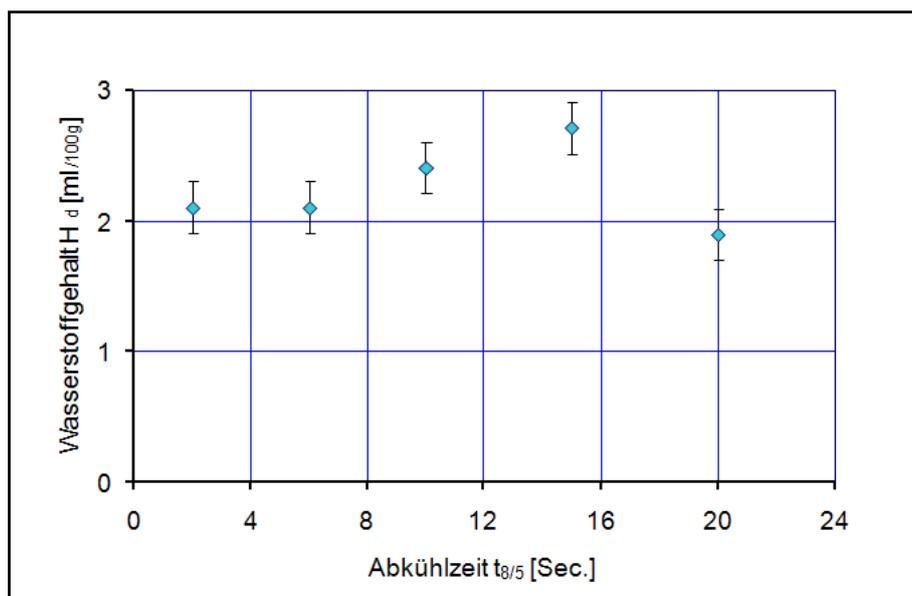


Abbildung A 3: Ermittelte, diffusive Wasserstoffgehalte nach AWS4.3. Mittelwerte aus je 3 abgeschweißten Proben (Parameter: $U=24.1$ [V], $I=250$ [A]). Verwendetes Schutzgas: Corgon18 (M21). Analysegerät: Fa. Leco DCH 603

Werkstoff	Hd 2.5 (mL/100g)	Hd 3 (mL/100g)
S900 M	<RT	<RT
Union X 96IG	92°C	98°C

Abbildung A 4: Ermittelte, notwendige Mindestvorwärmtemperatur nach EN1011-2/C.3 für den Grundwerkstoff (GW) und den Zusatzwerkstoff (ZW)

Die im Implant-Test ermittelten Mindestvorwärmtemperaturen liegen meist über den Werten aus der Berechnung nach EN1011-2/C.3. Dies könnte an den höheren Eigenspannungen in der Schweißnaht, die sich nach dem Schweißen durch Abkühlung und Umwandlungen bilden, liegen. Da der diffusive Wasserstoff zuvor in einem Versuch ermittelt wurde, kann

Anhang

angenommen werden, dass der Gehalt in den Implanttestnähten gleich war und somit nicht für eine höhere notwendige Vorwärmtemperatur verantwortlich ist. Da nur selten Anzeichen von Wasserstoffeinfluß auf den Bruchflächen der Implant-Proben zu finden waren, stellt sich die Frage: Ist die Gültigkeit des Konzeptes abhängig von der Festigkeit des zu prüfenden Werkstoffes?

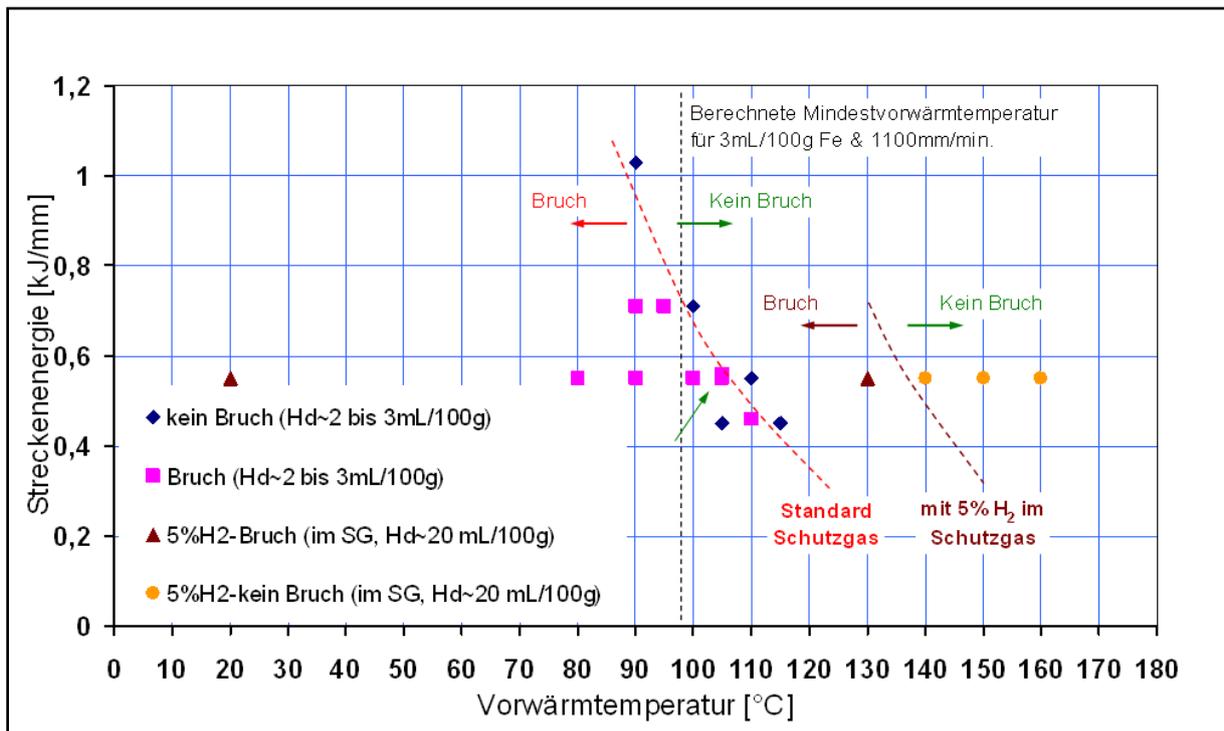


Abbildung A 5: Ergebnisse der Implant-Test (Pfeil)

Bei einer Vorwärmtemperatur von 105 °C würden sich schadhafte Proben mit „Gutproben“ überlagern, da eine Kraftnachstellung (durch weggesteuerte Kraftaufbringung) nach Spannungsrelaxation an der Probe notwendig war.

Anhang

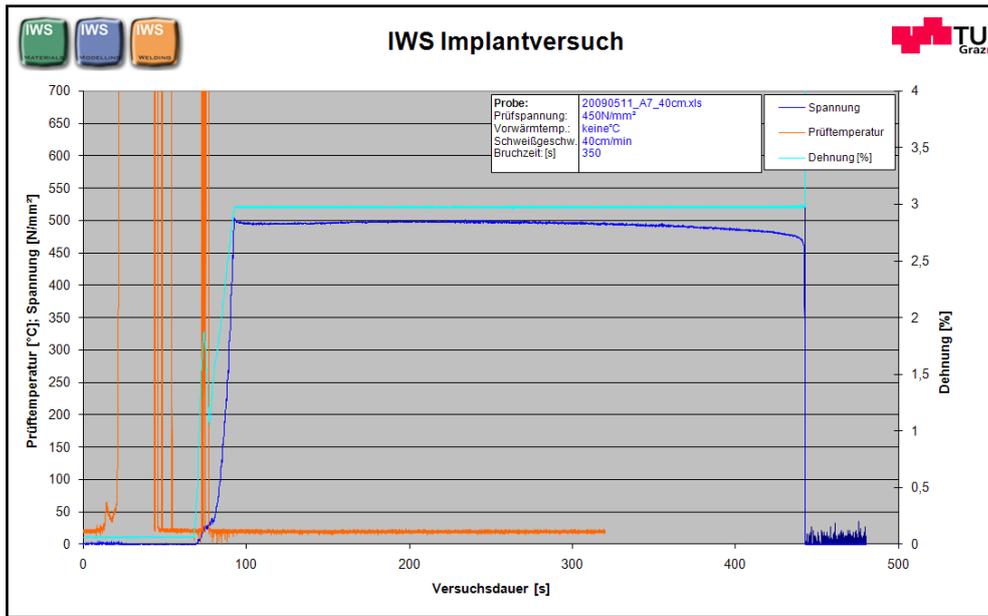


Abbildung A 6: Messwertediagramm Implant-Probe 1

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			<u>Implantversuch</u>		
Datum	11.05.2009		Versuchsstart	14:45 Uhr	
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std	
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	350s	
			Bruchzeit [s]	350	
Versuchsmaterial	Arnox500		<i>Anmerkung:</i>		
Probendurchmesser [mm]	6	mm			
Belastung [N/mm ²]	450	N/mm ²			
Starttemperatur [°C]	150	°C			
Schweißmaschine	Fronius CMT		1 Thermoelemente: eingetaucht im Schweißbad, von Hand, auf Probenhöhe		
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40 / 1,2				
Kennlinie	FCW-Superduplex				
Gas und Gasmenge	Cronigon2 / 15				
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C			
Schweißparameter					
Spannung [V]	27,4	V			
Stromstärke [A]	224	A			
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min			
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min			
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm			
Probenbezeichnung	20090511_A7_40cm.xls				
Dateiname DES	20090511_imp_01.txt				

Abbildung A 7: Prüfprotokoll Implant-Probe 1

Anhang

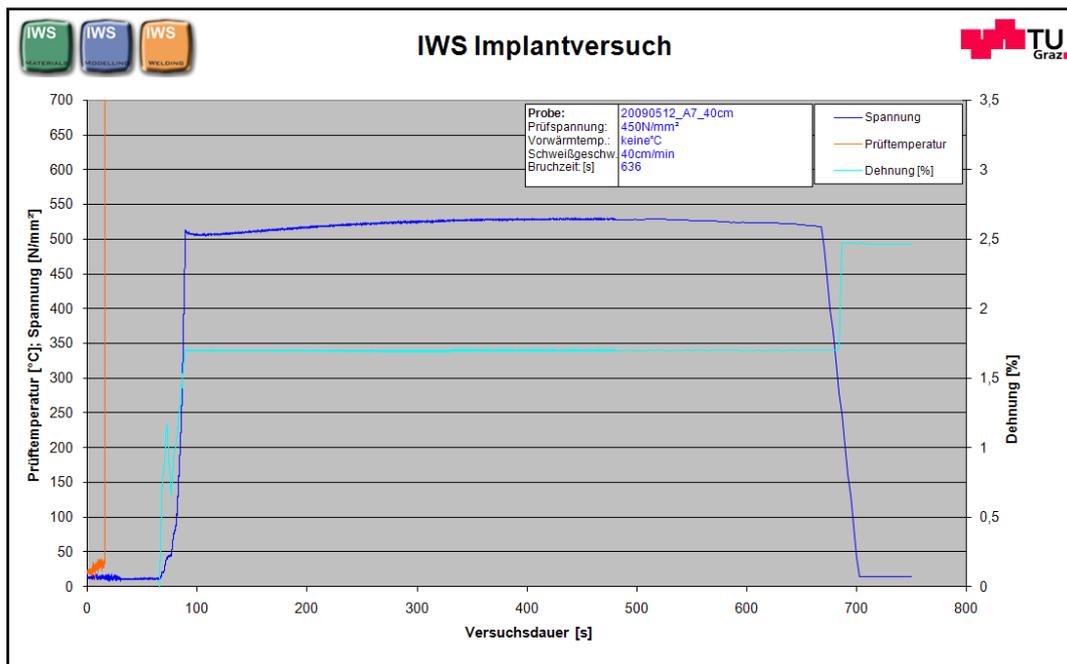


Abbildung A 8: Messwertediagramm Implant-Probe 2

IWS MATERIALS IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	12.05.2009		Versuchsstart	13:40		
Bearbeiter	Su,He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	JoinA7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	636		
Versuchsmaterial	Alform 900		<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Thermoelement von Hand ins			
Belastung [N/mm ²]	450	N/mm ²	Schweißbad gedrückt			
Starttemperatur [°C]	300	°C				
Schweißmaschine	Fronius CMT					
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40 / 1,2					
Kennlinie	FCW S Duplex					
Gas und Gasmenge	Cronogon2 / 15					
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C				
Schweißparameter						
Spannung [V]	27,4	V				
Stromstärke [A]	224	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20090512_A7_40cm					
Dateiname DES	090512_Impl_01.txt					

Abbildung A 9: Prüfprotokoll Implant-Probe 2

Anhang

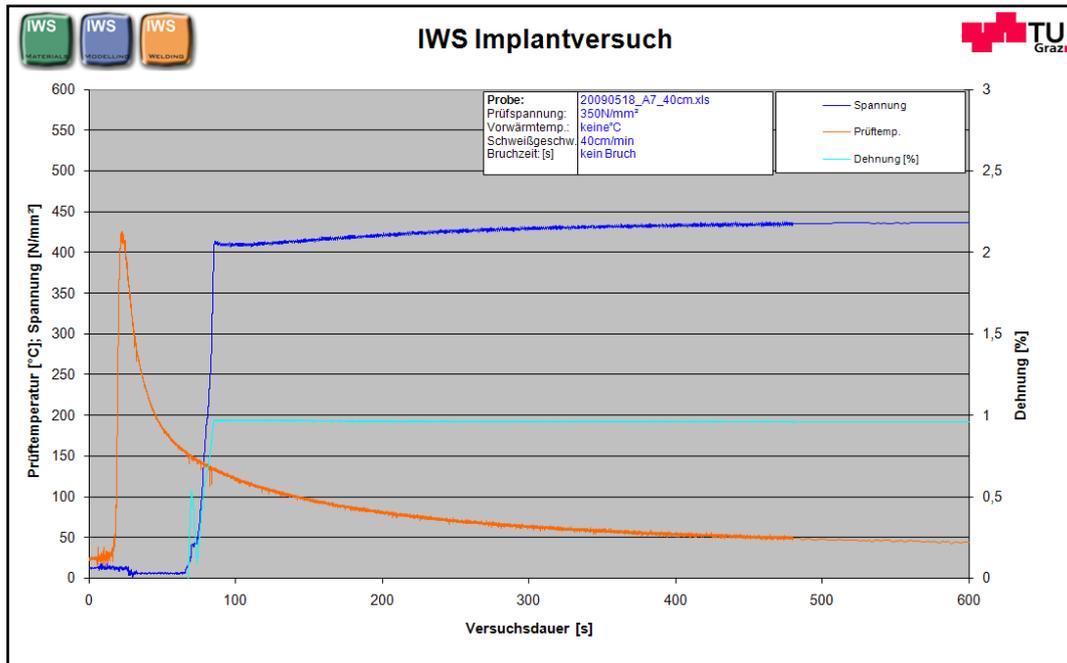


Abbildung A 10: Messwertediagramm Implant-Probe 3

Implantversuch			
Datum	18.05.2009	Versuchsstart	14:00 Uhr
Bearbeiter	Su,He	Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7	Stop/Bruch	
		Bruchzeit [s]	kein Bruch
Versuchsmaterial	Amorx500	<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	
Belastung [N/mm ²]	350	N/mm ²	
Starttemperatur [°C]	140	°C	
Schweißmaschine	Fronius CMT	1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe; angepunktet,	
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40 / 1,2		
Kennlinie	Fcw S-Duplex		
Gas und Gasmenge	Cronigo2 / 15		
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C	
Schweißparameter			
Spannung [V]	27,4	V	
Stromstärke [A]	224	A	
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min	
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min	
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm	
Probenbezeichnung	20090518_A7_40cm.xls		
Dateiname DES	20090518_implant_01.txt_02.txt		

Abbildung A 11: Prüfprotokoll Implant-Probe 3

Anhang

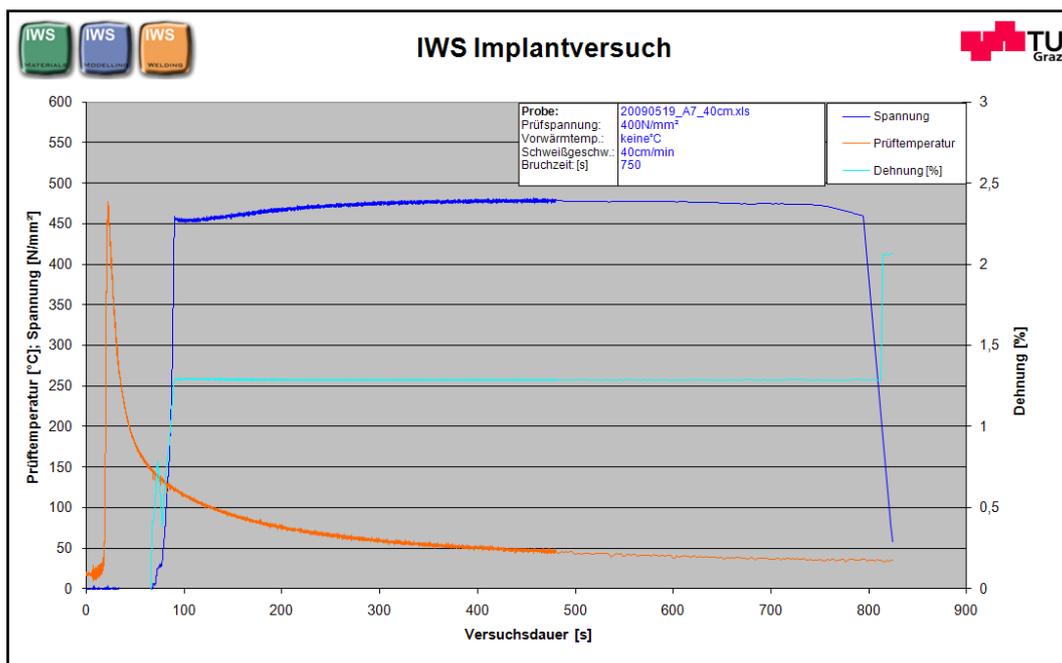


Abbildung A 12: Messwertediagramm Implant-Probe 4

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			<u>Implantversuch</u>		TU Graz	
Datum	19.05.2009		Versuchsstart	11:25 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	750		
Versuchsmaterial	Amorx500		<u>Anmerkung:</u>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm				
Belastung [N/mm ²]	400	N/mm ²				
Starttemperatur [°C]	140	°C				
Schweißmaschine	Fronius CMT		1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe; angepunktet			
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40 / 1,2		Start von Hand bei 140°C			
Kennlinie	Fcw S-Duplex					
Gas und Gasmenge	Cronigon2 / 15					
Vorwärmtemperatur: °C	keine		°C			
Schweißparameter						
Spannung [V]	24,7	V				
Stromstärke [A]	224	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20090519_A7_40cm.xls					
Dateiname DES	20090519_Imolant_01.txt					

Abbildung A 13: Prüfprotokoll Implant-Probe 4

Anhang

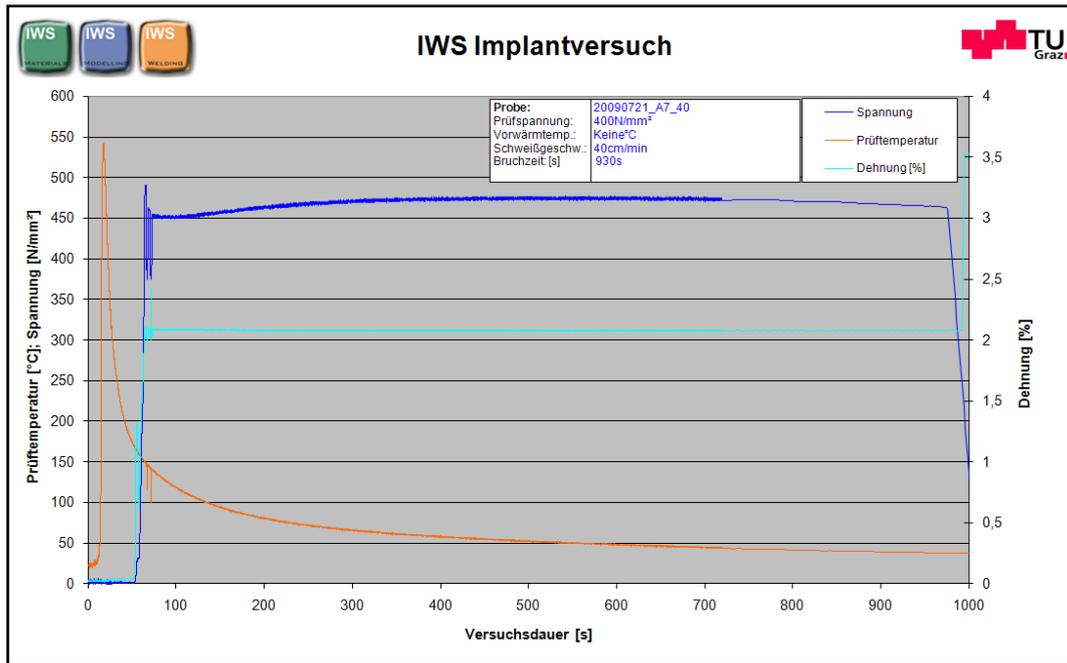


Abbildung A 14: Messwertediagramm Implant-Probe 5

IWS MATERIAL		IWS MODELLING		IWS WELDING		Implantversuch		TU Graz	
Datum	21.07.2009			Versuchsstart	11:20 Uhr				
Bearbeiter	Su, He			Dauer (Soll)	16 Std				
Projekt	Join A7			Stop/Bruch	Bruch				
				Bruchzeit [s]	930s				
Versuchsmaterial	Amorx500			<i>Anmerkung:</i>					
Probendurchmesser [mm]	6		mm						
Belastung [N/mm ²]	400		N/mm ²						
Starttemperatur [°C]	150		°C						
Schweißmaschine	Fronius CMT			1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe; Wasserglas					
Schweißzusatz [/mm]	HsdX40/1,2								
Kennlinie	S-Duplex			Probe Ultraschallgereinigt					
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15			Lastaufbringung von Hand					
Vorwärmtemperatur: °C	Keine		°C	Start bei 150°C					
Schweißparameter									
Spannung [V]	27,4		V						
Stromstärke [A]	224		A						
Drahtvorschub [m/min]	11		m/min						
Schweißgeschw. [cm/min]	40		cm/min						
Kontaktrohrabstand [mm]	20		mm						
Probenbezeichnung	20090721_A7_40								
Dateiname DES	20090721_implant01/02_A7.txt								

Abbildung A 15: Prüfprotokoll Implant-Probe 5

Anhang

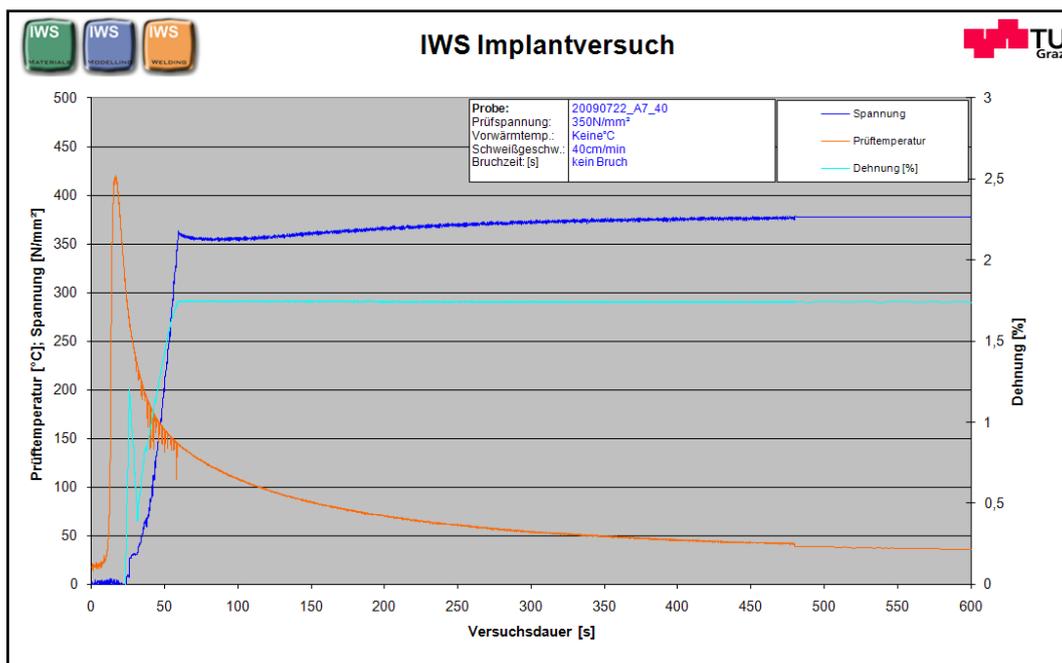


Abbildung A 16: Messwertediagramm Implant-Probe 6

IWS MATERIALS IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	22.07.2009		Versuchsstart	10:50 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch			
			Bruchzeit [s]	kein Bruch		
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermolemente: 8mm quer zur Probe;			
Belastung [N/mm ²]	350	N/mm ²	Wasserglas			
Starttemperatur [°C]	300	°C				
Schweißmaschine	Fronius CMT		Probe Ultraschallgereinigt			
Schweißzusatz [/mm]	HsdX40/1,2					
Kennlinie	S-Duplex		Automatische Lastaufbringung, dann			
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15		Automatik aus			
Vorwärmtemperatur: °C	Keine	°C	Feder ein wenig entlastet, so start bei 250°C			
Schweißparameter						
Spannung [V]	27,4	V				
Stromstärke [A]	224	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20090722_A7_40					
Dateiname DES						

Abbildung A 17: Prüfprotokoll Implant-Probe 6

Anhang

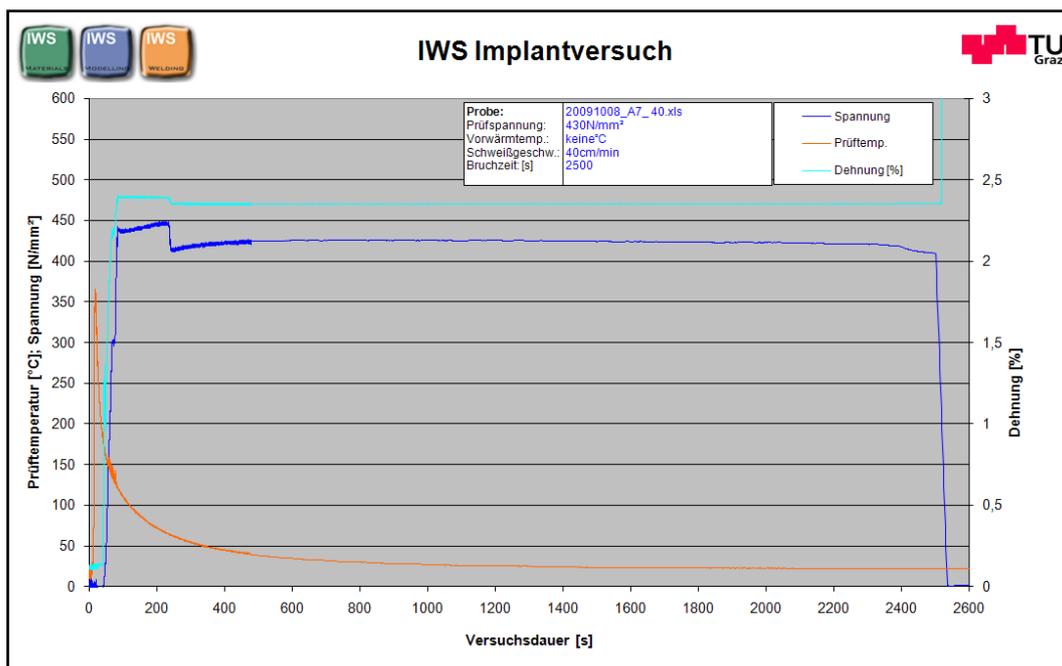


Abbildung A 18: Messwertediagramm Implant-Probe 7

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	08.10.2009		Versuchsstart	13:55 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	2500		
Versuchsmaterial	Armorx500		<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;			
Belastung [N/mm ²]	430	N/mm ²	Wasserglas			
Starttemperatur [°C]	150	°C				
Schweißmaschine	Fronius CMT		Implantprobe entfettet und ultraschallgereinigt			
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/1,2					
Kennlinie	FCW-S-Duplex		Feder entlastet			
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15		Automatik aus			
Vorwärmtemperatur: °C	keine		°C			
Schweißparameter						
Spannung [V]	27,4	V				
Stromstärke [A]	224	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20091008_A7_40.xls					
Dateiname DES	20091008_implant01_A7.txt					

Abbildung A 19: Prüfprotokoll Implant-Probe 7

Anhang

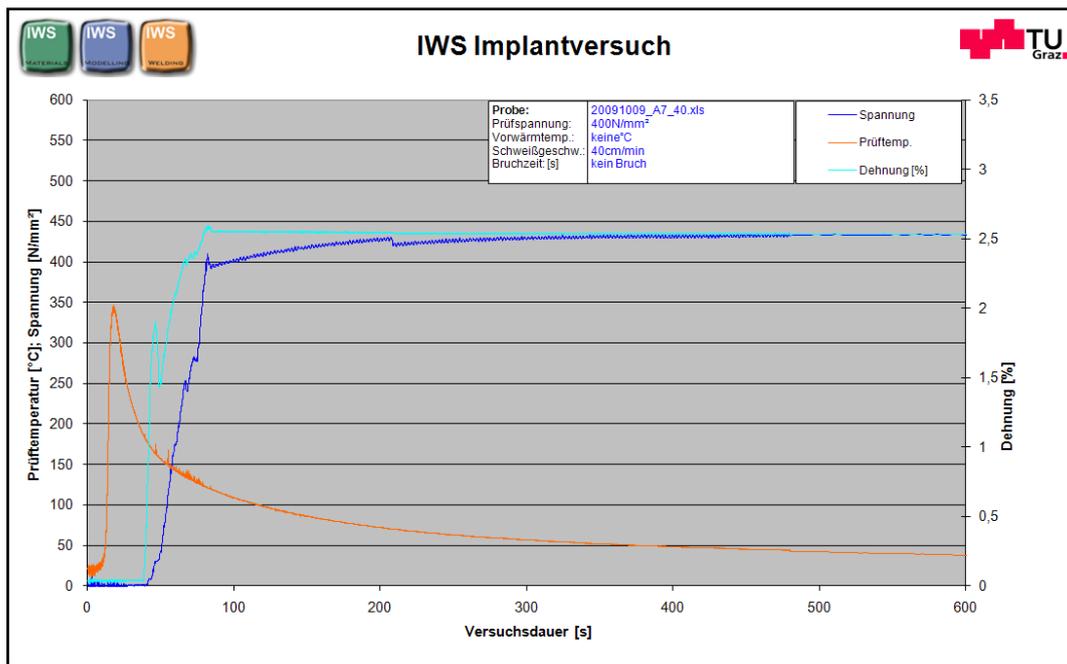


Abbildung A 20: Messwertediagramm Implant-Probe 8

IWS MATERIAL			IWS MODELLING			IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	09.10.2009		Versuchsstart	13:50 Uhr								
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std								
Projekt	Join A7		Stop/Bruch									
			Bruchzeit [s]	kein Bruch								
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>									
Probendurchmesser [mm]	6 mm		1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;									
Belastung [N/mm ²]	400 N/mm ²		Wasserglas									
Starttemperatur [°C]	150 °C		Proben entfettet und ultraschallgereinigt									
Schweißmaschine	Fronius CMT		Feder entlastet									
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/1,2		Automatik aus									
Kennlinie	FCW S-Duplex											
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15											
Vorwärmtemperatur: °C	keine °C											
Schweißparameter												
Spannung [V]	27,4 V											
Stromstärke [A]	224 A											
Drahtvorschub [m/min]	11 m/min											
Schweißgeschw. [cm/min]	40 cm/min											
Kontaktrohrabstand [mm]	20 mm											
Probenbezeichnung	20091009_A7_40.xls											
Dateiname DES	20091009 implant01/02_A7.txt											

Abbildung A 21: Prüfprotokoll Implant-Probe 8

Anhang

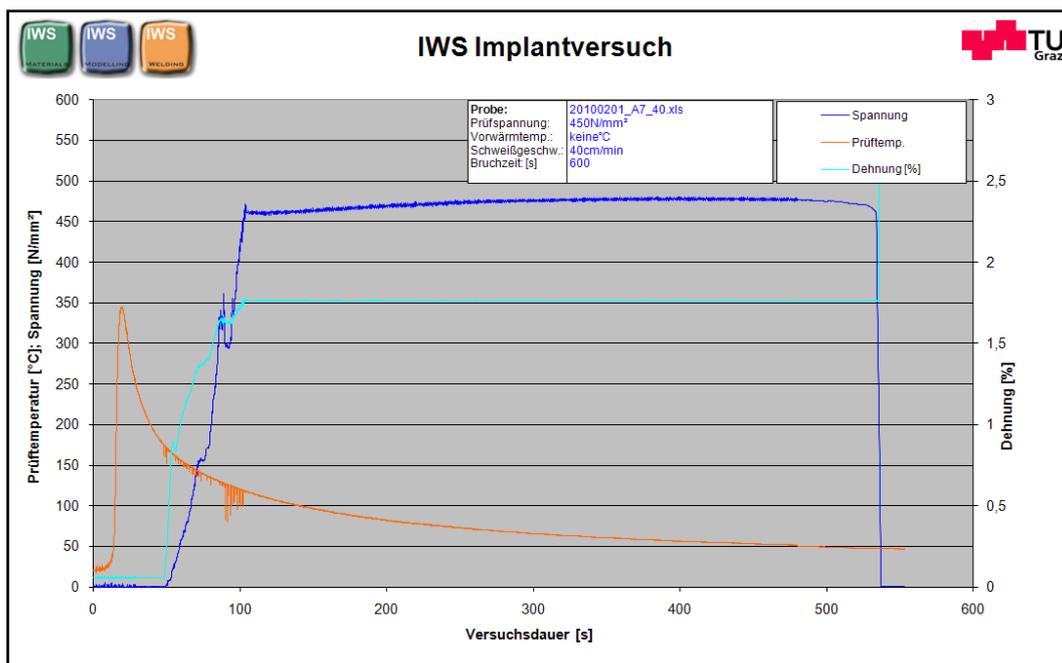


Abbildung A 22: Messwertediagramm Implant-Probe 9

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	1.02.2010		Versuchsstart	13:30		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	600		
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe;			
Belastung [N/mm ²]	450	N/mm ²	Wasserglas			
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet und ultraschallgereinigt			
			Feder entlastet			
Schweißmaschine	Fronius CMT		Automatik aus			
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/neu		Neuer Schweißzusatz:Hsdx40			
Kennlinie	FSW S-Duplex		Wasserstoffoptimiert			
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15					
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C				
Schweißparameter						
Spannung [V]	27,4	V				
Stromstärke [A]	224	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20100201_A7_40.xls					
Dateiname DES	20100201_implant01/02_a7.txt					

Abbildung A 23. Prüfprotokoll Implant-Probe 9

Anhang

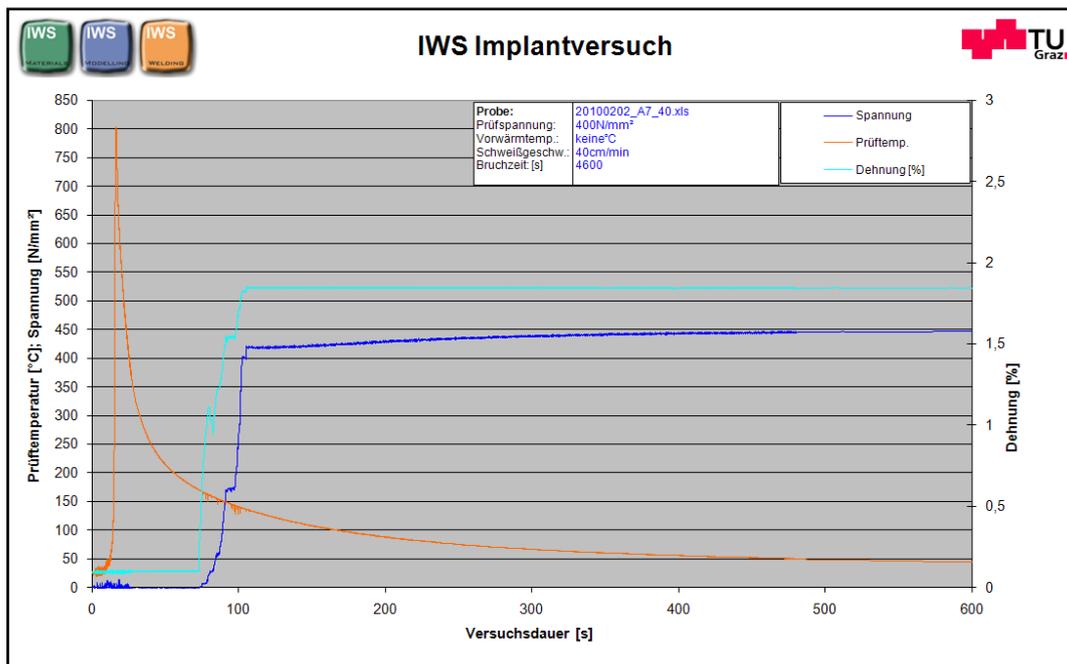


Abbildung A 24: Messwertediagramm Implant-Probe 10

Implantversuch			TU Graz	
Datum	02.02.2010		Versuchsstart	14:30 Uhr
Bearbeiter	Su. He		Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch
			Bruchzeit [s]	4600
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe;	
Belastung [N/mm ²]	400	N/mm ²	Wasserglas	
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet und ultraschallgereinigt	
Schweißmaschine	Fronius CMT		Lichtbogenkorr. +9%	
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/Neu		Automatik aus	
Kennlinie	FCW S-Duplex		Neuer Schweißzusatz: Hsdx40	
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15		Wasserstoffoptimiert	
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C		
Schweißparameter				
Spannung [V]	31,1	V		
Stromstärke [A]		A		
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min		
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min		
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm		
Probenbezeichnung	20100202_A7_40.xls			
Dateiname DES	20100202_implant01/02_a7.txt			

Abbildung A 25: Prüfprotokoll Implant-Probe 10

Anhang

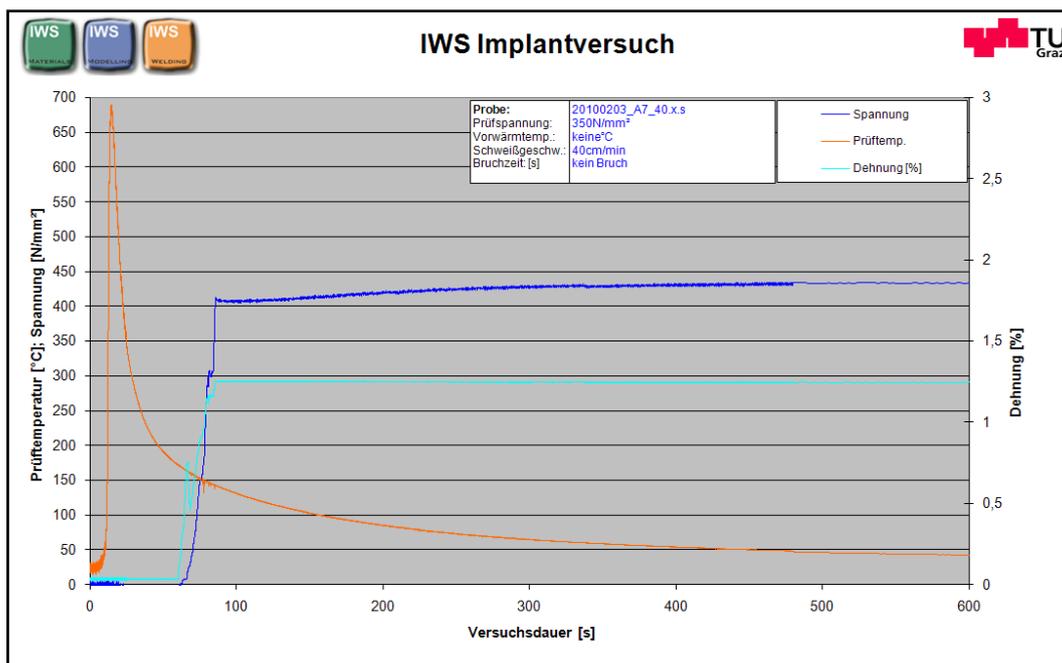


Abbildung A 26: Messwertediagramm Implant-Probe 11

IWS MATERIALIEN IWS MODELLING IWS WELDING		<u>Implantversuch</u>		TU Graz	
Datum	03.02.2010	Versuchsstart		13:45	
Bearbeiter	Su, He	Dauer (Soll)		16 Std	
Projekt	Join A7	Stop/Bruch		Stop	
		Bruchzeit [s]		kein Bruch	
Versuchsmaterial	Amrox500	<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe;		
Belastung [N/mm ²]	350	N/mm ²	Wasserglas		
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet und ultraschallgereinigt		
Schweißmaschine	Fronius CMT		Lichtbogenkorr. +9%		
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/neu		Automatik aus		
Kennlinie	Fcw S-Duplex		Neuer Schweißzusatz: Hsdx40		
Gas und Gasmenge	Cronigon2 / 15		Wasserstoffoptimiert		
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C			
Schweißparameter					
Spannung [V]	31,1	V			
Stromstärke [A]	260	A			
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min			
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min			
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm			
Probenbezeichnung	20100203_A7_40.x.s				
Dateiname DES	20100203_Implant01/02_a7.txt				

Abbildung A 27: Prüfprotokoll Implant-Probe 11

Anhang

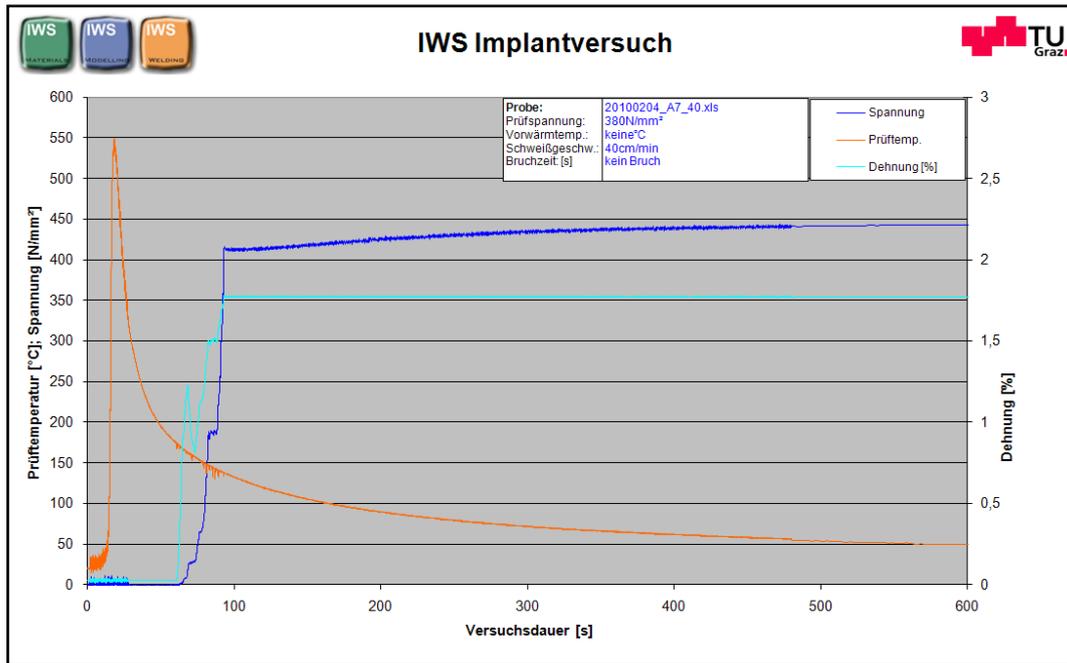


Abbildung A 28: Messwertediagramm Implant-Probe 12

IWS MATERIAL			IWS MODELLING			IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	04.02.2010			Versuchsstart	9:55 Uhr							
Bearbeiter	Su, He			Dauer (Soll)	16 Std							
Projekt	Join A7			Stop/Bruch	Stop							
				Bruchzeit [s]	kein Bruch							
Versuchsmaterial	Amorx500			<i>Anmerkung:</i>								
Probendurchmesser [mm]	6			mm	1 Thermoelement: 8mm quer zur Probe;							
Belastung [N/mm ²]	380			N/mm ²	Wasserglas							
Starttemperatur [°C]	150			°C	Proben entfettet und ultraschallgereinigt							
					Lichtbogenkorr. +9%							
Schweißmaschine	Fronius CMT				Automatik aus							
Schweißzusatz [/mm]	Hsdx40/neu											
Kennlinie	Fcw S-Duplex				Neuer Schweißzusatz: Hsdx40							
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15				Wasserstoffoptimiert							
Vorwärmtemperatur: °C	keine			°C								
Schweißparameter												
Spannung [V]	31,1			V								
Stromstärke [A]	260			A								
Drahtvorschub [m/min]	11			m/min								
Schweißgeschw. [cm/min]	40			cm/min								
Kontaktrohrabstand [mm]	20			mm								
Probenbezeichnung	20100204_A7_40.xls											
Dateiname DES	20100204_implant01/02_a7.txt											

Abbildung A 29: Prüfprotokoll Implant-Probe 12

Anhang

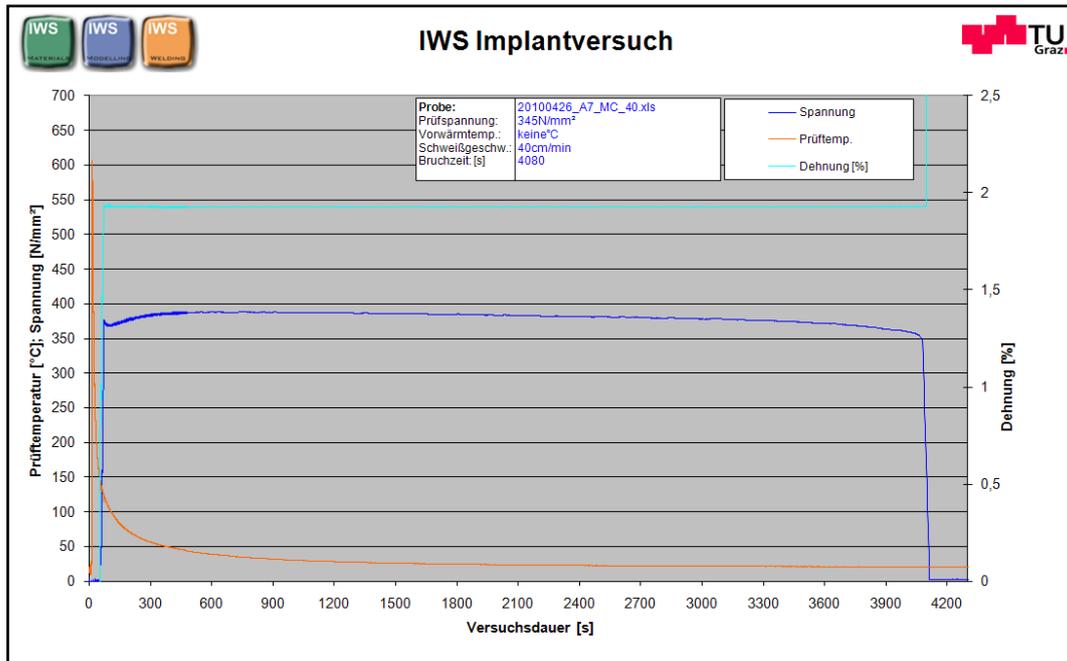


Abbildung A 30: Messwertediagramm Implant-Probe 13

Implantversuch			TU Graz	
Datum	26.04.2010		Versuchsstart	13:40
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	JOIN A7		Stop/Bruch	Bruch
			Bruchzeit [s]	4080
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;	
Belastung [N/mm ²]	345	N/mm ²	Wasserglas	
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet	
Schweißmaschine	Fronius CMT		Automatik aus	
Schweißzusatz [/mm]	A7-MC			
Kennlinie	FCW A7-MC			
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15			
Vorwärmtemperatur. °C	keine	°C		
Schweißparameter				
Spannung [V]	25	V		
Stromstärke [A]	220	A		
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min		
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min		
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm		
Probenbezeichnung	20100426_A7_MC_40.xls			
Dateiname DES	20100426_implant01/02_a7.txt			

Abbildung A 31: Prüfprotokoll Implant-Probe 13

Anhang

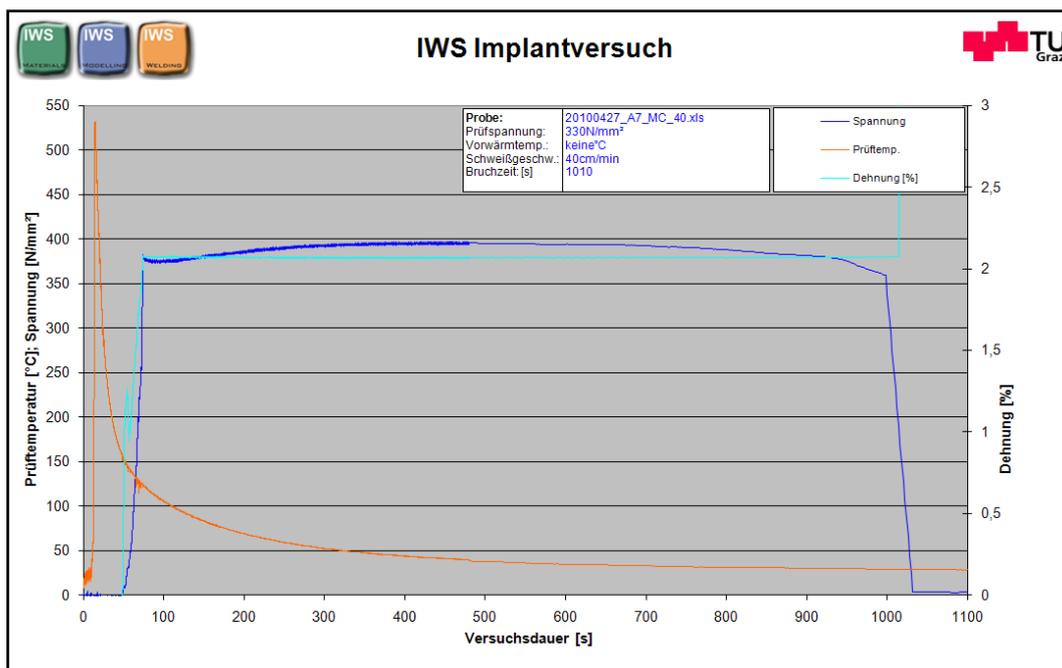


Abbildung A 32: Messwertediagramm Implant-Probe 14

IWS MATERIALS IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	27.04.2010		Versuchsstart	10:30 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	1010		
Versuchsmaterial	Amorx500		Anmerkung:			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;			
Belastung [N/mm ²]	330	N/mm ²	Wasserglas			
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet			
Schweißmaschine	Fronius CMT		Automatik aus			
Schweißzusatz [/mm]	A7-MC					
Kennlinie	FCW A7-MC					
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15					
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C				
Schweißparameter						
Spannung [V]	25	V				
Stromstärke [A]	220	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20100427_A7_MC_40.xls					
Dateiname DES	20100427_implant01/02_a7.txt					

Abbildung A 33. Prüfprotokoll Implant-Probe 14

Anhang

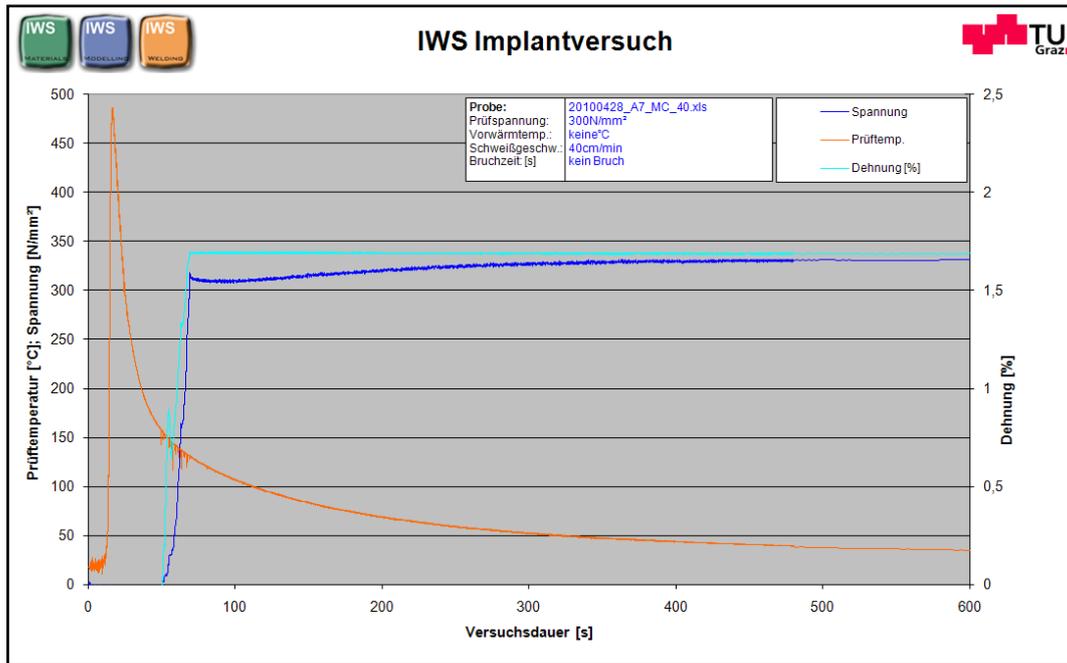


Abbildung A 34: Messwertediagramm Implant-Probe 15

Implantversuch				
Datum	28.04.2010		Versuchsstart	10:00 Uhr
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Stop
			Bruchzeit [s]	kein Bruch
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;	
Belastung [N/mm ²]	300	N/mm ²	Wasserglas	
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet	
Schweißmaschine	Fronius CMT		Automatik aus	
Schweißzusatz [/mm]	A7-MC			
Kennlinie	FCW A7-MC			
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15			
Vorwärmtemperatur: °C	keine			
Schweißparameter				
Spannung [V]	25	V		
Stromstärke [A]	220	A		
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min		
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min		
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm		
Probenbezeichnung	20100428_A7_MC_40.xls			
Dateiname DES	20100428_implant01/02_a7.txt			

Abbildung A 35: Prüfprotokoll Implant-Probe 15

Anhang

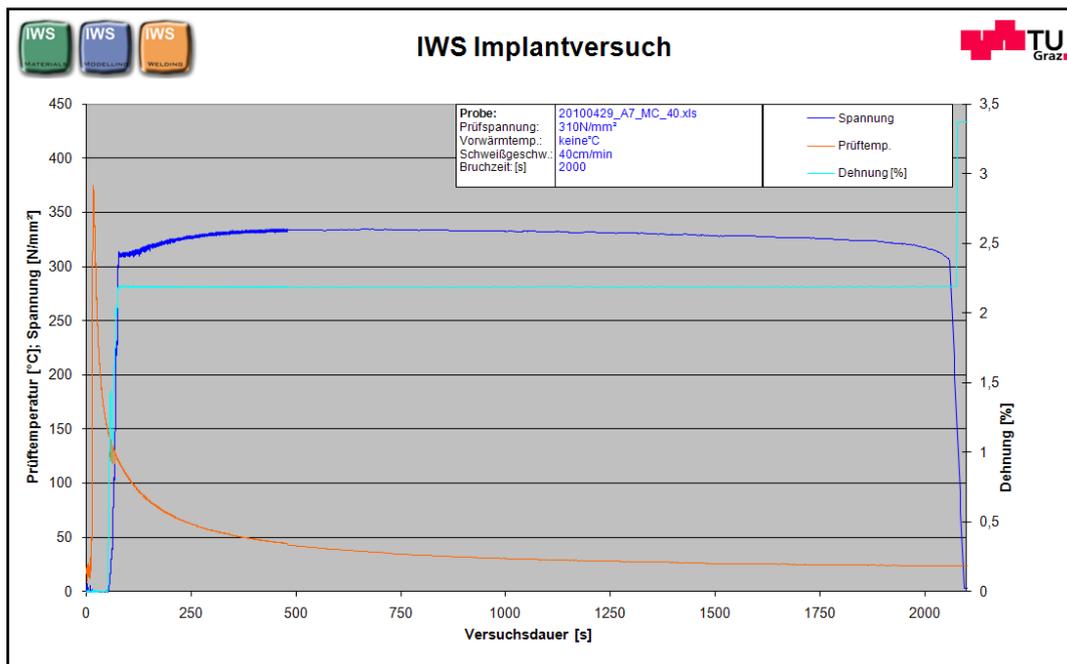


Abbildung A 36: Messwertediagramm Implant-Probe 16

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	29.04.2010		Versuchsstart	10:40 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	2000		
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	1 Thermoelemente: 8mm quer zur Probe;			
Belastung [N/mm ²]	310	N/mm ²	Wasserglas			
Starttemperatur [°C]	150	°C	Proben entfettet			
Schweißmaschine	Fronius CMT		Automatik aus			
Schweißzusatz [/mm]	A7-MC					
Kennlinie	FCW A7-MC					
Gas und Gasmenge	Cronigon2/15					
Vorwärmtemperatur. °C	keine					
Schweißparameter						
Spannung [V]	25	V				
Stromstärke [A]	220	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20100429_A7_MC_40.xls					
Dateiname DES	20100429_implant01/02_a7.txt					

Abbildung A 37: Prüfprotokoll Implant-Probe 16

Anhang

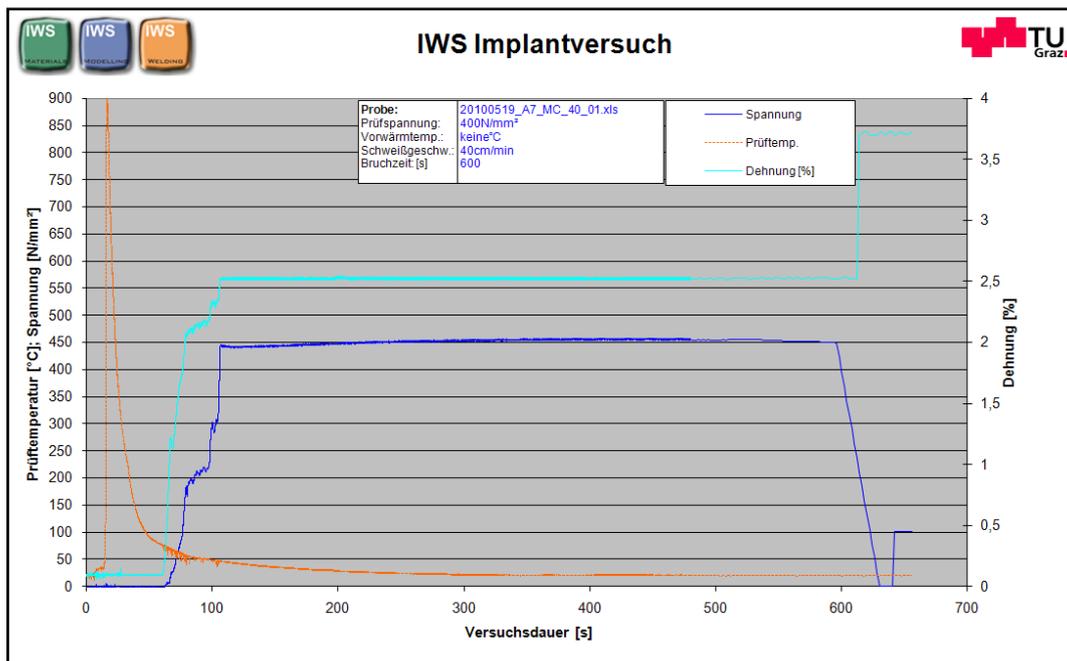


Abbildung A 38: Messwertediagramm Implant-Probe 17

Implantversuch				
Datum	19.05.2010		Versuchsstart	09:45 Uhr
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch
			Bruchzeit [s]	600
Versuchsmaterial	Amorx500		<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Proben entfettet	
Belastung [N/mm ²]	400	N/mm ²	Automatik aus	
Starttemperatur [°C]	150	°C	Temperaturmessung in der Schweißnaht	
Schweißmaschine	Fronius CMT		Gas mit 5% Wasserstoff	
Schweißzusatz [/mm]	HSDX Ma40/1,2			
Kennlinie	FCW S-Duplex			
Gas und Gasmenge	Corgon18+5%H2		Achtung: keine Temperaturmessung!	
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C	Messwert stimmt nicht	
Schweißparameter				
Spannung [V]	27,4	V		
Stromstärke [A]	224	A		
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min		
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min		
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm		
Probenbezeichnung	20100519_A7_MC_40_01.xls			
Dateiname DES	20100519_implant01/02_a7.txt			

Abbildung A 39: Prüfprotokoll Implant-Probe 17

Anhang

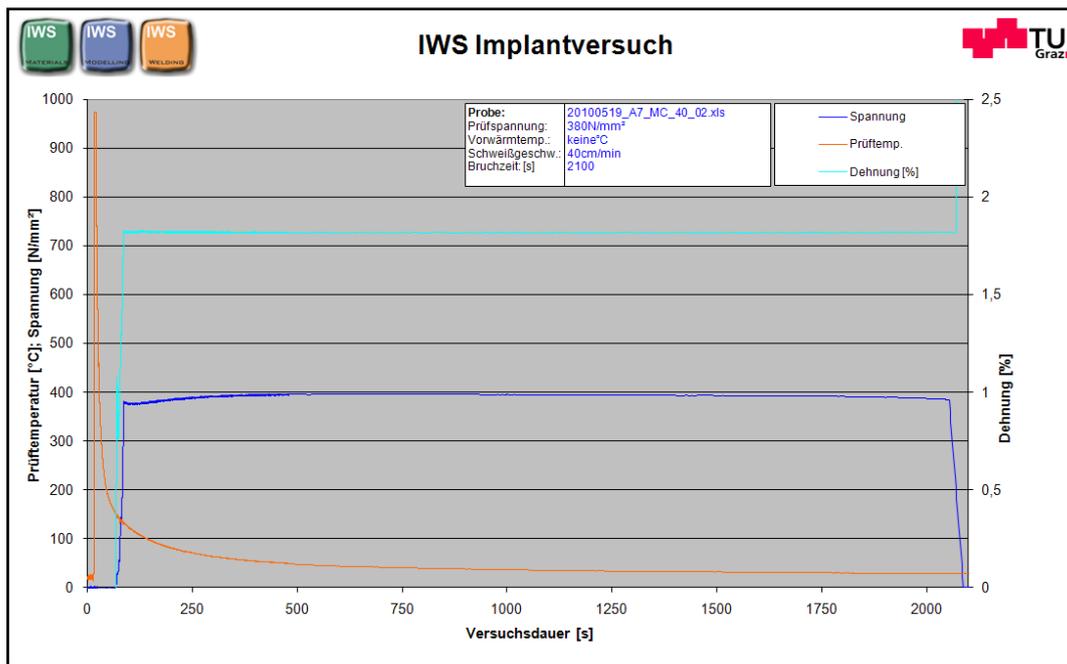


Abbildung A 40: Messwertediagramm Implant-Probe 18

Implantversuch			TU Graz
Datum	19.05.2010	Versuchsstart	13:45 Uhr
Bearbeiter	Su, He	Dauer (Soll)	16 Std
Projekt	Join A7	Stop/Bruch	Bruch
		Bruchzeit [s]	2100
Versuchsmaterial	Amorx500	<i>Anmerkung:</i>	
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Proben entfettet
Belastung [N/mm ²]	380	N/mm ²	Automatik aus
Starttemperatur [°C]	150	°C	
Schweißmaschine	Fronius CMT	Temperaturmessung in der Schweißnaht	
Schweißzusatz [/mm]	HSDX Ma40/1,2		
Kennlinie	FCW S-Duplex	Gas mit 5% Wasserstoff	
Gas und Gasmenge	Corgon18+5%H2		
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C	
Schweißparameter			
Spannung [V]	27,4	V	
Stromstärke [A]	224	A	
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min	
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min	
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm	
Probenbezeichnung	20100519_A7_MC_40_02.xls		
Dateiname DES	20100519_implant03/04_a7.txt		

Abbildung A 41: Prüfprotokoll Implant-Probe 18

Anhang

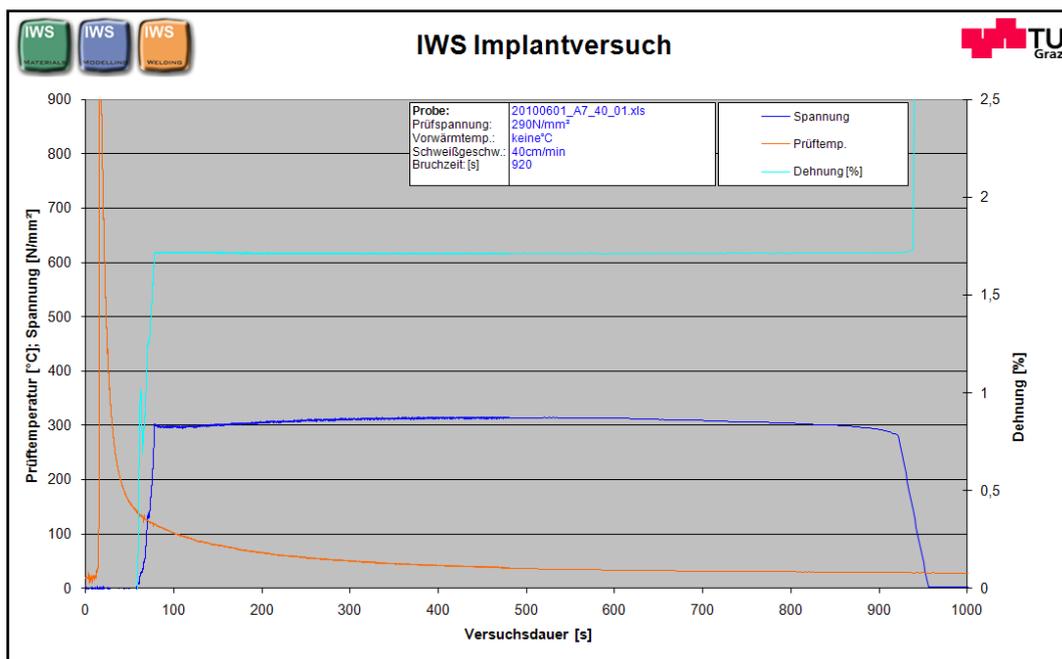


Abbildung A 42: Messwertediagramm Implant-Probe 19

IWS MATERIALS IWS MODELLING IWS WELDING		<u>Implantversuch</u>		TU Graz	
Datum	01.06.2010	Versuchsstart	14:05 Uhr		
Bearbeiter	Su, He	Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7	Stop/Bruch	Bruch		
		Bruchzeit [s]	920		
Versuchsmaterial	Amorx500	<i>Anmerkung:</i>			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Proben entfettet		
Belastung [N/mm ²]	290	N/mm ²	Automatik aus		
Starttemperatur [°C]	150	°C	Temperaturmessung in der Schweißnaht		
Schweißmaschine	Fronius CMT		Gas mit 5% Wasserstoff		
Schweißzusatz [/mm]	FCW A7-MC				
Kennlinie	FCW A7-MC				
Gas und Gasmenge	Corgon18+5%H2				
Vorwärmtemperatur: °C	keine	°C			
Schweißparameter					
Spannung [V]	25	V			
Stromstärke [A]	220	A			
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min			
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min			
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm			
Probenbezeichnung	20100601_A7_40_01.xls				
Dateiname DES	20100601_implant01/02_a7.txt				

Abbildung A 43: Prüfprotokoll Implant-Probe 19

Anhang

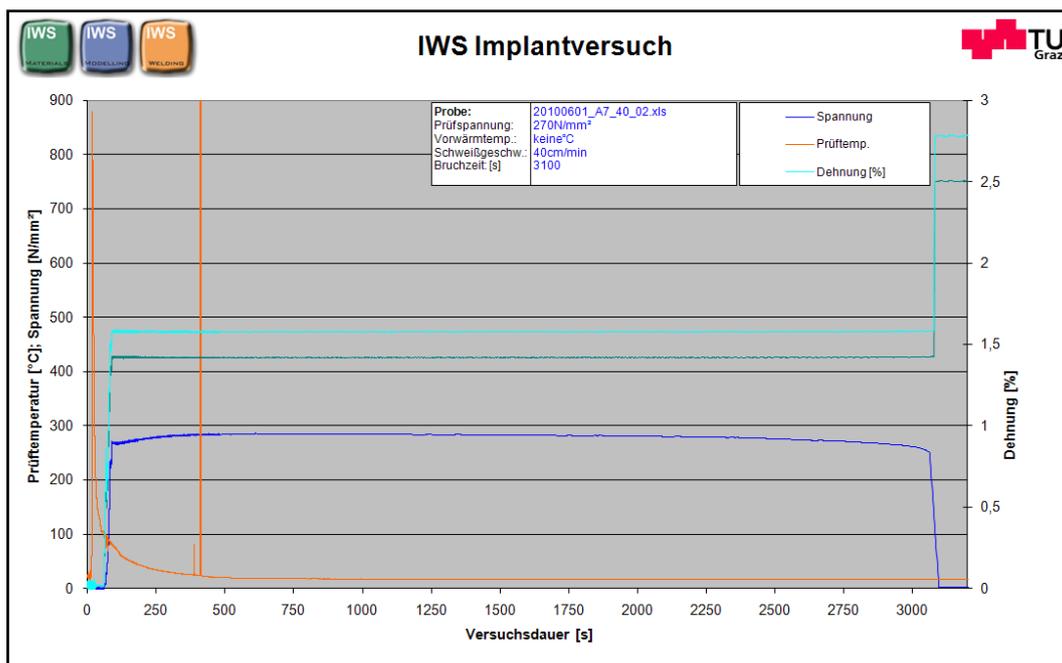


Abbildung A 44: Messwertediagramm Implant-Probe 20

IWS MATERIAL IWS MODELLING IWS WELDING			Implantversuch		TU Graz	
Datum	01.06.2010		Versuchsstart	15:35 Uhr		
Bearbeiter	Su, He		Dauer (Soll)	16 Std		
Projekt	Join A7		Stop/Bruch	Bruch		
			Bruchzeit [s]	3100		
Versuchsmaterial	Amorx 500T		Anmerkung:			
Probendurchmesser [mm]	6	mm	Proben entfettet			
Belastung [N/mm ²]	270	N/mm ²	Automatik aus			
Starttemperatur [°C]	150	°C				
Endtemperatur	100	°C	Temperaturmessung in der Schweißnaht			
Schweißmaschine	Fronius CMT					
Schweißzusatz [/mm]	FCW A7-MC		Gas mit 5% Wasserstoff			
Kennlinie	FCW A7-MC					
Gas und Gasmenge	Corgon18+5%H2		Temperaturmessung fehlgeschlagen,			
Vorwärmtemperatur: °C	keine		Start 60s nach Schweißbeginn			
Schweißparameter						
Spannung [V]	25	V				
Stromstärke [A]	220	A				
Drahtvorschub [m/min]	11	m/min				
Schweißgeschw. [cm/min]	40	cm/min				
Kontaktrohrabstand [mm]	20	mm				
Probenbezeichnung	20100601_A7_40_02.xls					
Dateiname DES	20100601_implant03/02_a7.txt					

Abbildung A 45: Prüfprotokoll Implant-Probe 20

Anhang

Abbildung Anhang

Abbildung A 1: Werkstoffblatt Armox [®] 500T.....	109
Abbildung A 2: Mechanische Eigenschaften ALFORM 900 M.....	110
Abbildung A 3: Ermittelte, diffusible Wasserstoffgehalte nach AWS4.3. Mittelwerte aus je 3 abgeschweißten Proben (Parameter: U=24.1 [V], I=250 [A]). Verwendetes Schutzgas: Corgon18 (M21). Analysegerät: Fa. Leco DCH 603	111
Abbildung A 4: Ermittelte, notwendige Mindestvorwärmtemperatur nach EN1011-2/C.3 für den Grundwerkstoff (GW) und den Zusatzwerkstoff (ZW).....	111
Abbildung A 5: Ergebnisse der Implant-Test (Pfeil)	112
Abbildung A 6: Messwertediagramm Implant-Probe 1	113
Abbildung A 7: Prüfprotokoll Implant-Probe 1	113
Abbildung A 8: Messwertediagramm Implant-Probe 2	114
Abbildung A 9: Prüfprotokoll Implant-Probe 2	114
Abbildung A 10: Messwertediagramm Implant-Probe 3	115
Abbildung A 11: Prüfprotokoll Implant-Probe 3	115
Abbildung A 12: Messwertediagramm Implant-Probe 4	116
Abbildung A 13: Prüfprotokoll Implant-Probe 4	116
Abbildung A 14: Messwertediagramm Implant-Probe 5	117
Abbildung A 15: Prüfprotokoll Implant-Probe 5	117
Abbildung A 16: Messwertediagramm Implant-Probe 6	118
Abbildung A 17: Prüfprotokoll Implant-Probe 6	118
Abbildung A 18: Messwertediagramm Implant-Probe 7	119
Abbildung A 19: Prüfprotokoll Implant-Probe 7	119
Abbildung A 20: Messwertediagramm Implant-Probe 8	120
Abbildung A 21: Prüfprotokoll Implant-Probe 8	120

Anhang

Abbildung A 22: Messwertediagramm Implant-Probe 9	121
Abbildung A 23: Prüfprotokoll Implant-Probe 9	121
Abbildung A 24: Messwertediagramm Implant-Probe 10	122
Abbildung A 25: Prüfprotokoll Implant-Probe 10	122
Abbildung A 26: Messwertediagramm Implant-Probe 11	123
Abbildung A 27: Prüfprotokoll Implant-Probe 11	123
Abbildung A 28: Messwertediagramm Implant-Probe 12	124
Abbildung A 29: Prüfprotokoll Implant-Probe 12	124
Abbildung A 30: Messwertediagramm Implant-Probe 13	125
Abbildung A 31: Prüfprotokoll Implant-Probe 13	125
Abbildung A 32: Messwertediagramm Implant-Probe 14	126
Abbildung A 33: Prüfprotokoll Implant-Probe 14	126
Abbildung A 34: Messwertediagramm Implant-Probe 15	127
Abbildung A 35: Prüfprotokoll Implant-Probe 15	127
Abbildung A 36: Messwertediagramm Implant-Probe 16	128
Abbildung A 37: Prüfprotokoll Implant-Probe 16	128
Abbildung A 38: Messwertediagramm Implant-Probe 17	129
Abbildung A 39: Prüfprotokoll Implant-Probe 17	129
Abbildung A 40: Messwertediagramm Implant-Probe 18	130
Abbildung A 41: Prüfprotokoll Implant-Probe 18	130
Abbildung A 42: Messwertediagramm Implant-Probe 19	131
Abbildung A 43: Prüfprotokoll Implant-Probe 19	131
Abbildung A 44: Messwertediagramm Implant-Probe 20	132
Abbildung A 45: Prüfprotokoll Implant-Probe 20	132