



DIPLOMARBEIT

**Vergleich der weichen Zone zwischen realer Schweißung
und physikalischer Gleeble – Simulation eines
thermomechanisch gewalzten mikrolegierten Stahles**

aus der Studienrichtung

Wirtschaftsingenieurwesen- Maschinenbau, Energie- und Umwelttechnik

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 (IWS, TU Graz)

Dipl.-Ing. Wolfgang Ernst (voestalpine Stahl GmbH)

durch

Wilhelm Michael Maurer

Graz, 31. Mai 2010

Danksagung

Mein Dank gilt dem Institutsvorstand Prof. Dr. Sommitsch der mir meine Diplomarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik ermöglichte. Besonders möchte ich mich bei meinen beiden Betreuern Dr. Rudolf Vallant und Dipl.- Ing. Wolfgang Ernst (voestalpine Stahl GmbH) bedanken, die mir jederzeit mit Rat und Tat zur Verfügung standen und mir somit die Erfüllungen meiner Aufgaben erst ermöglichten. Ebenfalls danke ich dem Laborteam des Institutes für Werkstoffkunde und Schweißtechnik für die reibungslose und schnelle Unterstützung bei meinen Labortätigkeiten. Des Weiteren möchte ich noch Herrn Dr. Krüssel (proBeam GmbH) und Herrn Dipl.- Ing.(FH) Pohl (pro-Beam GmbH) danken, die mir im Zuge meiner Diplomarbeit unentgeltliche Elektronenstrahlschweißungen ermöglichten und somit zu einem erfolgreichen Abschluss der Aufgabenstellung beitrugen. Ebenso danke ich den Leiter der Fügegruppe Herrn Dr. Norbert Enzinger der den Kontakt zur Firma proBeam GmbH herstellte. Nicht zuletzt möchte ich noch meinen beiden Eltern danken die mir das Studium an der TU Graz durch ihre finanzielle Unterstützung erst ermöglichten.

Wilhelm Maurer

Zusammenfassung

Beim Schweißen von hochfesten thermomechanisch behandelten Stählen (TM Stählen) und Vergütungsstählen kann es durch die Wärmeeinbringung zum Auftreten eines Härteabfalles in der Wärmeinflusszone (WEZ) kommen. Diese ausgebildete Weiche Zone kann unter Umständen negative Auswirkungen auf die Zugfestigkeit der Schweißverbindung haben, dabei spielt nicht nur der Härteabfall selbst, sondern auch die Größe der ausgebildeten Weichen Zone eine wichtige Rolle. Bei Einhaltung gewisser Grenzwerte für die Erweichung, hindert der sogenannte Stützeffekt die weichen Schichten am Fließen, somit kommt es zu keiner negativen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften. Das Ziel dieser Arbeit selbst war es, diese Effekte an einem thermomechanisch behandelten Stahl (S 700MC) zu untersuchen, dafür wurden Schweißsimulationen auf einem Gleeble- Schweißsimulator durchgeführt. Anhand der Variation der Probenspannlängen und durch speziell angefertigte Probengeometrien sollten unterschiedlich große Erweichungen erzielt werden. Neben diesen Simulatorversuchen wurden Realschweißungen mit hochenergetischen Schweißverfahren (Laser- und Elektronenstrahlschweißungen) durchgeführt, somit sollten durch Variation der Parameter unterschiedlich schmale und gerade Weiche Zonen erstellt werden. Die Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften wurde anhand von Zugversuchen und Härteprüfungen festgestellt.

Abstract

At the welding of high strength thermomechanical treated and quenched and tempered steels a decrease of hardness can occur in the heat affected zone (HAZ). This Soft Zone (soft interlayer), caused by the heat input, may have serious consequences for the tensile strength of the weld joint. The decline of the tensile strength depends on the decrease of the hardness and the expansion of the soft zone. If the Soft Zone does not exceed a critical width, the so called constraint effect prevents the soft interlayer from a plastic deformation. So the small Soft Interlayer will not have a negative effect for the mechanical properties. The aim of this diploma thesis was to investigate these effects on thermomechanical treated steel (S 700MC). Therefore a Gleeble welding simulation was used to simulate various widths of soft interlayer by varying the length on the shape of the specimens. In addition to the welding simulations, processes with high energy density (laser welding and electron beam welding) were performed. Different sizes and a straight formation of the soft interlayer were generated through the variation of the welding parameters. The influence on the mechanical properties was investigated by using tensile and hardness tests.

Eidesstattliche Erklärung

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

Statutory Declaration

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all sources which has been quoted either literally or by content from the used sources.

Graz, am 10.5.2010

Wilhelm Maurer

INHALTSVERZEICHNIS

1	Einleitung.....	1
2	Allgemeine Theorie	2
2.1	Auswirkung der Wärmeeinbringung beim Schweißen auf den Stahl.....	2
2.1.1	Temperatureinleitung und die Temperaturverteilung in der Schweißnaht.....	2
2.1.2	Unterschiedliche Gefügezonen im wärmebeeinflussten Grundwerkstoff bei un- und niedriglegierten Stählen	3
2.1.3	Grundwerkstoff (TM- Stahl)	6
2.1.4	Die Weiche Zone.....	9
2.1.5	Stützwirkung des Werkstoffes.....	12
2.2	Physikalische Schweißsimulation	22
2.3	Temperaturmessung mit Hilfe von Thermoelementen	23
2.3.1	Funktionsweise von Thermoelementen.....	23
2.4	Laserschweißen	25
2.4.1	Grundlagen	25
2.4.2	Nd:YAG- Laser.....	26
2.4.3	Eigenschaften der Laserstrahlung	26
2.4.4	Leistungsbilanz, Wirkungsgrade	27
2.4.5	Fügen mit dem Laser	29
2.5	Elektronenstrahlschweißen.....	31
2.5.1	Grundlagen	31
2.5.2	Schweißvorgang	31
3	Praktische Versuchsdurchführung	33
3.1	Grundwerkstoff	33
3.2	Gleeble- Schweißsimulation	34
3.2.1	Aufbau des Gleeble 1500 Schweißsimulators	34
3.2.2	Gleeble Versuche an Proben mit Vollquerschnitt	36
3.2.3	Gleeble Versuche an gekerbten Proben.....	38
3.3	Laserschweißversuche.....	43
3.3.1	Ziel	43
3.3.2	Aufbau	43

3.4	Elektronenstrahlschweißversuche	44
3.4.1	Ziel	44
3.4.2	Aufbau	44
3.5	Zugversuch	46
3.5.1	Probenformen	47
4	Ergebnisse und Interpretation	48
4.1	Ergebnis der Gleeble- Simulationen	48
4.1.1	Gleeble- Versuche an Proben mit Vollquerschnitt	48
4.1.2	Gleeble- Versuche an gekerbten Proben	58
4.1.3	Auswertung der Zugversuchsergebnisse.....	66
4.2	Laserschweißversuche.....	68
4.2.1	Auswertung der Härtemessungen der Laserschweißungen	68
4.2.2	Auswertung der Zugversuche der Laserschweißungen.....	70
4.3	Elektronenstrahlschweißen.....	76
4.3.1	Auswertungen der Härtemessung der Elektronenstrahlschweißungen	76
4.3.2	Auswertung der Zugversuche der Elektronenstrahlschweißungen	80
5	Diskussion und Ausblick	86

Anhang

- A Härteverläufe
- B Härteverläufe Elektronenstrahlschweißen (Blindnähte)
- C Härteverläufe Elektronenstrahlschweißen (Verbindungsnahte)
- D Temperaturverläufe
- E Probenentnahmestellen
- F Makroätzungen

Abkürzungsverzeichnis

A_{c1}	unterer Umwandlungspunkt der α - γ - Umwandlung bei Erwärmung
A_{c3}	oberer Umwandlungspunkt der α - γ - Umwandlung bei Erwärmung
EBW	Elektronstrahlschweißen (Electron Beam Welding)
GW	Grundwerkstoff
HSLA	niedriglegierter hochfester Stahl (High Strength Low Alloy)
MAG	Metallaktivgas
SG	Schweißgut
TM- Stahl	thermomechanisch behandelte Stahl
TMBA	thermomechanisch behandelte Stahl mit anschließender beschleunigter Abkühlung
$t_{8,5}$ - Zeit	Abkühlzeit zwischen 800°C und 500°C
WEZ	Wärmeeinflusszone
WZ	Weiche Zone
X	relative Breite der WZ zur Blechstärke
ZTU- Schaubild	Zeit- Temperatur- Umwandlungsschaubild

1 EINLEITUNG

In dieser Arbeit wird die sogenannte Weiche Zone, wie sie bei Schweißverbindungen auftritt untersucht. Im Vorfeld zu dieser Diplomarbeit gab es bereits eine Diplomarbeit von Franz Alois Hochhauser (2009), der sich mit einer theoretischen Literaturstudie zu diesem Thema befasste und darüber hinaus noch praktische MAG Schweißversuche an einem hochfesten thermomechanisch behandelten Stahl durchführte. Diese Arbeit beschäftigt sich ebenfalls mit Untersuchungen an einen thermomechanisch hergestellten, hochfesten Stahl, wie er in der Praxis ein breites Anwendungsspektrum findet, zum Beispiel im Stahl-, Schiff- und Fahrzeugbau. Durch die Wärmeeinbringung bei der Schweißung finden Anlass- und Umwandlungsvorgänge in der Wärmeeinflusszone statt, die die Gebrauchseigenschaften des Grundwerkstoffes beeinflussen können. Dabei kann es zu einem Abfall der mechanischen Eigenschaften kommen, die den Einsatzbereich des Grundwerkstoffes mit einer Schweißverbindung einschränken können. Beim Schweißen von thermomechanisch behandelten oder vergüteten Stahlqualitäten kann es zum Auftreten eines Härteabfalles in oder außerhalb der Wärmeeinflusszone (WEZ) kommen, was als Weiche Zone oder Härtesack bezeichnet wird. Die Ausbildung der Weiche Zone wird von vielen Parametern beeinflusst (z. B. Wärmeeinbringung beim Schweißen, Legierungskonzept des Stahles, Vorbehandlung) und erfordert die Einhaltung der vom Hersteller vorgegebenen Verarbeitungsrichtlinien. Wenn es zu einem beschränkten Aufweichen in der WEZ kommt, bedeutet dies nicht, dass es zu einem Festigkeitsabfall in der Schweißverbindung kommt, da die härteren Schichten der Nachbarzone den Fließvorgang in der Weichen Zone verhindern und somit die weichen Schichten stützen. Dieser Effekt wird in der Fachliteratur als Stützeffekt bezeichnet. Ziel dieser Diplomarbeit war es nun unterschiedlich breite Weiche Zonen zu erstellen, um deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften untersuchen zu können. Die Ausbildung der Weichen Zone sollte anhand der Wärmeeinbringung variiert werden, dafür wurde eine Reihe unterschiedlicher Hilfsmittel herangezogen. In einem ersten Versuch erfolgte die Wärmeeinbringung konduktiv mit Hilfe des Gleeble- Schweißsimulators. In den nächsten Versuchsreihen wurden diese Ergebnisse mit denen von Laser- und Elektronenstrahlschweißungen ergänzt, da die Energieeinbringung bei diesen Verfahren konzentrierter als am Schweißsimulator ist. Das Ziel dieser Untersuchungen war es auszuloten, ob die Weiche Zone die Festigkeit des Grundwerkstoffes beeinflusst und ob die Stützwirkung der benachbarten Schichten nicht mehr oder nur mehr eingeschränkt erfolgt. Dafür wurden Zugversuche in Kombination mit Härtemessungen angewandt, wobei die Zugproben einerseits aus Gleeble-Proben und andererseits aus den geschweißten Versuchsblechen der Probeschweißungen gefertigt wurden. Diese Ergebnisse wurden im letzten Schritt mit jenen aus der Diplomarbeit Hochhauser (2009) und den Ergebnissen aus einer Veröffentlichung von Satoh und Toyoda (1970) abgeglichen.

2 ALLGEMEINE THEORIE

2.1 Auswirkung der Wärmeeinbringung beim Schweißen auf den Stahl

In der Regel wird beim Schweißen Wärme eingebracht, um zwei Werkstoffe miteinander zu verbinden. Dies kann einerseits durch eine Wärmequelle in Form einer Flamme, eines Lichtbogens, eines energiereichen Strahles oder andererseits durch physikalische Vorgänge, wie Widerstandserwärmung oder Reibwärme, geschehen. Durch diese Wärmeeinwirkung wird der Werkstoff einem gewissen Aufheiz- und Abkühlzyklus unterworfen, der vom verwendeten Schweißverfahren abhängt. Besonders unlegierte und niedriglegierte Stähle weisen aufgrund ihrer Umwandlungsfähigkeit eine signifikante Eigenschaftsänderung auf. Man kann den Schweißprozess mit Erschmelzen eines Metalls im Lichtbogenofen vergleichen, nur dass die Prozesse wesentlich schneller und in einem örtlich begrenzten Bereich stattfinden (Dilthey, 2005).

2.1.1 TEMPERATUREINLEITUNG UND DIE TEMPERATURVERTEILUNG IN DER SCHWEIßNAHT

Durch den Schweißprozess wird Energie in Form von Wärme in das Werkstück eingebracht, dadurch ergeben sich Temperaturfelder, die vom Schweißverfahren abhängig sind.

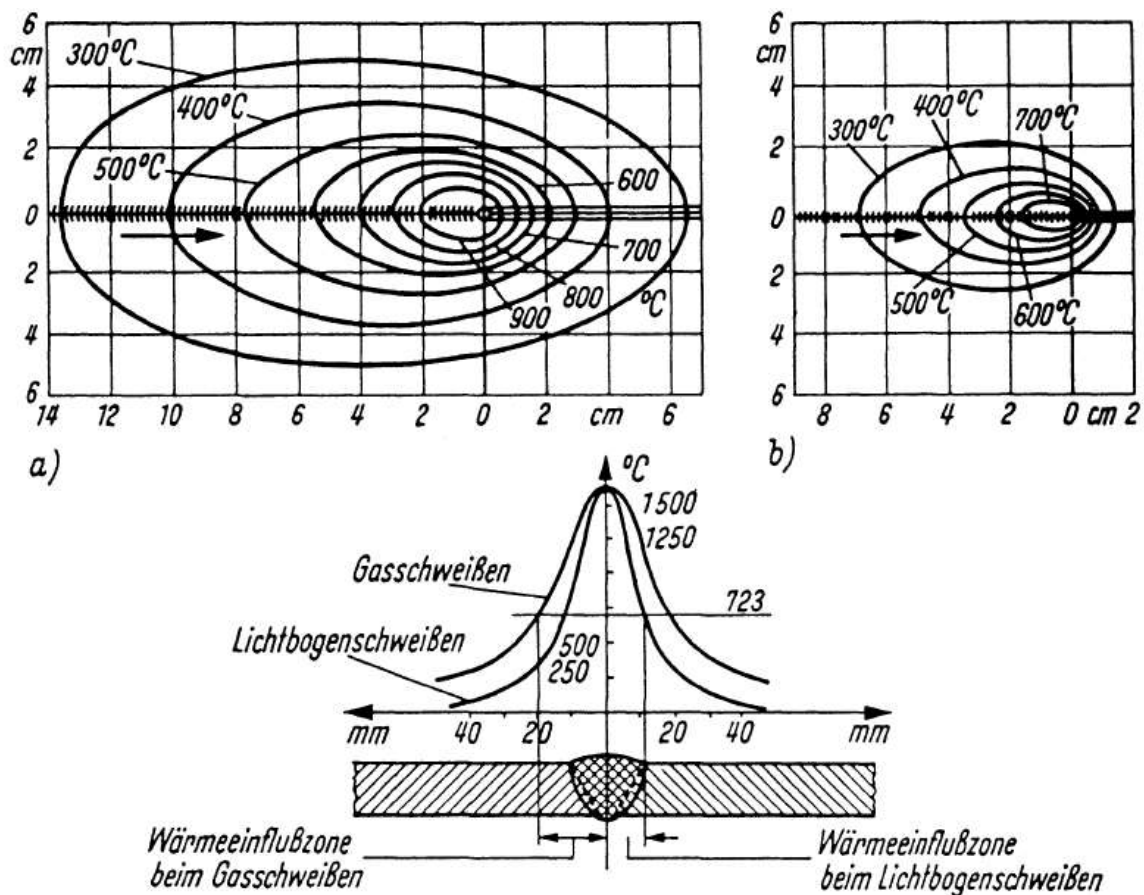


ABBILDUNG 2-1: VERGLEICH DER TEMPERATURVERLÄUFE UND AUSBILDUNG DER WÄRMEINFLUSSZONE A) FÜR DAS GASSCHWEIßEN UND B) FÜR DAS LICHTBOGENSCHWEIßEN (DILTHEY, 2005)

In Abbildung 2-1 wurden die Temperaturfelder vom Gasschweißen und Lichtbogenschweißen verglichen. Die flächenmäßige Ausbreitung der eingezeichneten Isothermen ist beim Gasschweißen wesentlich größer als beim Lichtbogenhandschweißen. Zum Erschmelzen des Grundwerkstoffes wird beim Gasschweißen eine größere Wärmemenge in das Werkstück eingebracht als beim Lichtbogenhandschweißen. Dies ist auf die höhere Energiedichte des Lichtbogens zurückzuführen. Die Isothermen sind aufgrund der Bewegung der Wärmequelle elliptisch ausgebildet. Vor der Wärmequelle ist ihre Dichte größer als hinter der Wärmequelle. Durch die größere Wärmemenge die in den Grundwerkstoff durch das autogene Schweißen eingebracht wird, bildet sich bei diesem Schweißverfahren eine größere Wärmeeinflusszone (WEZ) aus. Die Zone zwischen der Schmelzlinie und dem unbeeinflussten Grundwerkstoff wird als Wärmeeinflusszone (WEZ) bezeichnet. Entsprechend dem Wärmeverlauf des unteren Teilbildes von Abbildung 2-1 kühlt sich die Naht, geschweißt mit dem Lichtbogenhandverfahren, wesentlich schneller ab, und die Wärmeeinflusszone fällt kleiner aus. Dies ist noch extremer bei den energiereichen Strahlschweißverfahren, wie bei dem Laser und dem Elektronenstrahlschweißen. Die Größe der Wärmeeinflusszone ist also bei Schweißverfahren sehr stark von der Energiedichte der Wärmequelle abhängig (Dilthey, 2005).

2.1.2 UNTERSCHIEDLICHE GEFÜGEZONEN IM WÄRMEBEEINFLUSSTEN GRUNDWERKSTOFF BEI UN- UND NIEDRIGLEGIERTEN STÄHLEN

Durch die im vorhergehenden Kapitel besprochen Wärmeeinbringung kommt es im Grundwerkstoff zu einer Gefügeänderung, die unterschiedliche mechanische Eigenschaften nach sich zieht. Dilthey (2005) gibt in Abbildung 2-2 eine gute Übersicht über diese Bereiche und stellt gleichzeitig einen Bezug zum metastabilen Eisen- Kohlenstoff- Diagramm her. Gemäß dem Gleichgewichtsschaubild können folgende Temperaturbereiche unterschieden werden:

- Temperatur über der Liquiduslinie
- Temperatur über der Soliduslinie
- Temperatur über A_3
- Temperatur zwischen A_3 und A_1
- Temperatur unter A_1

1. Temperaturen über der Soliduslinie

Der Grundwerkstoff beginnt bereits teilweise aufzuschmelzen. Die Zonen mit Anreicherungen von Verunreinigungen, Legierungselementen oder Gasen schmelzen bereits bei niedrigeren Temperaturen auf. Durch die schnellen Aufheiz- und Abkühlzeiten wird die Diffusion erschwert, was wiederum zu submikroskopische Seigerungen führt. Aufgeschmolzene nichtmetallische Einschlüsse verursachen die Bildung von Heißrissen und Wiederaufschmelzungsrissen.

2. Oberer Temperaturbereich zwischen der Soliduslinie und A_3

In diesem Temperaturbereich kommt es aufgrund der hohen Spitztemperatur zu einer Kornvergrößerung im Gefüge. Deshalb wird dieser Bereich auch als Grobkorn- oder Überhitzungszone bezeichnet.

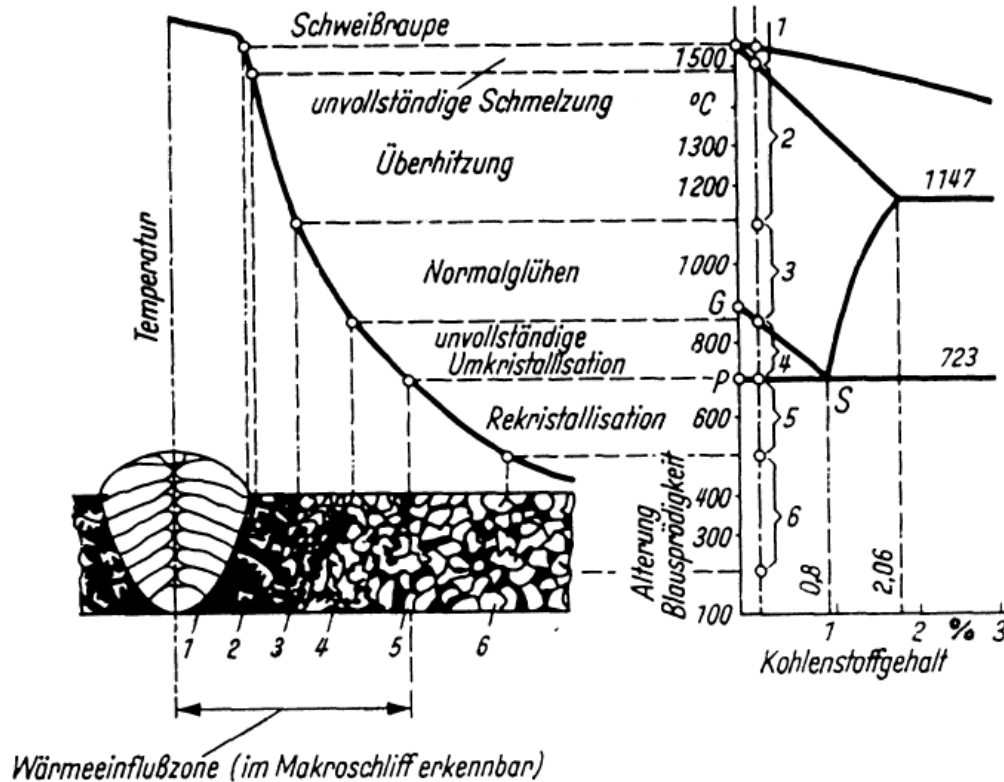


ABBILDUNG 2-2: GEFÜGEZONEN IN DER WEZ VON UNLEGIERTEN UND VON NIEDRIGLEGIERTEN STÄHLEN UND ZUORDNUNG DER EINZELNEN BEREICHE ZUM METASTABILEN EISEN- KOLENSTOFF- DIAGRAMM AM BEISPIEL EINES UNLEGIERTEN STAHLES MIT ETWA 0,2% KOLENSTOFFGEHALT (DILTNEY, 2005)

3. Unterer Temperaturbereich zwischen der Soliduslinie und A_3

Bei diesen Temperaturen werden die Bedingungen einer Normalisierungsglühung erfüllt. Die unvollständig aufgelösten Ausscheidungen behindern das Austenitkornwachstum, somit bleibt das Austenitkorn fein. Bei der Rückumwandlung sind im Allgemeinen die Keimbildungsmöglichkeiten so gut, dass sich je nach Legierungsvariation ein feinkörniges, zähes Gefüge bilden kann. Dieser Gefügebereich der WEZ wird aus diesem Grund auch als Feinkorn- bzw. als Normalisierungszone bezeichnet. Die mechanischen Eigenschaften der Feinkornzone sind wegen der Feinkörnigkeit des Gefüges oft günstiger als die des Grundwerkstoffes.

4. Temperaturen zwischen A_3 und A_1

Die meisten un- und niedriglegierten Stähle bestehen bei Raumtemperatur aus einem feritisch-perlitischen Gefüge. Kommt es zu einer Erwärmung auf eine Temperatur zwischen A_3 und A_1 wird der Gefügebestandteil Perlit in Austenit umgewandelt. Da der Ferrit bei diese Temperaturen weitestgehend stabil ist, wird dieser Bereich der WEZ als Zone unvollständiger Umwandlung oder treffender als Perlitfallzone bezeichnet. Aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes des Perlits hat der umgewandelte Austenit einen Kohlenstoffgehalt von zirka 0,8%. Wird nun während der Rückumwandlung die kritische Abkühlgeschwindigkeit unterschritten, so kann sich hochkohlenstoffhaltiger Korngrenzenmartensit bilden, was bei unlegierten Grundwerkstoffen eine Versprödung bewirkt. Bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten bildet sich hingegen retransformierter Perlit.

5. Temperaturen zwischen A_1 und 300°C

Dieser Bereich wird als Anlass- oder Rekristallisationszone bezeichnet, bei Vergütungsstählen kann es in Folge des Anlasseffektes zu einem Festigkeitsabfall kommen. Jedoch ist auf Grund von Ausscheidungen auch eine Erhöhung der Festigkeit möglich, was wiederum vom Legierungskonzept abhängt. Eine Rekristallisationszone bildet sich nur bei kaltverformten Werkstoffen aus. Wird ein Metall im kalten Zustand über ein kritisches Maß hinaus verformt, so kommt es beim anschließenden Glühen zu Kornneubildungen (Rekristallisation). Bei geringem Kaltverformungsgrad entstehen jedoch bei der anschließenden Wärmebehandlung grobkörnige Gefüge, die zu einer Verringerung der Zähigkeit führen.

6. Temperaturen zwischen 300°C und 200°C

In diesem Temperaturbereich treten bei vorverformten Stählen, in denen C und N ungebunden vorliegen, thermisch aktiviert Reck- oder Verformungsalterung auf. Diese Zone ist die sogenannte Alterungszone. C- und N-Atome diffundieren in die verzerrten Bereiche der Umgebung von Versetzungen. Durch diesen Anlagerungsvorgang sind die Versetzungen in ihrer Beweglichkeit stark eingeschränkt, somit kommt es zu einem Anstieg der Härte und der Festigkeit, wobei die Zähigkeit jedoch abfällt.

Abkühlgeschwindigkeit

Aus dem ZTU-Schaubild (Abbildung 2-3) kann man die Anteile des auftretenden Gefüges bzw. die sich daraus ergebende Härte in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ablesen. Legt man für die Härte einen zulässigen Grenzwert fest, so kann das ZTU-Schaubild dazu verwendet werden, im Voraus die Schweißbedingungen zu ermitteln, die zu einer einwandfreien Schweißung führen. Dazu wurde das Konzept der Abkühlzeit $t_{8,5}$ nach SEW 088 entwickelt. Darunter ist die Zeit zu verstehen, die bei der Abkühlung der Schweißraupe und der Wärmeeinflusszone zum Durchlaufen des Temperaturintervalls zwischen 800 und 500°C erforderlich ist (Fahrenwaldt, et al., 2009).

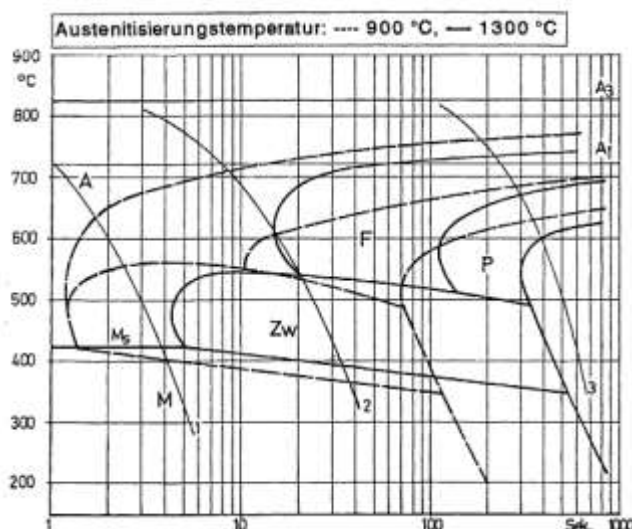


ABBILDUNG 2-3: ZTU- SCHAUBILD FÜR KONTINUIERLICHE ABKÜHLUNG (WERKSTOFF S355) FÜR ZWEI UNTERSCHIEDLICHE AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUREN UND MIT UNTERSCHIEDLICHEN ABKÜHLVERLÄUFEN (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

2.1.3 GRUNDWERKSTOFF (TM- STAHL)

Als Grundwerkstoff für unsere Versuchsreihen diene ein thermomechanisch gewalzter, hochfester und mikrolegierter Stahl. Diese Stahlgüte zeichnet sich durch einen besonders niedrigen Kohlenstoffgehalt aus und ist des Weiteren noch mit Titan, Niob und Vanadium mikrolegiert. Eine andere Bezeichnung für diese Werkstofftypen ist HSLA- Stähle (High Strength Low Alloy). Die Erhöhung der Festigkeit wird bei thermomechanisch behandelten Werkstoffen mit Hilfe der Ausscheidungshärtung und mit Erstellung eines feinen Kornes, welches aus der thermomechanischen Behandlung herrührt, realisiert (Abbildung 2-4). Die Ausscheidungen werden von den Mikrolegierungselementen Titan, Niob und Vanadium gebildet, in Form von Titan- Niob Karbonitride (Ti,Nb)(C,N) und Vanadium Karbide (VC). Im Gegensatz zu den Baustählen die ihre Festigkeitssteigerung mit Hilfe von Mischkristallhärtung mit den Elementen Mangan und Silizium und den unterschiedlichen Formen des Perlits (abhängig vom C- Gehalt) erreichen. Bereits während des Walzprozesses von HSLA- Stählen kommt es bereits zu Ausscheidungen von (Ti,Nb)(C,N). Diese feinen Ausscheidungen und die sich noch in Lösung befindlichen Mikrolegierungselemente verzögern die Rekristallisation des verformten Austenits und somit liegt nach dem Endwalzvorgang ein versetzungsreicher feinkörniger Ferrit vor. Somit lässt sich die Festigkeit von TM- Stählen auf zwei Arten erhöhen, die erste Möglichkeit besteht darin, dass man den Gehalt der Mikrolegierungselemente (Ti, Nb, V) erhöht, dadurch erhöht sich auch die Anzahl der Ausscheidungen und somit steigt die Festigkeit. Eine zweite Möglichkeit stellt die Mischkristallverfestigung mit den Elementen Silizium und Mangan dar. Um höchstfeste Stahlqualitäten zu erreichen wird die Umwandlungshärtung (Martensitbildung) angewandt. Dafür muss eine exakte Temperatur-Zeitführung in der Kühlstrecke des Warmwalzwerkes eingehalten werden. So kann abhängig von der Stahlgüte eine kontrollierte Umwandlung des Austenits eintreten. Unterschiedliche Stufenkühlungen mit Variation der Abkühlgeschwindigkeit helfen dabei, die gewünschte Mikrostruktur einzustellen, wie Ferrit, Bainit oder Martensit (Abbildung 2-5) (Spindler, et al., 2005).

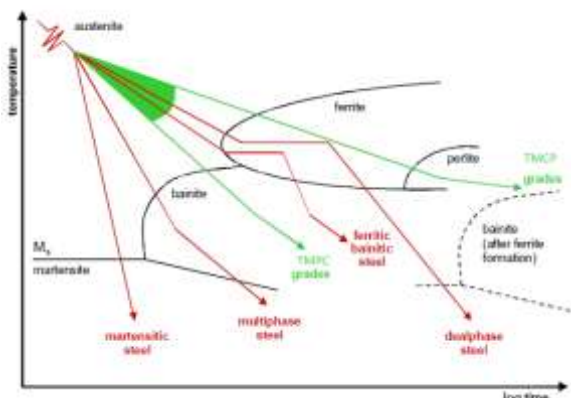


ABBILDUNG 2-4: ZTU- DIAGRAMM MIT DEN ABKÜHLVERLÄUFEN VON HOCH- UND HÖCHSTFESTEN STAHLGÜTEN (SPINDLER, ET AL., 2005)

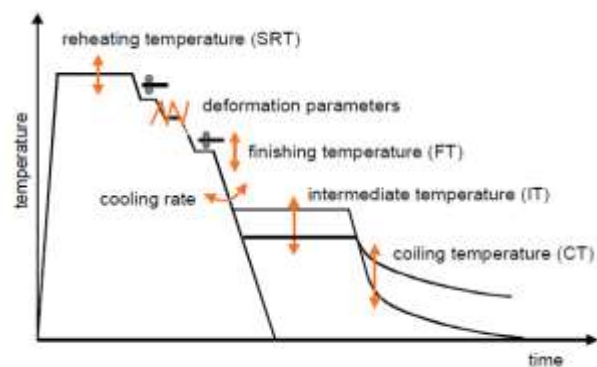


ABBILDUNG 2-5: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG VON WICHTIGEN WARMWALZPARAMETERN (SPINDLER, ET AL., 2005)

Mikrolegierte und thermomechanisch behandelte Stähle sind nach der Norm EN10149-2 genormt, ihre Streckgrenze liegt zwischen 315-700 MPa.

Herstellungsprozess von TM- Stahl

Dieser Absatz wurde mit Hilfe der Ausführungen von Spindler et al. (2005) und Anik et al. (1995) erstellt. Der Herstellungsprozess startet im Stoßofen beim Aufheizen auf eine Temperatur von 1220°C, wobei man mit der Temperatur im Stoßofen die Löslichkeit der Ti, Nb und V Ausscheidungen, welche beim Abkühlen nach dem Stranggießen entstanden sind, im Material kontrolliert. Bei dieser Temperatur 1220°C sollten die meisten Nitride und Karbide gelöst sein. Das Austenitkornwachstum wird in diesem Fall nur von den nicht gelösten Karbonitriden gestört. Der Temperaturverlust bei den anschließenden Grobwalzen führt wiederum dazu, dass es zu Ausscheidungen der Legierungselemente als Karbide und Nitride kommt. Dieser Prozess findet bei Temperaturen über 950 °C statt. Die Rekristallisation zwischen und während dem Umformprozess führt zu einem einheitlichen äquiaxialen Gefügestand des Austeniten, als gewünschter Startzustand für den thermomechanischen Walzvorgang im Fertigerüst. Im Gegensatz dazu kommt es beim Fertigwalzen bei hohen Umformgraden zu einer Hemmung der Rekristallisation im Temperaturbereich zwischen 800 und 900°C durch die Karbonitridbilder, was einen Festigkeitsanstieg durch die Kornverfeinerung zur Folge hat. Wie schon erwähnt spielt auch die Umwandlungshärtung eine entscheidende Rolle bei der Erzielung spezieller mechanischer Eigenschaften. Durch die gezielte Abkühlung auf der Kühlstrecke kann die Zusammensetzung der Umwandlungsprodukte (Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit) variiert werden.

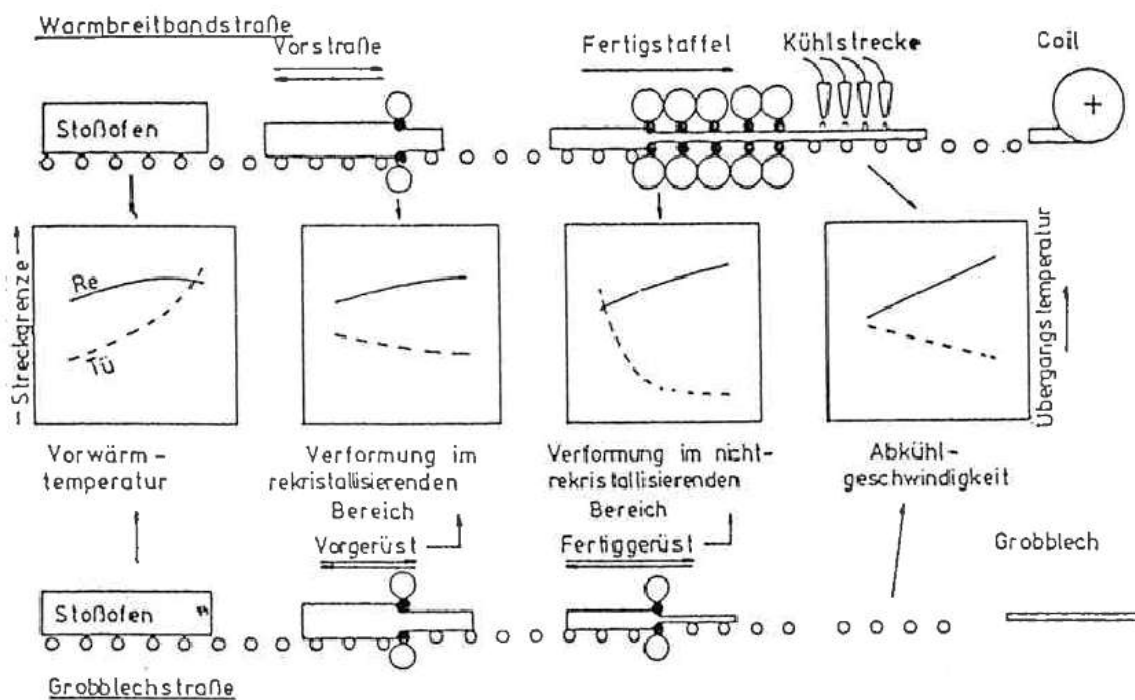


ABBILDUNG 2-6: VORGÄNGE BEIM THERMOMECHANISCHEN WALZEN (ANIK, ET AL., 1995)

Schweißseignung

TM- Stähle weisen infolge des geringen Kohlenstoffgehaltes generell keine bzw. nur geringe Aufhärtung auf. Ebenso ist die Gefahr der Zähigkeitseinbuße und der Unternahtrisse gering, da der Wasserstoff im Ferrit wesentlich besser diffundieren kann als im Härtegefüge. Jedoch sind die mechanischen Gütewerte an die thermomechanische Behandlung gebunden, sodass es durch die Wärmeeinbringung beim Schweißen zu einer unerwünschten Änderung des Ausscheidungszustandes und der Korngröße kommen kann. Mit den üblichen Schweißverfahren hergestellte Schweißnähte zeigen jedoch einen ausgeglichen Verlauf der Kerbschlagzähigkeit über die WEZ. Die Gefügeausbildung ist ebenfalls gleichmäßig. Ausgeprägtes Grobkorn tritt in der Nähe der Schmelzzone kaum auf. Je nach Schweißverfahren können geringfügige Härtesteigerungen bzw. Härtesäcke entstehen, die jedoch kein für die Bauteilsicherheit bedenkliches Ausmaß erreichen sollten. In mehrlagigen Schweißnähten ergeben sich durch die Wärmeeinwirkung der Folgelagen Umkörn- und Anlasseffekte, die die WEZ- Härte gegenüber einlagigen Schweißungen erniedrigen. Unter Umständen könnten aus TM- Stählen geschweißte Bauteile wegen der hohen WEZ- Zähigkeit und der niedrigen WEZ- Härte im Schweißzustand belassen werden, doch dafür sind die Vorgaben der gültigen Regelwerke zu beachten (Anik, et al., 1995).

2.1.4 DIE WEICHE ZONE

Bei TM- Stählen und Vergütungsstählen tritt das Problem des Härteverlustes in der WEZ (Abbildung 2-7) auf, dadurch kommt es auch zu einem Abfall der Festigkeit in diesem Bereich. Denys (1989) definiert folgende Faktoren, die die Größe, die metallurgischen und physikalischen Eigenschaften der WEZ und somit auch der Weichen Zone beeinflussen:

- Grundwerkstoff (Legierungskonzept)
- Spitztemperatur
- Die Wärmeeinbringung in den Grundwerkstoff
- Wärmeabfuhr beeinflusst durch die Plattendicke, die Vorheizung und der Zwischenlagentemperatur (Abkühlgeschwindigkeit)

Die Erweichung

Es werden dabei zwei Arten unterschieden, die Anlasserweichung und die Umwandlungserweichung. Bei der Erhitzung über die A_{c1} - Temperatur kommt es zur Umwandlungserweichung des Werkstoffes, dabei wandelt der durch die Erwärmung entstandene Austenit in relativ weiche Gefügebestandteile um (Müller, 1966).

Die hohe Festigkeit von TMBA- Stählen wird durch eine Kombination von Walzen bei niedriger Temperatur (unter dem Austenitgebiet) und beschleunigter Abkühlung auf der Kühlstrecke erzielt. Der Hauptgrund für die Erweichung dieser Stähle ist, dass der Abkühlprozess infolge der Schweißung eine längere Zeit beansprucht als der Herstellungsprozess auf der Kühlstrecke. Somit kommt es zu einer Ausbildung eines weicheren Gefügebereiches. Dieser Effekt zeigt sich besonders bei Stählen mit sehr niedrigem Kohlenstoffanteil ($C < 0,05\%$), da diese Stähle ihre hohe Festigkeit hauptsächlich der thermomechanischen Behandlung verdanken. Bei der geringen Abkühlgeschwindigkeit der Schweißung ist es jedoch aufgrund des geringen Kohlenstoffanteils nicht möglich eine Aufhärtung zu erzielen und somit den Härteverlust zu kompensieren. Bei TMBA Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalt ($C = 0,1\%$) sind auch noch andere Vorgänge für die Erweichung verantwortlich. Zum Beispiel kann die Wärmeeinbringung die festigkeitssteigernde Wirkung mancher Legierungselemente negativ beeinflussen (Denys, 1989).

Wie bereits erwähnt, resultiert die hohe Festigkeit bei TMBA- Stählen von komplexen Umform- und Abkühlprozessen. Durch die Wärmeeinbringung und die unkontrollierte Abkühlung, verursacht durch den Schweißprozess, kommt es zu einer Aufweichung des Gefüges (Abbildung 2-7). Dabei tritt eine Vergrößerung des Kornes auf, was auf die hohen Temperaturen über A_{c3} und dem Fehlen des Umformprozesses zurückzuführen ist. Ebenfalls wird die festigkeitssteigernde Wirkung der Ausscheidungshärtung aufgehoben oder abgeschwächt, da diese entscheidend von der Abkühlgeschwindigkeit abhängt. Bei einer zu geringen Abkühlgeschwindigkeit kommt es zu einer Vergrößerung der Ausscheidungen und einer inkohärenten Verteilung der durch die Mikrolegierungselemente entstandenen Karbonitride und Karbide. Bei zu hoher Abkühlgeschwindigkeit wiederum bleiben die Mikrolegierungselemente gelöst und die Festigkeit wird hauptsächlich durch die Mischkristallverfestigung erhöht (de Meester, 1997).

Beim Schweißen von Vergütungsstählen kommt es unmittelbar neben der Schmelzlinie zu einer ausgeprägten Aufhärtung des Werkstoffes. Durch die hohe Temperatur neben der Schmelzlinie bildet sich ein grobkörniger Austenit aus, der bei der Abkühlung, beeinflusst durch die Abkühlgeschwindigkeit und das Legierungskonzept, in Martensit, Bainit oder Ferrit und Perlit umwandelt. Im Anschluss an diese Aufhärtung kommt es zu einem Abfall der Härte in der Umwandlungszone (Abbildung 2-8). Dieser Härteabfall ist auf den Normalisierungsvorgang durch eine verringerte Abkühlgeschwindigkeit zurück zu führen, wobei es in Abhängigkeit der Legierungselemente auch zu einem Abfall der Festigkeit kommt. In der Anlasszone ist der Abfall der Härte in erster Linie von der Anlassbeständigkeit des Werkstoffes abhängig. Zur Stabilisierung der Härte in dieser Zone kann der Stahl mit Karbidbildnern, wie Vanadium oder Titan, legiert werden (Mennen, 1962).

In Versuchen zeigte sich, dass hochangelassene Stahlqualitäten weniger erweichungsempfindlich sind als niedrig angelassene. Der Unterschied zwischen der ursprünglichen Anlassstemperatur und der Höchsttemperatur beim Schweißen ist für jeden Punkt in der WEZ des Vergütungsstahles ein Maß dafür, wie stark er erweichen kann. Diese Aussage gilt jedoch nur für den Bereich der WEZ, bei der es zu keiner Austenitisierung des Werkstoffes gekommen ist (Müller, 1966).

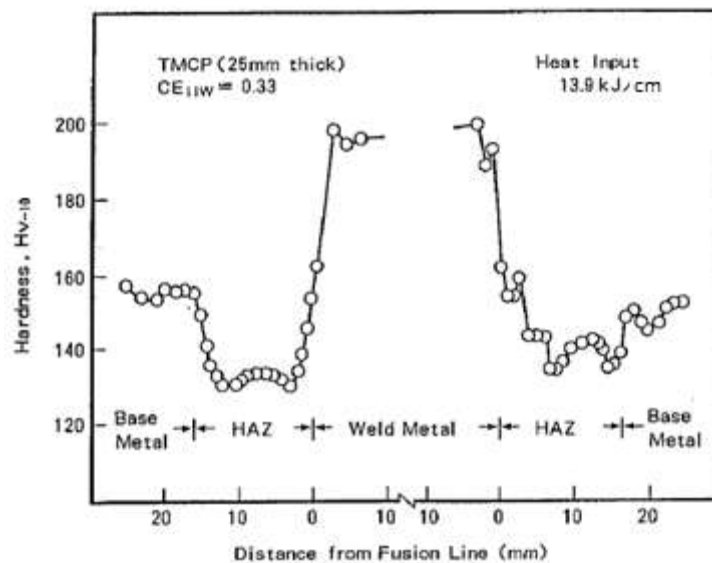


ABBILDUNG 2-7: HÄRTEVERLAUF ÜBER EINE SCHWEIßNAHT (TM- STAHL) (DE MEESTER, 1997)

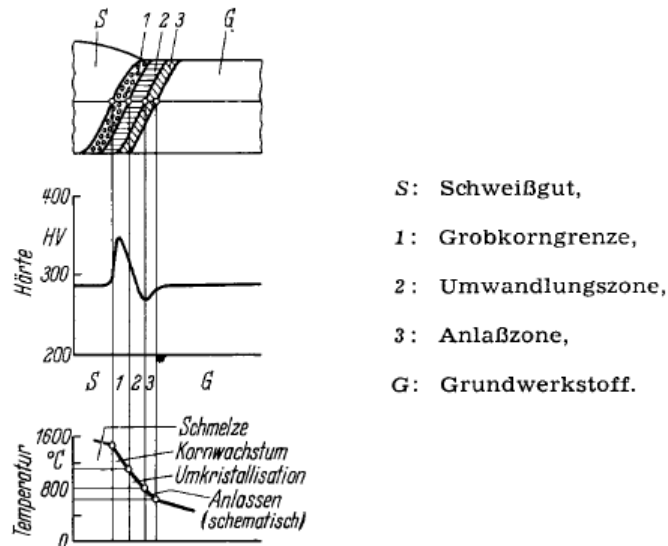


ABBILDUNG 2-8: EINFLUSS DER SCHWEIßWÄRME AUF DAS ÜBERGANGSGEFÜGE (MENNEN, 1962)

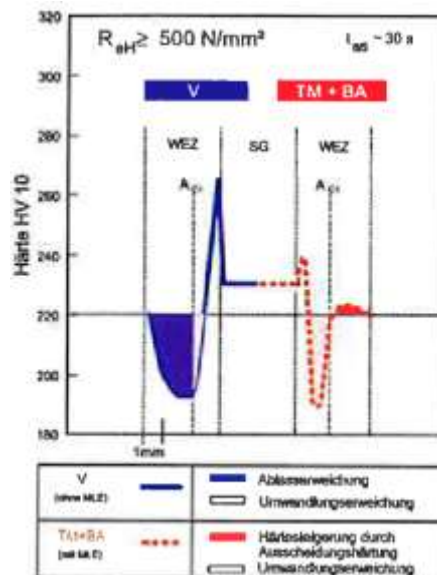


ABBILDUNG 2-9: VERGLEICH DER ERWEICHUNG VERGÜTUNGSSTAHL - TMBA- STAHL (WALLNER, ET AL., 2000)

In Abbildung 2-9 wurde die Erweichung eines Vergütungsstahles und eines thermomechanisch behandelten Stahles gegenüber gestellt. Dabei zeigt sich, dass die Anlasserweichung bei Vergütungsstählen entscheidend für die Größe der Weichen Zone ist. Bei TM- Stählen hingegen ist die Umwandlungsweichung das Hauptkriterium für die Ausbreitung des Härteabfalles. Ebenfalls gut ersichtlich ist die sehr geringe Aufhärtung des TM- Stahles im Gegensatz zum Vergütungsstahl neben der Schmelzlinie.

2.1.5 STÜTZWIRKUNG DES WERKSTOFFES

Wie im vorherigen Kapitel beschrieben, kommt es bei Vergütungs- und TM- Stählen zu einer Aufweichung in der WEZ. Dies kann unter Umständen zu einem Abfall der Zugfestigkeit führen, wenn keine Stützeffekten bzw. Verformungsbehinderungen auftreten. Eine maßgebende Größe für das Auftreten von Stützeffekten stellt die Breite der Weichen Zone dar. Um diese Größe unabhängig von der Blechdicke darstellen zu können, verwendet man das Verhältnis der Breite der Weichen Zone zur Blechdicke (relative WZ Breite, X_t). Der Festigkeitsabfall lässt sich durch eine Beschränkung der Größe der Weichen Zone verhindern, so stellte de Meester (1997) in seinem Werk die These auf, dass es zu keinem Abfall der Festigkeit kommt, wenn die Größe der Weichen Zone die Blechdicke nicht überschreitet. Wallner et al. (2000) hingegen begrenzt die relative Breite der WZ auf 0,25. Beeinflusst wird die Ausbildung der Weichen Zone in erster Linie von der Größe der Wärmeeinbringung, somit sollte es durch die Einhaltung der von den Stahlherstellern vorgegebenen Verarbeitungsrichtlinien zu keinem Festigkeitsproblem kommen.

In der Regel beginnt sich der eindimensional belastete Werkstoff im Bereich der Weichen Zone einzuschnüren, was zu einem dreidimensionalen Spannungszustand führt. Die plastische Verformung tritt dabei in erster Linie im Bereich der Weichen Zone auf, ist jedoch die relative Breite der WZ nicht zu groß, wirken die nicht aufgeweichten Randschichten der Verformung entgegen und stützen somit den Bereich der Weichen Zone.

Satoh und Toyoda (1970) untersuchten dieses Verhalten und stellten dafür ein Rechenmodell auf, welches bei größeren relativen Breiten der WZ brauchbare Ergebnisse liefert. Dabei zeigte sich, dass nicht nur die relative WZ Breite sondern auch das Verhältnis Probenbreite zu Probendicke einen signifikanten Einfluss auf die Zugfestigkeit hat. Bei Proben mit großer Probenbreite gegenüber der Blechdicke, bildet sich ein ebener Dehnungszustand aus, da man die Dehnung ε_x in x- Richtung mit null annehmen kann (Abbildung 2-10).

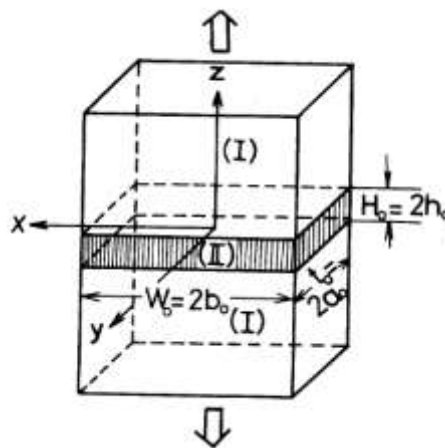


ABBILDUNG 2-10: BASISMATERIAL UND WEICHE ZONE (SATOH, ET AL., 1970)

Dabei muss jedoch eine Reihe von Anforderungen erfüllt werden:

- Die geschweißte Probe darf maximal aus zwei Materialien, d.h. einen Basismaterial und einer Weichen Zone bestehen. Außerdem besitzt die Weiche Zone noch isotrope und homogene Materialeigenschaften.

- Das Basismaterial verhält sich wie ein steifer Körper bei jeder Art von Belastung, außerdem liegt die Verbindungsfläche zwischen Weicher Zone und Basismaterial normal zur Belastungsrichtung.
- Bei Belastung kommt es zu einer plastischen Verlängerung in Längsrichtung, wobei es gleichzeitig zu einer Einschnürung in Richtung der Blechdicke kommt. Die permanente Volumenerhaltung bleibt dabei aufrecht.
- Die Vergleichsspannungen $\bar{\sigma}$ und die Vergleichsdehnungen $\bar{\epsilon}$ folgen dabei folgender Gesetzmäßigkeit (Ludwik- Holomon Gleichung):

$$\bar{\sigma} = K \bar{\epsilon}^n \quad (2-1)$$

Wobei die Verfestigungskonstante K und der Verfestigungsexponent n reine Werkstoffkennwerte darstellen.

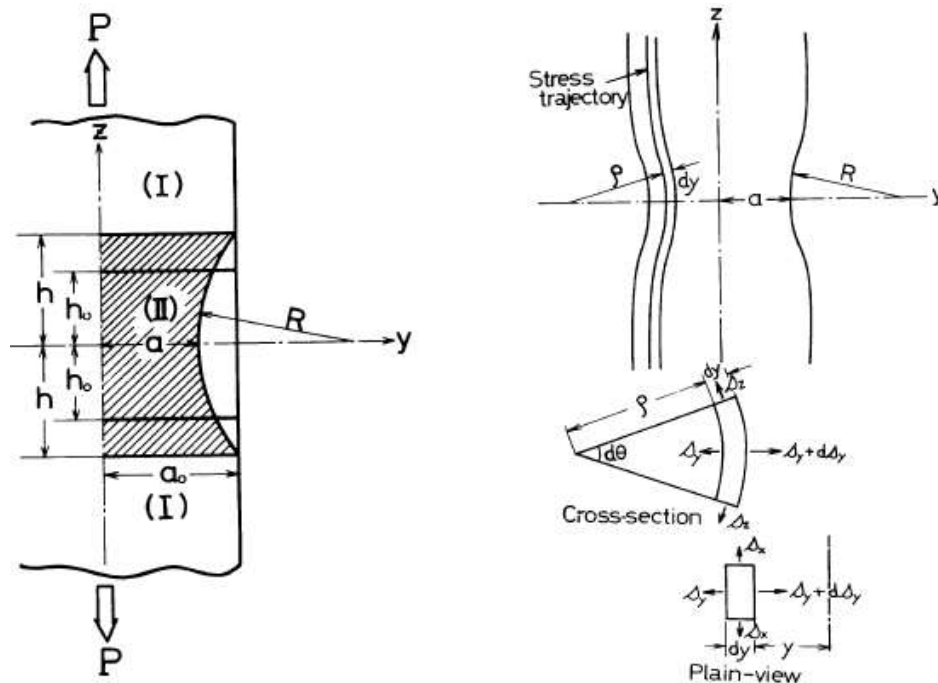


ABBILDUNG 2-11: DEFORMATION DER VERBINDUNGSTÖBE

Die von Satoh und Toyoda (1970) durchgeführte Analyse der Spannungszustände in den Zugproben basiert auf der Analyse von Davidenkov. Dabei werden die auftretenden wahren Spannungen mit s_x , s_y und s_z bezeichnet, die wahren Dehnungen hingegen mit e_x , e_y und e_z . Die dazugehörige nominelle Dehnung wird hingegen mit ϵ_x , ϵ_y und ϵ_z bezeichnet. Da die Dehnung in Breitenrichtung wie zuvor besprochen vernachlässigt wird, wird wegen der Vereinfachung nur mit der Einheitslänge gerechnet (Abbildung 2-11). Der Radius ρ und der Winkel θ beschreibt dabei die Bogenlänge der Spannungsfaser. In der y - z Ebene wird im Anschluss ein Kräftegleichgewicht in die y -Richtung aufgestellt.

$$-s_y d\theta + (s_y + ds_y)(\rho + dy) d\theta - s_z dy d\theta = 0 \quad (2-2)$$

Aus der Beziehung $\frac{dy}{\rho} \ll 1$ folgt:

$$ds_y = \frac{1}{\rho}(s_z - s_y) dy \quad (2-3)$$

Mit der Gestaltänderungshypothese von Mises lässt sich ein realer mehrachsiger Spannungszustand in eine fiktive einachsige Spannung (Vergleichsspannung) überführen.

$$(s_x - s_y)^2 + (s_y - s_z)^2 + (s_z - s_x)^2 = 2\bar{\sigma}^2 \quad (2-4)$$

Trotz des ebenen Dehnungszustandes ($e_x=0$) erhält man eine Spannung s_x in x- Richtung:

$$s_x = \frac{1}{2}(s_z - s_y) \quad (2-5)$$

Aus der Glg. (2-4) und Glg. (2-5) ergibt sich:

$$s_z - s_y = \frac{2}{\sqrt{3}}\bar{\sigma} \quad (2-6)$$

Setzt man nun die Glg. (2-6) in die Glg. (2-2) ein, ergeben sich folgende zwei Beziehungen.

$$s_y = \frac{2}{\sqrt{3}} \int_y^a \bar{\sigma} \frac{dy}{\rho} \quad (2-7)$$

$$s_z = \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \bar{\sigma} + \int_y^a \bar{\sigma} \cdot \frac{dy}{\rho} \right\} \quad (2-8)$$

Um die Integration dieser beiden Gleichungen zu ermöglichen, müssen zwei Annahmen getroffen werden. Die wahren Dehnungen e_z und e_y müssen unabhängig von der Variablen y sein und die Krümmung $\frac{1}{\rho}$ der Spannungsfaser muss durch folgende Bedingung definiert werden:

$$\frac{1}{\rho} = \frac{y}{aR} \quad (2-9)$$

Der Buchstabe a beschreibt dabei die halbe Breite der eingeschnürten der Probe, der Radius R wiederum definiert die Krümmung der Randfaser im eingeschnürten Bereich (Abbildung 2-11).

Dadurch ergeben sich folgende Gleichungen für die auftretenden Spannungen s_y und s_z :

$$s_y = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma} \frac{a^2 - y^2}{2aR} \quad (2-10)$$

$$s_z = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma} \left(1 + \frac{a^2 - y^2}{2aR} \right) \quad (2-11)$$

Im nächsten Schritt wird die axiale Spannung in z- Richtung über die Probenbreite gemittelt:

$$\bar{s}_z = \frac{1}{a} \int_0^a s_z dy = \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma} \left(1 + \frac{a}{3R}\right) \quad (2-12)$$

Durch die Annahme des ebenen Dehnungszustand und der Volumenerhaltung

$$e_x = 0, \quad e_y = -e_z$$

ergibt sich folgende Gleichung für die Vergleichsdehnung:

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{e_x^2 + e_y^2 + e_z^2} = \frac{2}{\sqrt{3}} e_z \quad (2-13)$$

Durch Anwendung der Ludwik- Holomon Gleichung Glg. (2-1) lässt sich die Vergleichsspannung bestimmen:

$$\bar{\sigma} = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^n K e_z^n \quad (2-14)$$

Durch das Einsetzen in Glg. (2-12) ergibt sich folgende Bedingung für die nominelle Axialspannung σ_z in Abhängigkeit von der nominellen Dehnung ε_z .

$$\sigma_z = \left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)^{n-1} \frac{K \{\ln(1 + \varepsilon_z)\}^n}{1 + \varepsilon_z} \left(1 + \frac{a}{3R}\right) \quad (2-15)$$

In Glg. (2-15) wird also die Abhängigkeit zwischen $a/3R$ und der axialen technischen Dehnung ε_z durch die Geometrie der verformten Weichen Zone beschrieben. Die nominelle Dehnung in Richtung der Blechdicke wird wiederum durch die in Glg. (2-16) angeführte Beziehung beschrieben.

$$\varepsilon_y = \frac{a - a_0}{a_0} = \frac{a}{a_0} - 1 \quad (2-16)$$

Aus der fach einschlägigen Literatur (Vollertsen, 1989) ist die logarithmische Beziehung zwischen wahrer und nomineller Dehnung bei großen Verformungen bekannt.

$$e_y = \ln(1 + \varepsilon_y) \quad (2-17)$$

$$e_y = -e_z$$

Durch die zuvor erstellte Definition der wahren Dehnungen in y- und z- Richtung ergibt sich in Kombination mit der Glg. (2-17) die Beziehung:

$$\frac{a}{a_0} = e^{-\ln(1+\varepsilon_z)} = \frac{1}{1+\varepsilon_z} \quad (2-18)$$

Die geometrischen Beziehungen der verformten Weichen Zone lassen sich anhand der folgenden zwei Gleichungen darstellen:

$$h^2 = (a_0 - a)(2R - a_0 + a) \quad (2-19)$$

Die Höhe h beschreibt die halbe Höhe der Weichen Zone, wie man in Abbildung 2-11 sieht.

$$(a + R)h - \frac{1}{2}(Rh \sqrt{1 - \left(\frac{h}{R}\right)^2} + R^2 \sin^{-1} \frac{h}{R}) = a_0 h_0 \quad (2-20)$$

Durch die Einführung der Variablen

$$X_t = \frac{h_0}{a_0} \quad Y_t = \frac{a}{3R} \quad \varepsilon = \frac{1}{1 + \varepsilon_z}$$

lässt sich folgende Formel für die Breite der Weichen Zone aus den Glg. (2-18), Glg. (2-19) und Glg. (2-20) definieren:

$$X_t = \frac{1}{\sqrt{3}} \sqrt{(1 - \varepsilon) \left\{ \frac{2\varepsilon}{Y_t} - 3(1 - \varepsilon) \right\}} \times \left\{ \frac{2\varepsilon + 1}{3} - \frac{(1 - \varepsilon)^2 Y_t}{2\varepsilon} \right\} \quad (2-21)$$

Durch die Anwendung der Glg.(2-21) mit der Beziehung $Y_t (=a/3R)$ lässt sich ε_z für ein bestimmtes Verhältnis von X_t berechnen. Die Beziehung zwischen der nominellen Spannung σ_z und der nominellen Dehnung ε_z wird durch die Glg. (2-15) und die Glg. (2-21) für ein bestimmtes Verhältnis von X_t beschrieben. Die Breite der Weichen Zone zur Blechdicke wird dabei als relative Breite X_t bezeichnet. Für die Zugfestigkeit des Werkstoffes wird die Abkürzung σ_u verwendet. Die Zugfestigkeit des Werkstoffes in der Weichen Zone wird hingegen mit σ_u^l abgekürzt. Die Bestimmung der Zugfestigkeit σ_u erfolgt dabei anhand der σ - ε Kurve in Abhängigkeit von X_t (Abbildung 2-12).

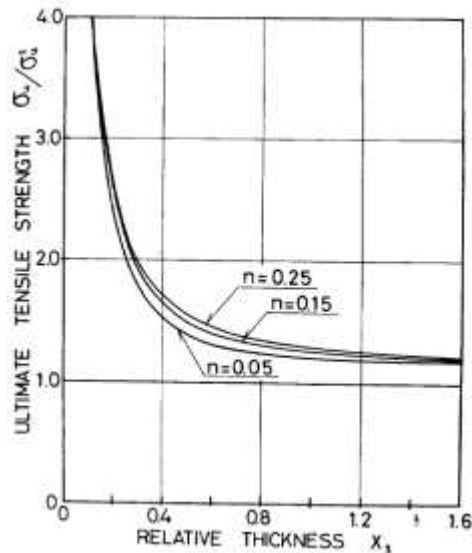


ABBILDUNG 2-12: ZUGFESTIGKEIT IM EBENEN DEHNUNGSZUSTAND IN ABHÄNGIGKEIT DER RELATIVEN BREITE X_t

Abbildung 2-13 stellt die Auswirkung der Probenbreite zur Probendicke dar. Dabei zeigt sich, dass sich große Verhältnisse von Probenbreite w_0 zu Probendicke t_0 bei gleicher relativer Breite X_t positiv auf die Zugfestigkeit auswirken. Dies kann in erster Linie auf den ebenen Dehnungszustand, den wir bei sehr großen Verhältnissen von Probenbreite zu -dicke annehmen können, zurückgeführt werden. Für das zuvor angewendete Rechenmodell wurde eine unendlich große Probenbreite angenommen. Durch Untersuchungen zeigten sich Grenzwerte, ab denen der Einfluss der Probenbreite auf die Zugfestigkeit ausgeschlossen werden kann. Diese Grenzwerte sind wiederum von X_t abhängig und lauten

$$W_0 = 5t_0 \text{ wenn } X_t \leq 1$$

$$W_0 = 5H_0 \text{ wenn } X_t > 1.$$

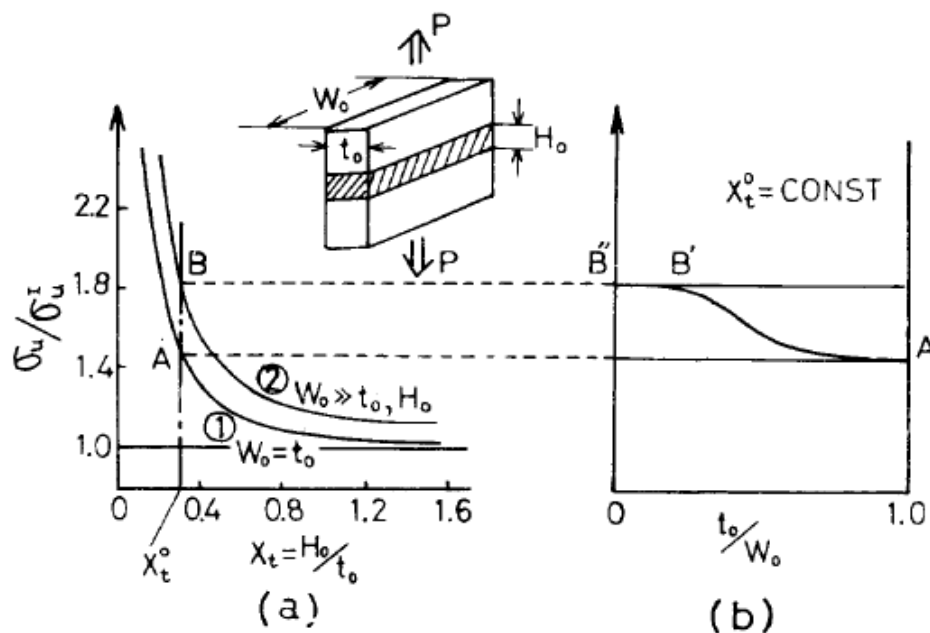


ABBILDUNG 2-13: AUSWIRKUNG DES VERHÄLTNISSES PROBENBREITE ZU PROBENDICKE IN KOMBINATION MIT DER GRÖÖE DER WZ AUF DIE ZUGFESTIGKEIT (SATO, ET AL., 1970)

Satoh und Toyoda (1970) führten eine Reihe von praktischen Versuchen durch. Um die Weiche Zone zu simulieren, verschweißten sie dafür einen kohlenstoffreicheren mit einem kohlenstoffärmeren Vergütungsstahl mittels dem Abbrennstumpfschweißen. So konnte die Größe der Weiche Zone, anhand der geometrischen Abmessungen der weichen Zwischenlage aus dem kohlenstoffärmeren Vergütungsstahl variiert werden. Im Anschluss wurde eine Wärmebehandlung durchgeführt, um sie durch das Schweißverfahren bedingte Spannungen abzubauen und vergütete Werkstoffeigenschaften zu erreichen (Abbildung 2-14).

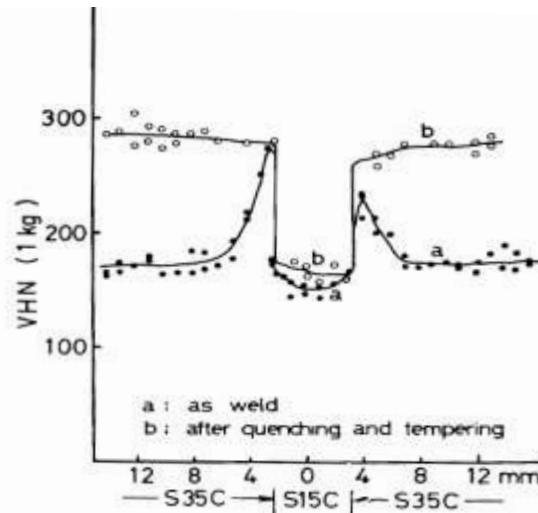


ABBILDUNG 2-14: HÄRTEVERTEILUNG ÜBER DIE GESCHWEIBTE ZONE (SATO, ET AL., 1970)

Außer der Variation der Größe der Weichen Zone wurden bei dieser Versuchsreihe auch noch drei unterschiedliche Probengeometrien verwendet. Ein Probentyp bestand aus einer Rundprobe mit einem Prüfdurchmesser von 10mm. Die anderen zwei Probenformen (Serie A und Serie B) waren Flachzugproben mit den in Abbildung 2-15 angeführten Abmaßen.

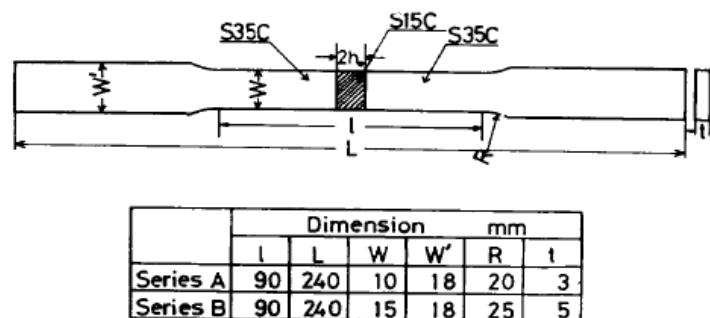


ABBILDUNG 2-15: ABMESSUNGEN DER FLACHZUGPROBEN FÜR DIE STUMPFSCHEIBUNGEN (SATO, ET AL., 1970)

In Abbildung 2-16 sind die Ergebnisse dieser Versuchsreihe aufgeführt, wobei deutlich der Einfluss der Breite der Probe zeigen lässt. Im Vergleich zu den Rundproben weisen die Flachzugproben mit einem deutlich größeren Probenbreite zu -dicke Verhältnis eine höhere Zugfestigkeit auf. Die Werte aus den Zugversuchen der unterschiedlichen Probenformen bewegen sich dabei zwischen den zuvor hergeleiteten theoretischen Kurven, die den Zusammenhang zwischen X_t und σ_u beschreiben. Die Kurve ① beschreibt dabei die theoretische Berechnung bei einem Verhältnis $W_0=t_0$, die Kurve ② wiederum wurde für ein Verhältnis $W_0 \gg t_0$ berechnet.

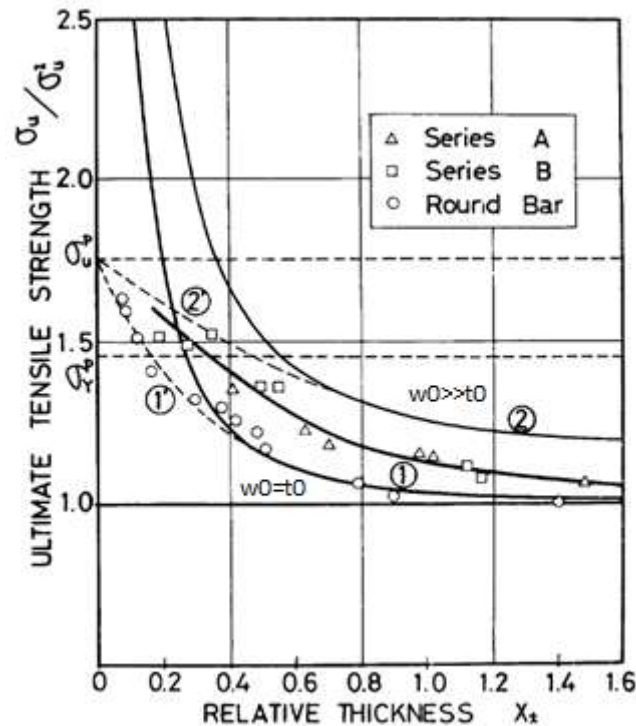


ABBILDUNG 2-16: ZUGFESTIGKEIT ALS EINE FUNKTION DER RELATIVEN BREITE DER WEICHEN ZONE X_t (SATO, ET AL., 1970)

Wegen der plastischen Verformung im unbeeinflussten Grundwerkstoff kommt es bei kleineren relativen Breiten der WZ zu einer Abweichung von den theoretisch berechneten Kurven. Deshalb wurde mit Hilfe der Ergebnisse aus dem Zugversuch eine modifizierte Kurve für die kleineren Verhältnisse Breite WZ zu Blechstärke erstellt, diese mit einer Dotierung gekennzeichneten Kurven werden in der Abbildung 2-16 mit ①' und ②' dargestellt.

Wie bereits zuvor erwähnt, hat die Probenbreite w_0 neben der Breite der Weichen Zone auch einen Einfluss auf die Zugfestigkeit. Satoh und Toyoda untersuchten neben unterschiedlichen Probenbreiten auch noch unterschiedliche Probengeometrien in Kombination mit unterschiedlich breiten Weichen Zonen. Abbildung 2-17 zeigt den Unterschied zwischen Zugproben mit einem quadratischen Querschnitt (10mm x 10mm) und runde Zugproben mit einem Durchmesser von 10mm. Dabei zeigt sich, dass die Werte der Zugfestigkeit bei gleich großer WZ sehr gut korrelierten, d.h. dass die Probengeometrie (quadratisch oder rund) hat im Gegensatz zu der Probenbreite keinen Einfluss auf Zugfestigkeit. Neben den Werten aus den Zugversuchen ist in Abbildung 2-17 auch die theoretische Zugfestigkeit über die relative WZ Breite aufgetragen (2-21). Die Herleitung wurde jedoch auf die geometrischen Eigenschaften der Rundprobe abgeändert, dabei zeigte sich, dass die Berechnung bei Verhältnissen Breite WZ zu Blechstärke größer 0,4 sehr gut mit den praktischen Versuchen übereinstimmen.

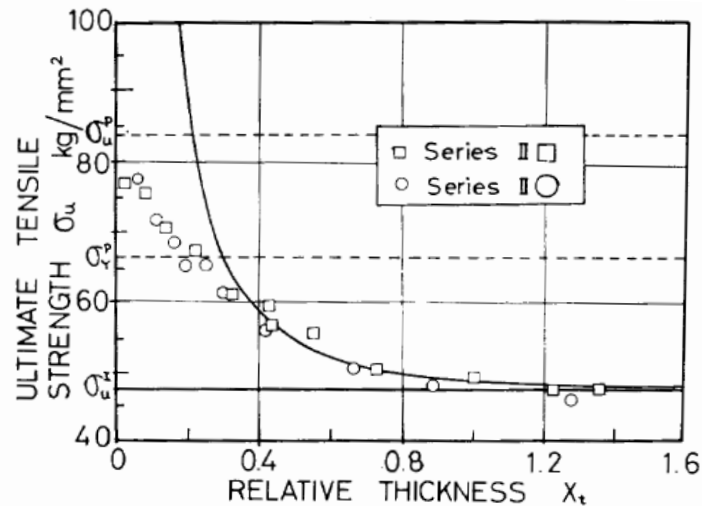


ABBILDUNG 2-17: VERGLEICH DER ZUGFESTIGKEIT ZWISCHEN QUADRATISCHEN FLACHZUGPROBEN UND RUNDZUGPROBEN (SATO, ET AL., 1970)

Satoh und Toyoda (1970) führten jedoch auch noch einen weiteren praktischen Schweißversuch durch, indem sie zwei 25mm starke Bleche mittels des Lichtbogenschweißverfahrens fügten. Für diesen Versuch wurde der hochfeste Werkstoff HT80 und Schweißzusatz mit der Bezeichnung HT50 verwendet. Im Anschluss an die Schweißungen wurde zur Reduktion der Spannungen noch eine Wärmebehandlung bei 625°C durchgeführt, die Haltezeit betrug dabei eine Stunde. Die Härteverläufe vor und nach der Wärmebehandlung über die Schweißnaht und die WEZ sind in Abbildung 2-18 dargestellt.

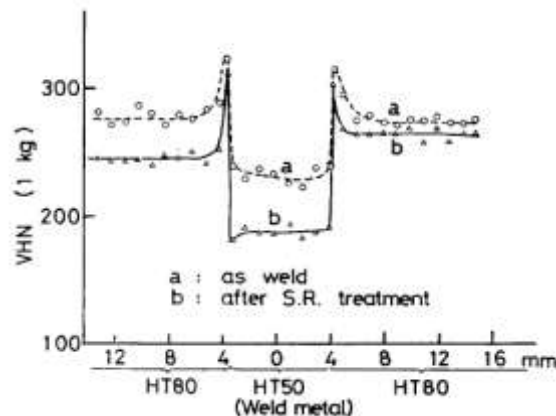


ABBILDUNG 2-18: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE LICHTBOGENSCHWEIßUNG (SATO, ET AL., 1970)

TABELLE 2-1: CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG HT80 UND HT50 (SATO, ET AL., 1970)

in Gewicht- %	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Ni	V
HT 80	0.10	0.24	0.76	0.15	0.15	0.30	0.55	0.49	0.87	0.06
HT 50	0.09	0.62	1.03	0.01	0.006	0.04	0.03	0.01	0.02	0.03

Bei dieser Versuchsreihe wurden wiederum Flachzugproben mit zwei unterschiedlichen Dicken verwendet. Zudem wurde die Probenbreite variiert, um den Einfluss auf die Zugfestigkeit abschätzen zu können. Die Abmessungen der Flachzugproben sind in Abbildung 2-19 angeführt.

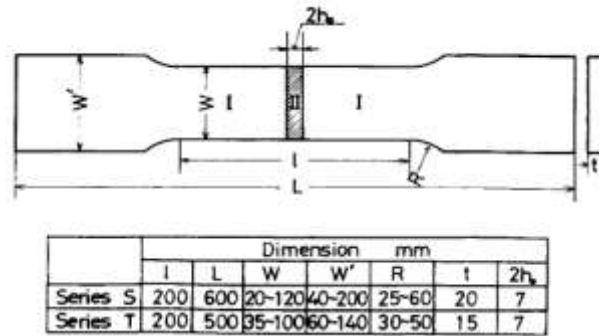


ABBILDUNG 2-19: ABMESSUNGEN DER FLACHZUGPROBEN FÜR DIE LICHTBOGENSCHWEIßUNGEN (SATO, ET AL., 1970)

Die Auswertung der Zugversuche (Abbildung 2-20) zeigte, dass zuvor schon beschriebene Verhalten. Die Werte für die Zugfestigkeit bewegen sich dabei zwischen den modifizierten Kurven, bei relativen Breiten von 0,33 bis 0,47. Die in Abbildung 2-20 b) abgebildeten Kurven stellen die theoretische Berechnung des Einflusses der Probenbreite zur Probendicke dar. Diese Berechnung stimmt sehr gut mit den praktischen Versuchswerten aus den Realschweißungen überein.

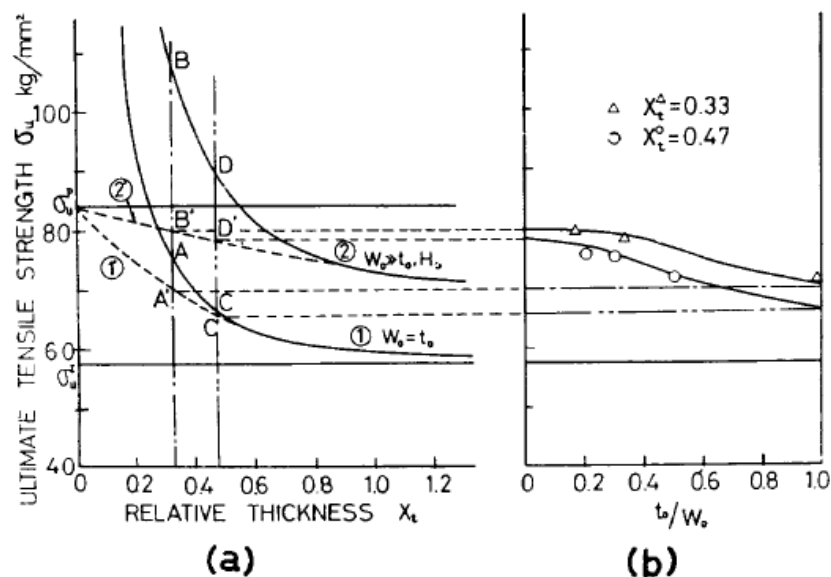


ABBILDUNG 2-20: EINFLUSS DER PROBENBREITE (A) RELATIVEN WZ- BREITE UND (B) DER PROBENBREITE AUF DIE ZUGFESTIGKEIT (SATO, ET AL., 1970)

2.2 Physikalische Schweißsimulation

Um den thermischen Einfluss durch das Schweißen auf den Grundwerkstoff abschätzen zu können, werden Schweißsimulatoren verwendet. Damit ist es möglich unterschiedliche Wärmeeinbringungen, wie sie auch bei realen Schweißungen auftreten, zu simulieren. Da bei den Simulatoren in der Regel nur thermische Zyklen, ohne Aufschmelzungen auf den Prüfling aufgebracht werden, ist es möglich den Grundwerkstoff ohne das Auftreten von Bindefehlern und ohne die Verwendung eines Zusatzwerkstoffes zu untersuchen, d.h. die WEZ bei unterschiedlichen Wärmeeinbringungen zu simulieren. Dafür wurde eine Gleeble 1500 verwendet, wobei der genaue Versuchsaufbau unter Kapitel 3.2.1 (Seite 34) erklärt ist.

Die Proben werden bei der Gleeble Simulation mit Hilfe eines Thyristors gesteuerten Transformators konduktiv erwärmt. Dafür werden diese zwischen zwei Spannbacken aus Kupfer gespannt und bilden somit den Sekundärkreis des Transformators, d.h. die Probe dient dabei als Ohm'scher Widerstand, der die elektrische Leistung in Wärme umwandelt. Der Primärkreis des Transformators wird mit Hilfe eines Thyristors angesteuert und in Abhängigkeit des Leistungsbedarfes ein bestimmtes Transformationsverhältnis eingestellt. Der Regelkreis ändert je nach aktuellem Leistungsbedarf nach dem Prinzip der Phasenschnittsteuerung den Phasenwinkel der positiven Halbwelle. Die Temperaturmessung am Simulator erfolgt in unserem Fall anhand von angeschweißten Thermoelementen, die in den Regelkreis der Aufheizregelung eingebunden sind. Über die wassergekühlten Einspannbacken wird die Temperatur in axialer Richtung abgeführt, durch den großen Temperaturunterschied entsteht ein ausgeprägter Temperaturgradient. Ein Schemabild zur Steuerung wurde unter Kapitel 3.2.1 (Seite 34) angeführt (Kleber, 1998).

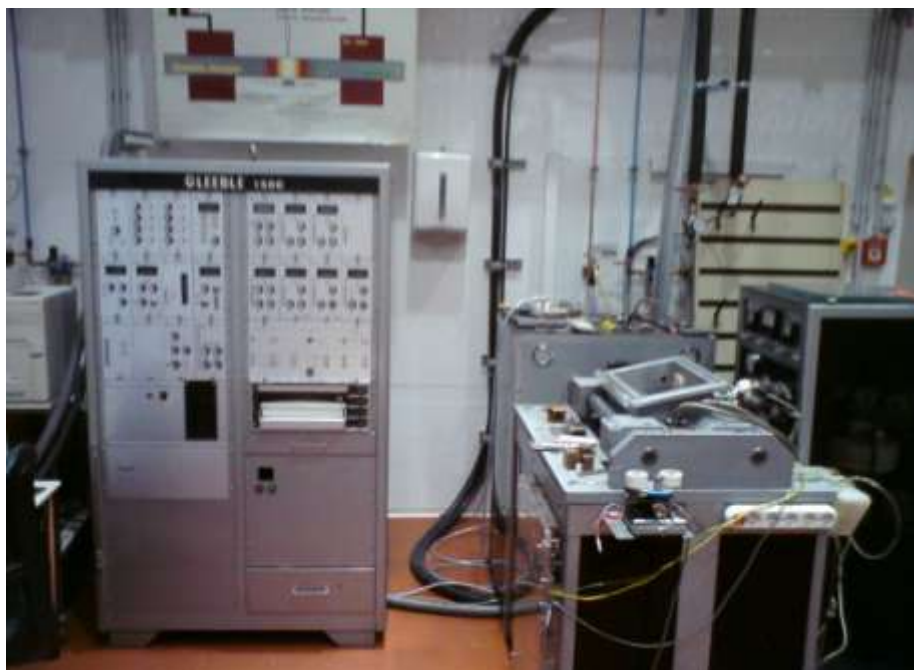
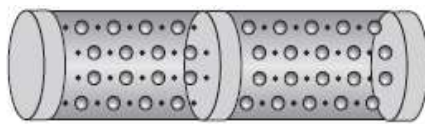


ABBILDUNG 2-21: GLEEBLE 1500 SCHWEISSIMULATOR

2.3 Temperaturmessung mit Hilfe von Thermoelementen

2.3.1 FUNKTIONSWEISE VON THERMOELEMENTEN

Das folgende Kapitel folgt den Ausführungen von Nau (2004) und Lieneweg (1976). Bei den Thermo-
elementen wird zur Temperaturbestimmung, der so genannte Seebeck- Effekt ausgenutzt. Bei die-
sem entsteht zwischen zwei Punkten eines elektrischen Leiters, die unterschiedliche Temperaturen
aufweisen, eine elektrische Spannung. Diese Spannung entsteht aufgrund von Thermodiffusions-
strömen, die zwischen dem kalten und dem warmen Ende des Leiters auftreten. Ein elektrischer Lei-
ter besteht aus Atomrümpfen und negativ geladenen Elektronen. Durch die Wärmeeinwirkung be-
ginnen die Atome stärker zu schwingen und die Bewegungsenergie der Elektronen erhöht sich, wobei
sich die Elektronen im heißen Teil des Leiters sich gleichmäßiger verteilen als im kalten. Dadurch
kommt es zu einem Ungleichgewicht, da die Elektronendichte im kalten Ende zunimmt. Das Un-
gleichgewicht baut nun eine elektrische Spannung auf, die dafür sorgt, dass Elektronen vom kalten
zum warmen Ende des Leiters fließen.



- Atome
- Freie Elektronen

ABBILDUNG 2-22: AUFBAU EINES METALLISCHEN LEITERS (NAU, 2004)

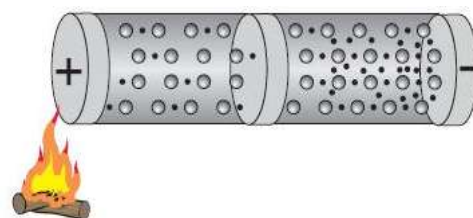


ABBILDUNG 2-23: LADUNGSVERSCHIEBUNG IM LEITER BEI WÄRMEZUFUHR (NAU, 2004)

Die Potentialdifferenz ist annähernd proportional zur Temperaturdifferenz, und abhängig vom Lei-
termaterial.

Mit nur einem Leiter tritt jedoch ein Problem auf, da die Angriffspunkte der Spannung auf demselben
Temperaturniveau abseits des Temperaturmesspunktes liegen und somit Temperaturgradienten
entstehen, die sich in ihrer Wirkung gegenseitig aufheben, d.h. wird das warme Ende eines Leiters
mit einem anderen Leiter verbunden, bildet sich das gleiche dynamische Gleichgewicht aus. Es kann
keine Spannungsdifferenz gemessen werden.

Um den Seebeck- Effekt technisch nützen zu können müssen zwei Leiter mit unterschiedlicher elekt-
ronischer Wärmekapazität bzw. Seebeck-Koeffizienten verwendet werden.

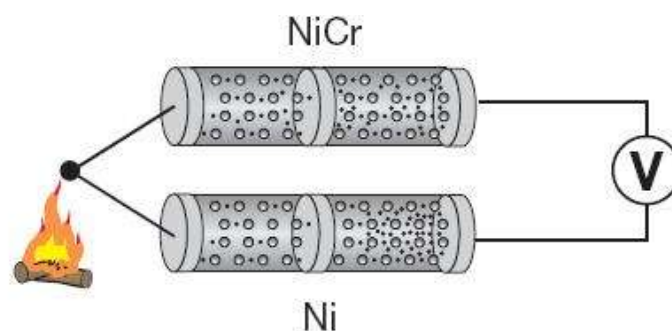


ABBILDUNG 2-24: DER THERMOELEKTRISCHE EFFEKT (NAU, 2004)

Bringt man diese Leiter in Kontakt, spricht man von einem Thermoelement. Es wird ein Diffusionsstrom vom Leiter mit höher energetischen Elektronen zum Leiter mit niederenergetischen Elektronen entstehen, bis sich wiederum ein Gleichgewicht einstellt. Eine Spannung kann jedoch nur mit einem Temperaturgradienten gemessen werden.

Ein weiteres Problem entsteht beim Anschluss des Thermoelementes an ein Messgerät, da dadurch wiederum ein weiteres Thermoelement entsteht aufgrund von unterschiedlichen Materialien. Bei den beiden Anschlussstellen bildet sich ebenfalls eine Thermospannung zwischen den Verbindungsstellen A-C und B-C aus, Abbildung 2-24 und Abbildung 2-25.

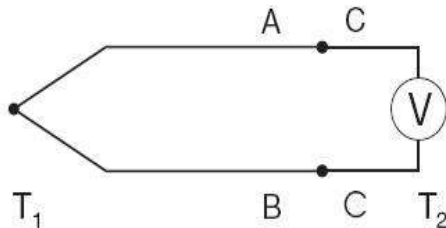


ABBILDUNG 2-25: THERMOELEMENT, ANGESCHLOSSEN ÜBER EINEN ZUSÄTZLICHEN WERKSTOFF (NAU, 2004)

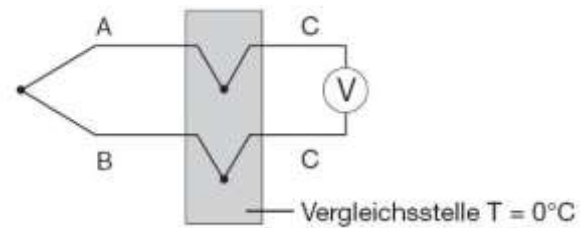


ABBILDUNG 2-26: THERMOELEMENT MIT VERGLEICHSTELLE (NAU, 2004)

Jedoch kann diese Thermospannung mittels einer Referenzstelle auf bekannter Temperatur einfach kompensiert werden. Die durch den thermoelektrischen Effekt verursachte Spannung ist sehr gering und beträgt wenige Mikrovolt pro Kelvin. Thermoelemente werden daher im Allgemeinen nicht zur Messung im Bereich von -30 bis $+50^\circ\text{C}$ verwendet, da hier der Unterschied zur Vergleichstellentemperatur zu gering ist. Um ein störungssicheres Messsignal zu erhalten werden die Vergleichsstellen auf deutlich höhere oder tiefere Temperaturen gebracht. Es lässt sich übrigens keine „absolute“ Thermospannung angeben, sondern immer nur die Differenz der den zwei Temperaturen zugeordneten Thermospannungen.

2.4 Laserschweißen

Die folgenden Ausführungen stammen aus den Büchern „Praxiswissen Schweißtechnik“ von Fahrenwaldt (2009) und Laser in der Fertigung von Hügel (2009).

2.4.1 GRUNDLAGEN

Das Wort LASER, ein Akronym für Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation, beschreibt streng genommen einen physikalischen Vorgang, nämlich die Lichtverstärkung durch stimulierte Ausstrahlung von Strahlung. Der Laser kann als Strahlungsquelle betrachtet werden, die einen gebündelten Strahl aussendet. Dieser Strahl besitzt eine gewisse Wellenlänge, die monochromatisch und kohärent ist. In Abbildung 2-1 sind die Hauptkomponenten eines Lasers dargestellt.

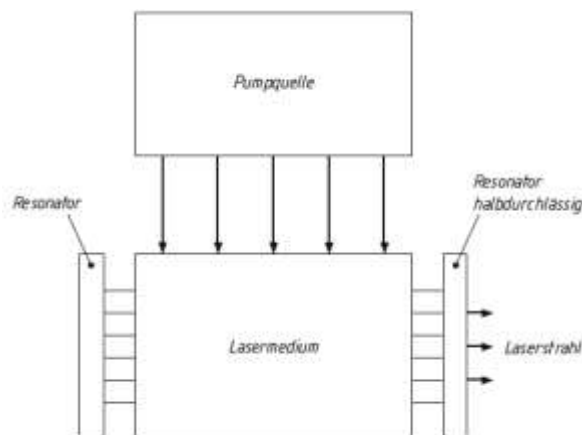


ABBILDUNG 2-27: SCHEMATISCHER AUFBAU EINES LASERS (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Wird einem Atom Energie von außen zugeführt, so werden die in der Schale befindlichen Elektronen auf ein höheres Energieniveau angehoben. Man spricht nun von einem angeregten Atom. Dieser Anregungszustand ist jedoch nicht stabil und so fallen die Elektronen nach einer gewissen Verweilzeit wieder in das Grundniveau zurück, dabei wird die zuvor aufgenommene Energie in Form von sichtbarer oder unsichtbarer Strahlung wieder abgegeben. Es liegt eine spontane Emission von Licht vor, das inkohärent und nicht monochromatisch ist. Die Emission von Strahlung beim Laser wird dadurch erzielt, dass Energie, meist in Form von Licht, in ein laseraktives Material eingekoppelt wird. Dadurch werden dessen Atome oder Moleküle angeregt, von einem Niveau geringer Energie (unteres Laserniveau) in ein höheres Energieniveau (oberes Laserniveau) überzugehen. Dieser Vorgang der Energieeinbringung wird als „Pumpen“ bezeichnet. Das laseraktive Material gibt in diesem Fall die eingekoppelte Energie in Form einer Strahlung von bestimmter Frequenz und Ausbreitungsrichtung wieder ab, d.h. monochromatisch und kohärent. Dabei fallen die Atome bzw. Moleküle in das untere Laserniveau bzw. in den Grundzustand zurück. Der Resonator besteht aus zwei parallel angeordneten Planspiegeln, wovon ein Planspiegel halbdurchlässig ist. Bei jedem Durchlauf wird das Licht in den Spiegeln reflektiert und dadurch durch weitere Stimulationen verstärkt. Die Spiegel sorgen auch dafür, dass sich im Resonator nur Lichtwellen parallel zur Achse befinden, schräg laufende Strahlen werden ausgelöscht. Nach einer Reihe von Durchläufen tritt nur noch stimulierte Emission entlang der Resonatorachse auf, somit kann das Laserlicht über den halbdurchlässigen Spiegel ausgekoppelt werden.

2.4.2 ND:YAG- LASER

Auf diesen Lasertyp wird genauer eingegangen, da er bei den durchgeführten Schweißversuchen am IFLT der TU Wien verwendet wurde (Kapitel 4.2, S. 68)

Der Laser dieses Typs besteht aus den Komponenten Laserstab, Anregungslampen und Spiegel, wie in Abbildung 2-28 dargestellt.

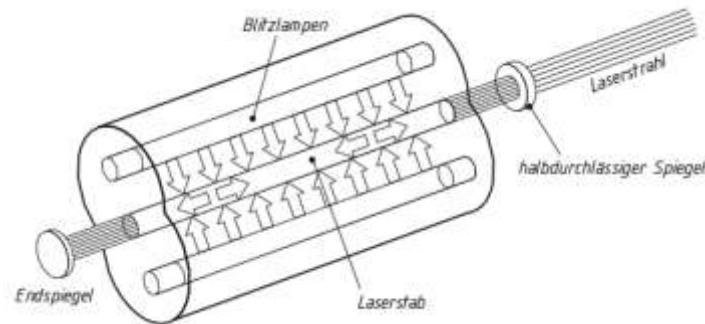


ABBILDUNG 2-28: PRINZIPELLER AUFBAU DES FESTKÖRPER- LASERS (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Als Lasermedium wird hier das Mineral Yttrium-Aluminium-Granat (YAG), in das Neodyn- Gitter Nd^{3+} als schwache Dotierung eingebaut sind, verwendet. Der Laserstab besteht aus einem Einkristall, der entweder rund oder rechteckig ist. Diese Festkörperlaser werden entweder mit Krypton- Bogenlampen oder mit Diodenlaser gepumpt, wobei sich Diodenlaser durch eine längere Lebensdauer auszeichnen.

2.4.3 EIGENSCHAFTEN DER LASERSTRAHLUNG

Kenngößen des Laserstrahles sind Wellenlänge, Mode- Struktur und Betriebsart. Die Wellenlänge ist vom verwendeten Lasermedium abhängig, sie beeinflusst die Fokussierbarkeit und die Absorption des Strahles. In Abbildung 2-29 sind die Absorptionsgrade der unterschiedlichen Metalle in Abhängigkeit der Laserwellenlänge angeführt, wobei der Nd:YAG- Laser eine wesentlich höhere Absorption in Stahl und Aluminium aufweist als der CO_2 - Laser.

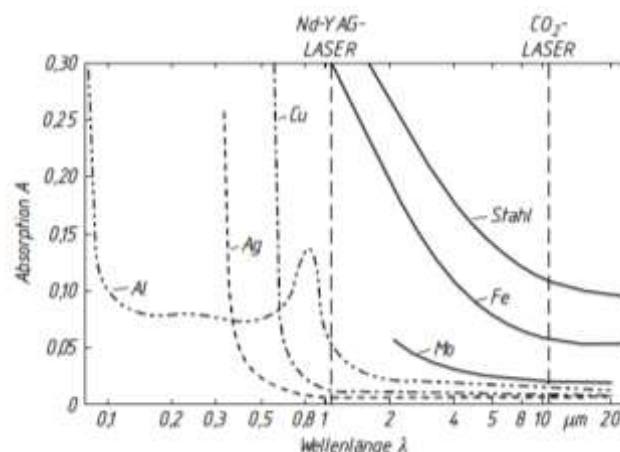


ABBILDUNG 2-29: ABSORPTIONSGRAD DER METALLE (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Als Mode- Struktur wird die Verteilung der Intensität über den Querschnitt bei Laserstrahlung verstanden (Abbildung 2-30). Angestrebt wird in der Regel eine glockenförmige Verteilung der Intensität nach der Gaußschen Normalverteilung.

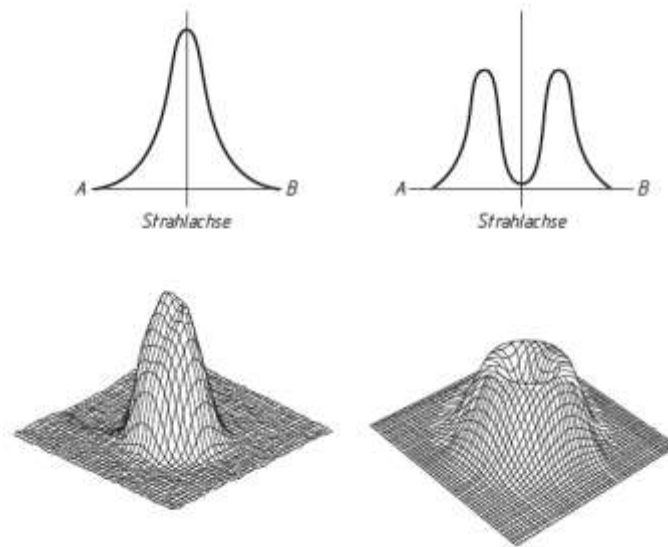


ABBILDUNG 2-30: INTENSITÄTSVERTEILUNG (MODEN) IM QUERSCHNITT EINES LASERSTRAHLES (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Eine weitere Kenngröße ist die Betriebsart des Lasers, wobei unterschieden wird nach cw- Betrieb (continuous wave), auch Dauerstrichbetrieb genannt, und gepulstem Betrieb (pulsed wave). Im cw-Betrieb wird der Laserstrahl unter konstanter Energiezufuhr kontinuierlich erzeugt. Im Pulsbetrieb erfolgt die Anregung hingegen nicht kontinuierlich sondern gepulst, so lassen sich, zeitlich stark begrenzte hohe Anregungen erzielen.

2.4.4 LEISTUNGSBILANZ, WIRKUNGSGRAD

Trifft ein Laserstrahl mit der Leistung P auf ein Werkstück, wird ein Teil der Leistung reflektiert (P_R), der Betrag $(P - P_R)$ tritt jedoch in den Werkstoff ein und wird dabei in den allermeisten Fällen vollständig absorbiert (P_A). Unter bestimmten Gegebenheiten kann ein Teil der Leistung auch transmittiert werden (P_T). Somit ergibt sich die folgende Leistungsbilanz:

$$P = P_R + P_A + P_T \quad (2-22)$$

Durch Umstellung der Gleichung (2-22) ergibt sich:

$$1 = \frac{P_R}{P} + \frac{P_A}{P} + \frac{P_T}{P} \quad (2-23)$$

Durch Einführung neuer Variablen vereinfacht sich die Gleichung:

$$1 = R + A + T \quad (2-24)$$

Mit Reflexionsgrad (R), Absorptionsgrad (A) und Transmissionsgrad (T) wird demnach das Verhältnis der einzelnen Leistungen zur Gesamtleistung bezeichnet. Die Grade hängen von der Wellenlänge, der Laserstrahlung, ihrer Polarisation, dem Einfallswinkel, den Stoffwerten des Materials und seiner Temperatur, sowie der Beschaffenheit der Oberfläche ab. Für den Prozess selbst ist der absorbierte Leistungsanteil P_A , der sich in Wärme für den Füge- bzw. Trennprozess umwandelt, von Bedeutung. Diese Wärmeeinbringung mit Hilfe des Einkoppelgrades (η_A) beschrieben.

$$\eta_A = \frac{P_A}{P} \quad (2-25)$$

Diese Definition hat jedoch nur beim einmaligen Auftreffen des Laserstrahles auf das Werkstück seine Gültigkeit. An der Leistungsbilanz der Wechselwirkung sind neben der oben diskutierten grundsätzlichen Aufteilung der Strahlungsenergie weitere Mechanismen beteiligt. Vor allem gilt zu beachten, dass nicht die gesamte freigesetzte Wärmeleistung P_A als Prozessleistung P_P zur Verfügung steht. Es muss eine sogenannte Verlustleistung P_V ebenfalls berücksichtigt werden. Diese Verlustleistung resultiert aus der über die Grenzfläche des „bearbeiteten“ Volumens in das Werkstück fließenden Wärmemenge je Zeiteinheit. Des Weiteren treten auch noch Verluste über die Wärmestrahlung P_r und Wärmekonvektion P_k auf. Die Wärmekonvektion wird durch ein über die Oberfläche strömendes Schutzgas verursacht. Wird auch noch Sauerstoff in die Wechselwirkungszone eingeblasen, so kommt es bei ausreichend hoher Prozesswärme zu einem Oxidationsprozess (Verbrennung), der wiederum chemische Leistung P_{ch} bereitstellt.

Unter Berücksichtigung dieser Beiträge lautet die ausführliche Leistungsbilanz:

$$P_A + P_{ch} = P_P + P_k + P_r + P_V \quad (2-26)$$

In Abbildung 2-31 werden sämtliche Beiträge nochmals grafisch dargestellt.

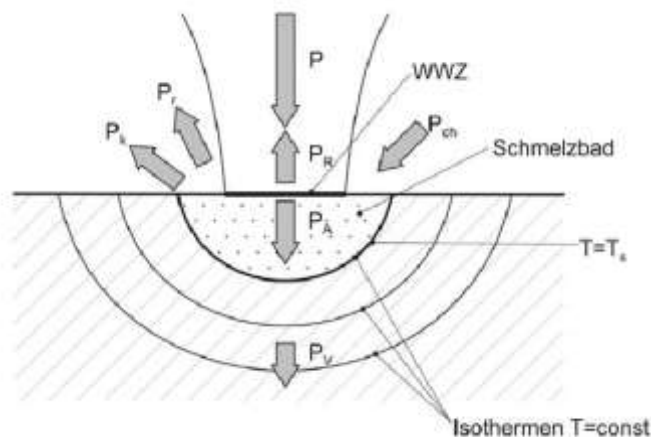


ABBILDUNG 2-31: AN DER LEISTUNGSBILANZ BETEILIGTE MECHANISMEN (HÜGEL, ET AL., 2009)

Die Verluste aus der Konvektion und Wärmestrahlung sind jedoch sehr gering und somit können sie vernachlässigt werden. Außerdem kann der Term mit der Energieeinbringung in Form von der Oxidation beim Fügen ebenfalls weggelassen werden womit sich eine vereinfachte Gleichung ergibt, die lautet:

$$P_P = P_A - P_V \quad (2-27)$$

Hieraus ist offenkundig, dass eine umso höhere Prozesseffizienz zu erzielen ist, je kleiner P_V ist. Das Verhältnis aus der für den Prozess genutzten zur insgesamt freigesetzten Wärme wird deshalb als thermischer Wirkungsgrad η_{th} des Prozesses bezeichnet:

$$\eta_{th} = \frac{P_P}{P_A} = 1 - \frac{P_V}{P_A} \quad (2-28)$$

Als direktes Maß für die Prozesseffizienz dient der Prozesswirkungsgrad η_P , der als Verhältnis von genutzter Prozessleistung zu eingestrahelter Laserleistung definiert ist:

$$\eta_P = \frac{P_P}{P} \quad (2-29)$$

Aus (2-28) und (2-29) ergibt sich der Prozesswirkungsgrad zu:

$$\eta_P = \eta_{th} \cdot \eta_A \quad (2-30)$$

Dieser Zusammenhang zeigt, dass mit geeigneter Wahl der Lasereigenschaften bzw. optimierter Prozessgestaltung die Wirtschaftlichkeit positiv beeinflusst werden kann. Besonders der Absorptionsgrad als herausragender Parameter hat einen besonders großen Einfluss auf den Prozesswirkungsgrad. In Abbildung 2-29 wird die Abhängigkeit des Absorptionsgrades von der Laserwellenlänge dargestellt, dabei zeigt sich dass der Nd:YAG-Laser einem Absorptionsgrad von 0,33 im Stahl hat, im Gegensatz zum CO₂- Laser mit einem Absorptiongrad von 0,14. Der Prozesswirkungsgrad des Nd:YAG-Lasers im Stahl beträgt bei den von uns durchgeführten Versuchen ca. 30%.

2.4.5 FÜGEN MIT DEM LASER

Laserschweißen bietet eine Reihe Vorteilen gegenüber anderen Schweißverfahren:

- Hohe Energiedichte
- Werkstücke werden berührungslos mit hoher Geschwindigkeit geschweißt
- Schlanke Nahtgeometrie bei großem Tiefe/Breitenverhältnis
- Geringer Verzug
- Geringe Streckenenergie, sehr schmale Wärmeeinflusszone, geringe thermische Belastung des Werkstücks
- Schweißungen auch an schwer zugänglichen Stellen des Werkstücks ausführbar
- Geringe Spritzerbildung, gute Nahtoberfläche
- Hoher Automatisierungsgrad

Für das Schweißen kommen hauptsächlich der CO₂-Laser, der Nd:YAG- und der Diodenlaser zum Einsatz. Der Leistungsbereich bei CO₂- Lasern im cw- Betrieb liegt bei 700W bis 12 kW, die Nd:YAG- Laser erreichen im gepulsten Betrieb Leistungen bis zu 25kW.

Zu unterscheiden sind beim Laserschweißen zwei Verfahren: das Wärmeleitungsschweißen und das Tiefschweißen (Abbildung 2-32).

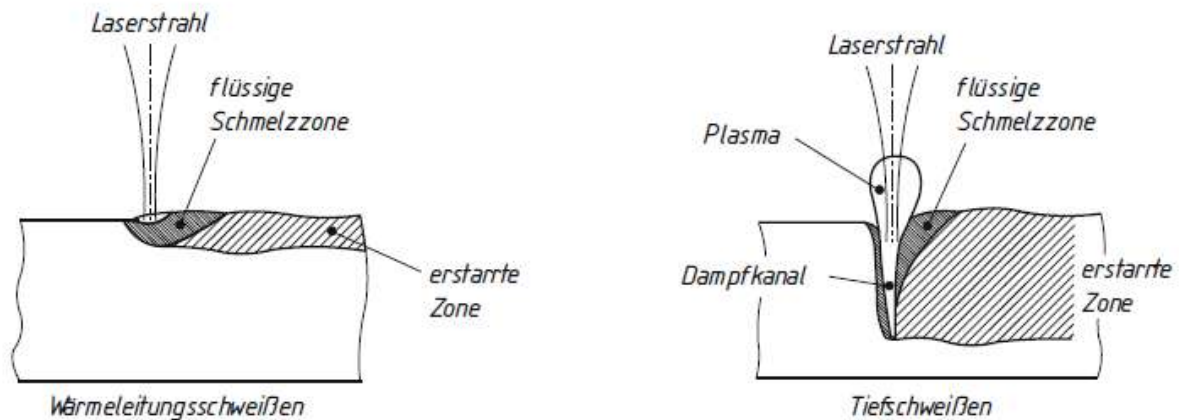


ABBILDUNG 2-32: SCHWEIßPROZESSE, LINKS WÄRMELEITUNGSSCHWEIßEN, RECHTS TIEFSCHWEIßEN (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Beim Wärmeleitschweißen wird der Werkstoff nur bis zu einer Tiefe von 0,5mm aufgeschmolzen. Die Strahlleistung reicht bei diesem Verfahren zwar zum Aufschmelzen, nicht aber zum Verdampfen des Werkstoffs aus. Bevorzugt werden bei diesem Verfahren gepulste Nd:YAG-Laser verwendet.

Im Gegensatz dazu liegt die Energiedichte des Laserstrahles beim Tiefschweißen über einen kritischen Schwellwert von 10^6 W/cm^2 . Der Werkstoff wird beim Auftreffen des Laserstrahles so hoch erhitzt, dass er verdampft. Dadurch entsteht ein in das Werkstück hineinreichender tiefer Dampfkanal, der zu dem sogenannten Tiefschweißeffekt führt. Der Metalldampf wird infolge der Absorption eines Teils der Strahlenergie ionisiert, wodurch ein Plasma erzeugt wird. Von Vorteil ist dabei im Falle des CO_2 -Lasers, dass das Absorptionsvermögen des Plasmas für die Wellenlänge dieses Lasers höher ist als das der Schmelze. So kann die Energie des Laserstrahls mit Unterstützung des Plasmas besser in das Werkstück eingebracht werden. Verwendet werden zum Tiefschweißen CO_2 - und Nd:YAG-Laser im Dauerbetrieb. Die erzeugten Nähte sind schmal und tief, sie können dabei Tiefen erreichen die der 10fachen der Nahtbreite entsprechen.

An die zu verschweißenden Werkstoffe sollten folgende Anforderungen gestellt werden:

- Das Reflexionsvermögen sollte gering sein, damit sehr viel Energie durch Absorption aufgenommen werden kann (bei Nd:YAG- Lasern für Stahl 0,33 und für Aluminium 0,06).
- Bei Stahl sollte der C- Gehalt nicht allzu hoch sein, da es ansonsten zu einer Aufhärtung und Versprödung des Werkstoffes kommen kann.
- Eine gleichbleibende Qualität der Schweißung kann durch eine gleichbleibende Qualität des Werkstoffes gewährleistet werden.
- Die Oberfläche sollte von Fett und Öl befreit werden um eine porenfreie Naht zu bekommen.

2.5 Elektronenstrahlschweißen

Die Ausführungen in den folgenden Kapiteln wurden aus dem Buch Praxiswissen Schweißtechnik von Fahrenwaldt (2009) und dem Buch Elektronenstrahl-Schweißen von v. Dobeneck (2007) entnommen.

2.5.1 GRUNDLAGEN

Beim Elektronenstrahlschweißen (electron beam welding EBW) wird die Energie von hochbeschleunigten Elektronen zur Wärmeeinbringung in den Werkstoff genutzt. Die als Träger der Energie dienenden freien Elektronen werden unter Vakuum aus einer Glühkathode freigesetzt. Die Kathode aus einem hochoberhitzten Wolframdraht liegt auf einem hohen negativen Potential, so dass die emittierten Elektronen in einem elektrischen Feld in Richtung zur Anode beschleunigt werden. Aufgrund der sehr hohen Beschleunigungsspannung werden Leistungen bis 120kW erreicht. Um die Glühkathode ist ein sogenannter Wehnelt-Zylinder angebracht, der mit Hilfe seiner speziellen Form und der ebenfalls negativen Polung für die Fokussierung des Elektronenstrahles sorgt. Durch ein System elektromagnetischer Linsen wird der Strahl auf seinem Weg zum Werkstück gebündelt. Zusammen mit einem Ablenkensystem, das eine statische oder dynamische Ablenkung des Strahls erlaubt, sind Kathode und elektromagnetisches System in einer so genannten Kanone untergebracht, die auf der eigentlichen Arbeitskammer angeordnet ist. Die Elektronenstrahlkanone und die Arbeitskammer müssen vor dem Schweißen evakuiert werden, da die Elektronen in der Atmosphäre von den wesentlich schwereren Molekülen der Luft abgelenkt werden würden (Abbildung 2-33).

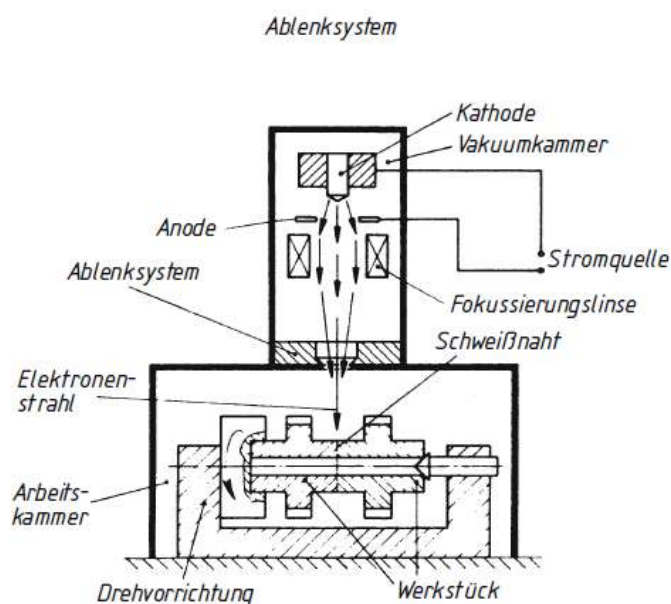


ABBILDUNG 2-33: VERFAHRENSPRINZIP DES ELEKTRONSTRALHSCHWEIßENS (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

2.5.2 SCHWEIßVORGANG

Die hochenergetischen Elektronen haben eine Leistungsdichte von ca. 10^7 W/cm^2 . Treffen sie nun auf die Oberfläche des Werkstückes wird die Bewegungsenergie in Wärme und einen kleiner Teil in Strahlung umgewandelt. Die Wärme bringt den Werkstoff dadurch zum Aufschmelzen und Verdamp-

fen. Durch den hohen Dampfdruck entsteht im Zentrum der Schmelze ein Gaskanal, um den eine Rotation der Schmelze stattfindet. Dieser Gaskanal, auch als Dampfkaverne bezeichnet, ermöglicht den Tiefschweißeffekt, wie beim Laser-Schweißen bereits in Kapitel 2.4.5 (Seite 29) erwähnt. Durch diesen Effekt lassen sich Stahlplatten bis zu 200mm Dicke verschweißen, obwohl die Eindringtiefe der Elektronen wesentlich geringer ist (Abbildung 2-34).

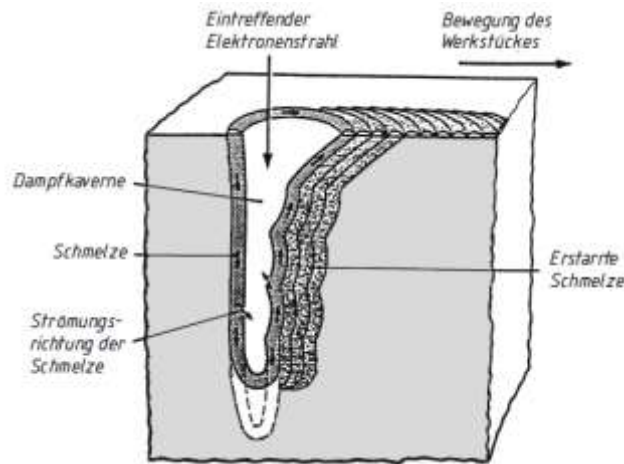


ABBILDUNG 2-34: AUFSCHELVORGANG BEIM ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßEN (FAHRENWALDT, ET AL., 2009)

Die Kaverne bewegt sich entlang der Schweißfuge, wobei die Schmelze hinter der Kaverne wieder zusammenfließt und dort erstarrt. Es entsteht eine Schweißnaht, gekennzeichnet durch einen schmalen Querschnitt, geringes Schmelzvolumen und leicht keilförmig verlaufende Flanken. Das Elektronenstrahlschweißen arbeitet in der Regel ohne Schweißzusatz, als Fugenform wird zumeist der Stumpfstoß verwendet. Die Form der Naht ist abhängig, ob sie durchgeschweißt wurde. Bei Durchschweißungen ohne Schweißbadsicherung bildet sich ein Wurzeltropfen und der Strahl bzw. das Schweißgut treten auf der Wurzelseite aus. Außerdem fällt die Naht auf der Oberseite ein, bei Schweißungen mit Badunterstützung tritt dagegen eine Nahtüberwölbung, auch Nagelkopf genannt, auf. Im Wurzelbereich kommt es durch die Badunterstützung zum sogenannten „Wurzel-Spiking“, dabei handelt es sich um Schmelze, die in den Wurzelspalt eindringt und dort eiszapfenartig vorzeitig erstarrt. Die Folge ist Porenbildung und Werkstofftrennung, was zu einer Verminderung der Dauerschwingfestigkeit führt. Ebenfalls müssen die Bleche vor der Schweißung entmagnetisiert werden, da es ansonsten zu einer Ablenkung des Elektronenstrahles kommen kann.

Mit dem Elektronenstrahl lassen sich fast alle Metalle verschweißen. Besondere Vorteile bietet das Verfahren, wenn hochschmelzende bzw. gasempfindliche Metalle und Legierungen zu verschweißen sind. Bei zu hohem Kohlenstoffgehalt der Stähle kann es aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit zu einer Aufhärtung der Schweißnaht und der WEZ kommen.

Vorteilhaft bei dem Elektronenstrahlschweißen sind die hohe Schweißleistung und die geringe Wärmebeeinflussung des Grundwerkstoffs. Die sowohl zeitlich wie örtlich eng begrenzte thermische Beeinflussung hat nur geringen Verzug und unbedeutendes Schrumpfen zur Folge. Auch gestattet das Verfahren, sonst nur schwierig zu verbindende Werkstoffe miteinander zu verbinden.

Im Vergleich zum Laserschweißen ergeben sich folgende Vor- und Nachteile:

- Höhere Energiedichte des Strahles
- Besserer Wirkungsgrad (bei gleicher Leistung ist die Schweißtiefe des Elektronenstrahles doppelt so hoch wie die des Lasers)
- Niedrigere Betriebskosten durch höheren Wirkungsgrad
- Vakuum ist billiger als das beim Laserschweißen verwendete Schutzgas
- Abgeschlossene Vakuumkammer erschwert die Anbringung von Messaufnehmer
- Zeitaufwand zur Evakuierung der Vakuumkammer

3 PRAKTISCHE VERSUCHSDURCHFÜHRUNG

3.1 Grundwerkstoff

Die Versuchsreihe wurde an einen thermomechanisch gewalzten mikrolegierten Stahl mit einem bainitischen- ferritischen Gefügebau durchgeführt, Blechdicke 6mm. Der verwendete Werkstoff entspricht der in der EN 1993-1-12 (Bemessung und Konstruktion von Stahlbauten) angeführten Eigenschaften des S 700MC.

In Tabelle 3-1 ist die chemische Analyse des verwendeten Versuchswerkstoffes angeführt.

TABELLE 3-1: CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG DES GRUNDWERKSTOFFES

in Gewicht- %	C max.	Mn max.	Si max.	Nb max.	Ti max.	V max.	Ni+Mo+B max.	N
Grundwerkstoff	0.12	2.00	0.30	0.07	0.15	0.07	0.30	≈0.005

Der verwendete Werkstoff eignet sich infolge seines geringen Kohlenstoffgehaltes und dem geringen Kohlenstoffäquivalentes besonders für Schweißkonstruktionen. Es handelt sich dabei um einen niedriglegierten thermomechanisch gewalzten Stahl mit den Mikrolegierungselementen Ti, Nb und V. Die Eigenschaften und die Herstellung des TM- Stahles wurden im Kapitel 2.1.3 (Seite 6) angeführt.

In Tabelle 3-2 wurden die in der Norm 1993-1-12 vorgeschriebenen Minimalwerte der mechanischen Eigenschaften angeführt. Diese Werte sind für eine Blechdicke von 1,5 bis 8 mm vorgeschrieben.

TABELLE 3-2: MECHANISCHE EIGENSCHAFTEN DES GRUNDWERKSTOFFES

	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Bruchdehnung A_5 [%]
S700MC	700	750	10

3.2 Gleeble- Schweißsimulation

3.2.1 AUFBAU DES GLEEBLE 1500 SCHWEIßSIMULATORS

Die Gleeble 1500 ist eine Simulationseinheit mit der Umformvorgänge und thermische Zyklen auf eine eingespannte Probe aufgebracht werden können. Die Aufbringung der Temperatur und Umformkräfte kann unabhängig oder kombiniert erfolgen. Das System entsteht aus folgenden Einheiten und Komponenten (Kleber, 1998):

- Regelungseinheit
- Versuchseinheit
- Hydraulikaggregat
- Vakuumsystem

Die Modulbauweise der Gleeble 1500 ist in Abbildung 3-1 dargestellt.

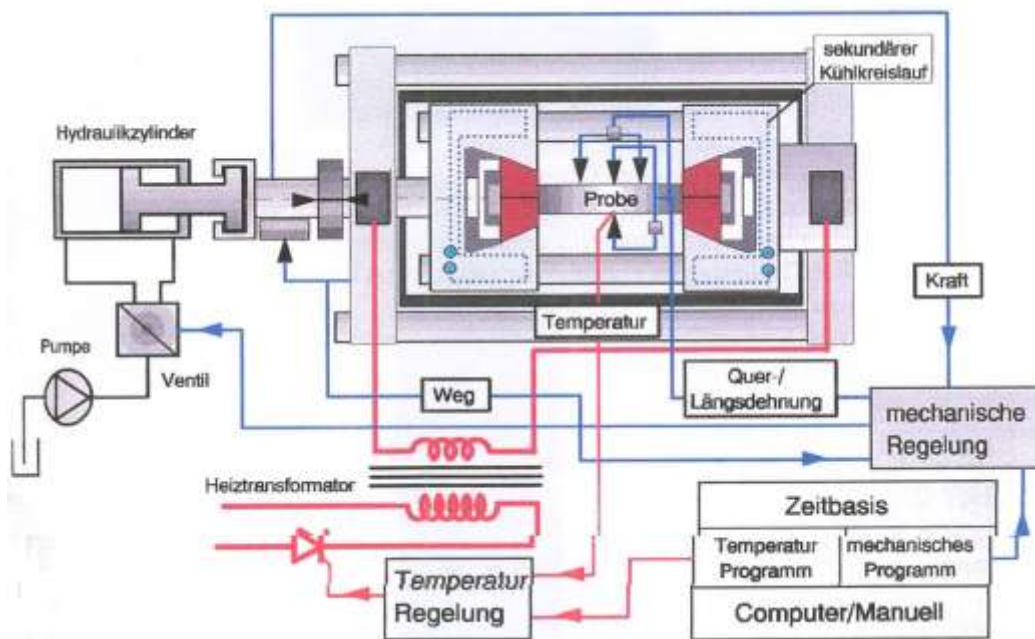


ABBILDUNG 3-1: SCHEMATISCHE DARSTELLUNG DES GLEEBLE 1500 SIMULATIONSSYSTEMS (KLEBER, 1998)

Die Regelungseinheit setzt sich aus folgenden Komponenten zusammen:

- Computersystem
- Steuerhauptmodul
- Analog/digital Schnittstelle
- Recorder Interface
- TTL- Steuersystem
- Module des thermischen und mechanischen Regelsystems
- 4-Kanal Linienschreiber
- Datenerfassung

Die Komponenten der Versuchseinheit:

- Thyristorgesteuerter Heiztransformator
- Hydraulische Bewegungselemente (Servoventil, Arbeitszylinder,...)
- Messsignal- Linearisierer und Signalverstärker
- Thermoelement- Schweißeinheit
- Probenaufnahmevorrichtung in der Vakuumkammer

Das Hydraulikaggregat besteht aus einer abgeschlossenen Einheit aus Ölpumpe und Öltank, die Steuerung erfolgt manuell oder computergestützt.

Das Vakuumsystem dient dazu um die Versuchskammer zu evakuieren, dafür stehen eine mechanische Vakuumpumpe und ein Diffusionspumpe (zur Erzeugung eines Hochvakuums) zur Verfügung (Kleber, 1998).

Temperaturmessung bei der Gleeble- Schweißsimulation

Zur Temperaturmessung wurden wir Ni-CrNi Thermoelemente verwendet, da diese für den von uns angestrebten Temperaturbereich ausreichend bzw. geeignet sind. Es könnten auch noch PtRh10-Pt Thermoelemente eingesetzt werden, jedoch sind diese teurer und Thermospannung ist um ein Viertel geringer als bei der Ni-CrNi. Ein Vorteil der PtRh10-Pt Thermoelemente ist, dass sie bei Temperaturen über 1300°C eingesetzt werden können.

Applikation von Thermoelementen

Da beim Schweißen eine örtlich und stark zeitlich begrenzte Wärmeeinbringung erfolgt (großer Temperaturgradient), musste dieser Umstand auch bei der Wahl der Thermoelemente berücksichtigt werden. Es musste darauf geachtet werden, dass die Kontaktfläche zwischen Thermoelement und Oberfläche nicht zu groß ist, um einerseits die Wärmeabfuhr durch das Thermoelement so gering wie möglich zu halten und andererseits sollte die thermische Trägheit des Messschenkels so gering wie möglich sein, um eine genaue Messung des thermischen Zyklus zu ermöglichen. Daher haben die Thermoelemente einen Durchmesser von 0,3 mm, um die geforderten Anforderung erfüllen zu können. Die Befestigung der Messaufnehmer erfolgte mittels Kondensatorentladungsschweißen um die Wärmeeinbringung bei der Befestigung so gering als möglich zu halten. Wir verwendeten für unsere Messung NiCR-Ni- Thermoelemente, da sie sehr gängig und relativ billig in der Beschaffung waren.

Messsignalverarbeitung

Für die Messsignalerfassung stehen zwei unterschiedliche Verfahren zur Verfügung. Im ersten Verfahren wird das Signal, das in Form einer Spannung in mV-Bereich vorliegt, über einen Linearisierer geschickt, der das Signal von einer Spannung in eine Temperatur umwandelt. Die Abtastrate ist dabei auf 300 ms begrenzt, somit kann es im Bereich der schnellen Aufheizung beim Schweißen zu einer zu groben Auflösung kommen. Bei der zweiten Methode wird das Signal (Spannung in mV) direkt auf dem PC aufgezeichnet, dadurch kann eine Abtastfrequenz von 10 kHz realisiert werden. Durch die Aufzeichnung der Spannungen gestaltet sich jedoch die anschließende Ausarbeitung der Ergebnisse etwas umständlicher, als bei der Linearisierer-Methode.

3.2.2 GLEEBLE VERSUCHE AN PROBEN MIT VOLLQUERSCHNITT

Ziel

Das Ziel der Gleeble-Versuche ist es, unterschiedlich breite Weiche Zonen auf der Probe zu erzeugen. Dies sollte mit Hilfe der Variation der Einspannlänge realisiert werden (Abbildung 3-2). Des Weiteren wurde auch die Spitzentemperatur und Aufheizzeit variiert, um deren Einfluss auf die Weiche Zone zu untersuchen. Zuletzt wurde noch die Reproduzierbarkeit der einzelnen Versuche überprüft, um vergleichbare Proben herstellen zu können.

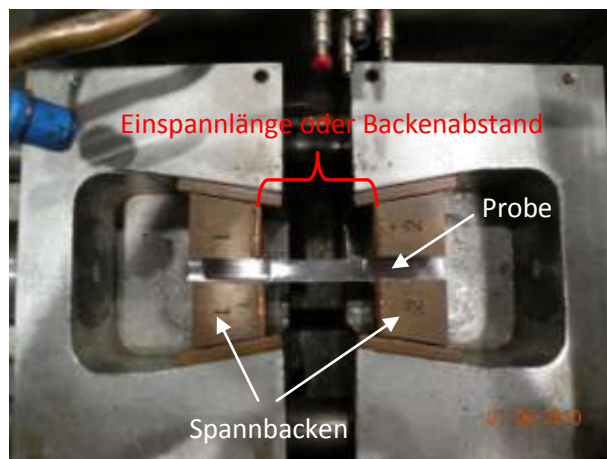


ABBILDUNG 3-2: EINSpannung DER VERSUCHSPROBE

Probengeometrie

Als Probengeometrie wurde eine einfache quaderförmige Form mit den Abmaßen 6x10x120mm gewählt, da als Ausgangsmaterial ein 6 mm Blech zur Verfügung stand. Die Proben wurden mit Hilfe des Laserschneidverfahrens auf die gewünschten Abmaße zugeschnitten. Ein weiterer Grund für die gewählten Abmaße war die eingeschränkte Einspannlänge und -geometrie der Probenaufnahme an der Gleeble 1500.

3.2.2.1 Variation der Einspannlänge

Für die 1. Versuchsreihe wurde die obengenannte Probe 6x10x120mm benutzt. Da hierbei noch keine Daten für die Aufheizkurve von den noch durchzuführenden Realschweißungen zur Verfügung standen, wurde ein einfacher kontinuierlicher Aufheizverlauf bis über A_{c3} gewählt. Die Probe wurde innerhalb von 10 Sekunden auf eine Temperatur von 850°C gebracht und 2 Sekunden auf diesem Temperaturniveau gehalten. Die Abkühlung erfolgte durch Abschaltung des Aufheizvorganges an der Luft, wobei man jedoch noch erwähnen muss, dass die Einspannbacken wassergekühlt sind. Somit konnten durch unterschiedliche Einspannlängen und Haltezeiten (2s, 10s) unterschiedlichen Abkühlkurven und die daraus folgenden $t_{8,5}$ - Zeiten realisiert werden. Die Temperaturerfassung erfolgte anhand von zuvor aufgeschweißten Ni-CrNi Thermoelementen.

TABELLE 3-3: HEIZVORGANG BEI DER 1. VERSUCHSSERIE

Heizvorgang	Temperatur	Zeit
Aufheizen	850°C	10 s
Halten	850°C	2 s

3.2.2.2 Höhere Aufheiztemperaturen

Bei dieser Versuchsserie wurde ein höheres Temperaturniveau gewählt und es wurde wiederum versucht anhand des Backenabstandes unterschiedlich große Weiche Zonen einzustellen (Tabelle 3-4). Die Abkühlung erfolgte wiederum durch Abschaltung des Aufheizvorganges bei wassergekühlten Einspannbacken.

TABELLE 3-4: HEIZVORGANG BEI DER 2. VERSUCHSSERIE

Heizvorgang	Temperatur	Zeit
Aufheizen	1300°C	15 s
Halten	1300°C	2 s

3.2.2.3 Schnellere Aufheizung

Hier wurden die Aufheizzeiten reduziert und auf drei unterschiedliche Temperaturniveaus erhitzt, wobei wie unter Kapitel 3.2.2.2 (Seite 37) auf das Halten bei der Spitztemperatur verzichtet wurde. Die Temperaturführung der unterschiedlichen Proben ist in Tabelle 3-5 dargestellt. Es wurde versucht den Bereich zwischen A_{c1} und A_{c3} abzudecken (850°C und 950°C). Der Backenabstand betrug bei dieser Versuchsreihe 7,5mm.

TABELLE 3-5: HEIZVORGÄNGE BEI DER 3. VERSUCHSSERIE

Probenbezeichnung	Heizvorgang	Temperatur	Zeit
2s_850	Aufheizen	850°C	2.0 s
2_5s_950	Aufheizen	950°C	2.5 s
2_5s_950	Aufheizen	1050°C	3.0 s

3.2.2.4 Reproduzierbarkeit

Es wurde, wie schon in der Zieldefinition erwähnt, versucht drei reproduzierbare Ergebnisse bei jedem Parameter (Tabelle 3-6) zu erzielen, dafür wurde eine Variation des Backenabstandes (Einspannlänge) und der Aufheiztemperatur vorgenommen.

TABELLE 3-6: HEIZVORGÄNGE BEI DER 4. VERSUCHSSERIE

Probenbezeichnung	Heizvorgang	Einspannlänge	Temperatur	Zeit
2.5s_950	Aufheizen	7.5 mm	950°C	2.5 s
2.5s_1000	Aufheizen	7.5 mm	1000°C	2.5 s
10mm_1000	Aufheizen	10 mm	1000°C	2.5 s
15mm_1000	Aufheizen	15 mm	1000°C	2.5 s

3.2.3 GLEEBLE VERSUCHE AN GEKERBTEN PROBEN

Für die Versuchsreihe an den gekerbten Proben wurden einseitig und doppelseitig gekerbte Proben verwendet.

3.2.3.1 Einseitig gekerbte Probenform

Ziel

In den vorherigen Versuchen zeigte sich, dass die relative WZ Breite sehr groß ist. Deshalb wurden die geometrischen Abmessungen der Proben geändert und die Probenbreite wurde verdoppelt. Um das zu erhitzende Volumen jedoch so gering wie möglich zu halten, wurden die Proben in der Mitte eingekerbt auf die 10mm Breite der vorhin verwendeten Probe. Somit wurde die Fläche an den wassergekühlten Kupferbacken vergrößert, was eine bessere Wärmeabfuhr zur Folge haben sollte, um schmalere Weiche Zonen herzustellen. Durch die Einkerbung wurde die Stromdichte lokal an den Kerben erhöht, was wiederum zu einer konzentrierteren Energieeinbringung führte.

Probengeometrie

Die Breite der Probe wurde hier also, im Vergleich zu den alten Proben, auf 20mm verbreitert. Die Probenlänge und Blechstärke wurden nicht verändert. Es wurde eine Einkerbung in der Mitte der Probe erstellt, siehe Abbildung 3-3.

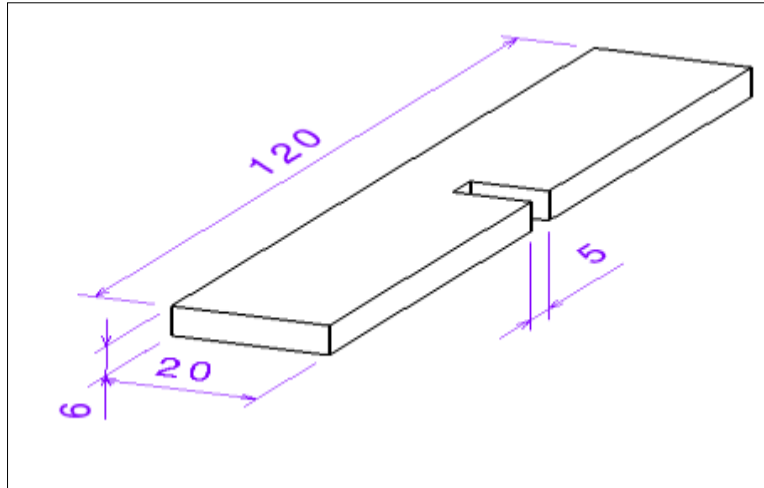


ABBILDUNG 3-3: EINFACHGEKERBTE PROBENGEOMETRIE

Ablauf

In der folgenden Versuchsreihe wurde wieder versucht die Größe der Weichen Zone zu variieren. Dazu wurde abermals die Einspannlänge verändert. Außerdem wurden die Aufheizzyklen abgeändert, um die Auswirkung auf die $t_{8,5}$ - Zeiten und die Aufweichung zu ermitteln. Die verschiedenen Aufheizzyklen der einzelnen Proben wurden in Tabelle 3-7 dargestellt.

TABELLE 3-7: HEIZVORGÄNGE BEI DEN EINFACH GEKERBTEN PROBEN

Probenbezeichnung	Heizvorgang	Temperatur	Zeit
9mm_1000	Aufheizen	1000°C	2.5 s
B08mm_V	Vorwärmen	150°C	2.0 s
	Halten	150°C	8.0s
	Aufheizen	1000°C	2.5s
B10mm_V	Vorwärmen	150°C	2.0 s
	Halten	150°C	8.0s
	Aufheizen	1000°C	2.5s
B10mm_H	Aufheizen	950°C	2.5 s
	Halten	950°C	1.5s
B15mm_V	Vorwärmen	150°C	2.0 s
	Halten	150°C	8.0s
	Aufheizen	1000°C	2.5s

3.2.3.2 Beidseitig gekerbte Probenform

Ziel

Durch die einseitige Kerbung traten sehr hohe Temperaturgradienten zwischen Kerbgrund und den oberen Rand auf. Mit Hilfe der symmetrischen Kerbung sollte die hohe Umlenkung der Stromlinien und die daraus resultierende Verdichtung der Stromlinien bei der doppeltgekerbten Probe reduziert werden. Ziel war es nun bei den einseitig und doppelt gekerbten Proben, den Temperaturgradienten über die Breite mit Hilfe einer Temperaturmessung zu bestimmen und eine symmetrische Verteilung des Temperaturfeldes zu erreichen.

Probengeometrie

Neben der einseitig eingekerbten Probengeometrie (Abbildung 3-3) kam nun auch eine beidseitig geschlitzte Probe zur Anwendung. Dabei wurden die geometrischen Abmessungen gleich gelassen, es wurde nur die Kerbtiefe auf die Hälfte reduziert und auf der gegenüberliegenden Seite eine zweite Kerbe angebracht (Abbildung 3-4).

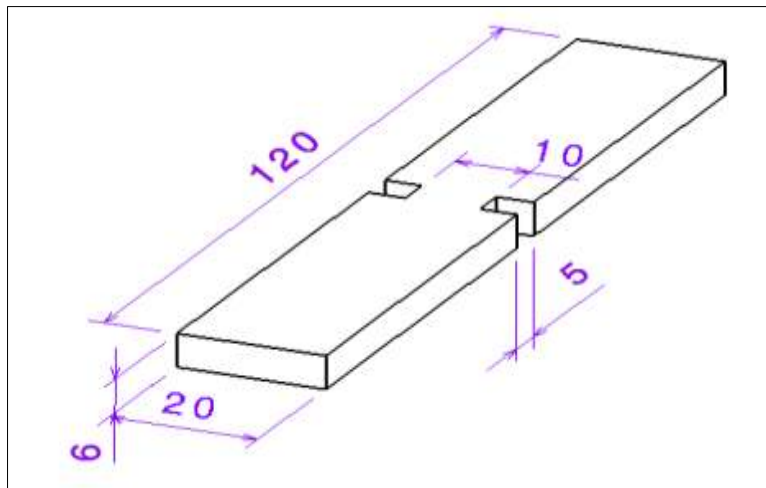


ABBILDUNG 3-4: DOPPELTGEKERBTE PROBENGEOMETRIE

Ablauf

Um die Temperaturverteilung über die Breite bestimmen zu können, wurden jeweils drei Ni-CrNi Thermoelemente über die Breite des eingekerbten Volumens angebracht. So sollte ein hoch aufgelöster Temperaturverlauf über die Breite gemessen werden (Abbildung 3-5). Die Thermoelemente wurden bei beiden Probengeometrien in der Mitte und mit einem Abstand von 2mm zur äußeren Kante angebracht.

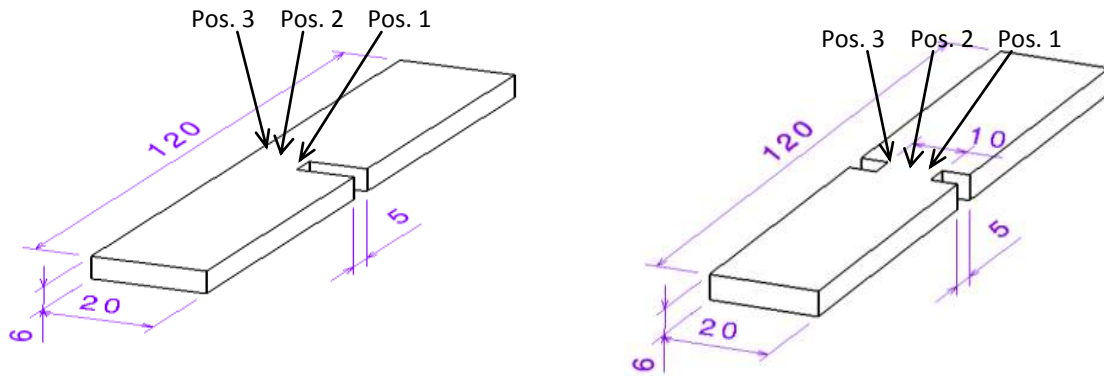


ABBILDUNG 3-5: POSITIONIERUNG DER THERMOELEMENTE BEI DER EINSEITIG UND DOPPELT GEKERBTER PROBE

Für den Heizzyklus wurde eine schnelle Aufheizung mit anschließend kurzer Haltezeit auf der Spitztemperatur gewählt (Tabelle 3-8).

TABELLE 3-8: AUFHEIZZYKLUS BEI DER TEMPERATURMESSUNG AUF DEM SCHWEIßSIMULATOR

Heizvorgang	Temperatur	Zeit
Aufheizen	950°C	2.5 s
Halten	950°C	1.5 s

3.2.3.3 Beidseitig gekerbte Probenform mit Variation der Spaltbreite

Ziel

Generelles Ziel war es den Festigkeitsabfall aufgrund der Größe der Aufweichung bestimmen zu können. Dafür sollten unterschiedliche Verhältnisse der relativen WZ Breite auf dem Schweißsimulator hergestellt werden. Aus der vorangegangenen Versuchserie zeigte sich, dass sich die weiche Zone in etwa auf die Breite des Spaltes beschränkte. So wurde bei dieser Versuchsreihe versucht durch Variation der Spaltbreite, brauchbare Verhältnisse der relativen WZ Breite zu realisieren. Durch die Temperaturmessung über die Spaltbreite im vorherigen Versuch entschieden wir uns für die doppelt gekerbten Proben, da bei dieser Probengeometrie eine homogene Temperaturverteilung über die Probenbreite erreicht werden konnte. Somit sollte die Schwankung der Breite der Weichen Zone zwischen Mitte und Kerbgrund so gering wie möglich gehalten werden.

Probengeometrie

Beidseitig gekerbte Probe mit Spaltbreiten zwischen 0,6 und 12mm mit dem Ziel auch sehr geringe Breiten der Weichen Zone einstellen zu können.

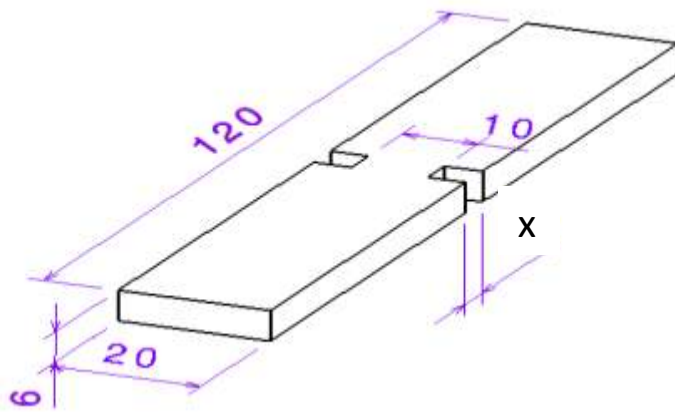


TABELLE 3-9: SPALTBREITEN BEIM HAUPTVERSUCH

Probenbezeichnung	Spaltbreite
06mm_95D	0.6 mm
1mm_950D	1 mm
2mm_950D	2 mm
5mm_950C	5 mm
7mm_950D	7 mm
10mm_95D	10 mm
12mm_95D	12 mm

ABBILDUNG 3-6: VARIATION DER SPALTBREITE BEI DER BEIDSEITIG GEKERBTEN PROBE

Ablauf

Für den Heizzyklus wurde eine schnelle Aufheizung mit kurzer Haltezeit auf der Spitzentemperatur gewählt. Diese Temperaturführung wurde aus dem vorangegangenen Versuch übernommen.

TABELLE 3-10: AUFHEIZZYKLUS DES HAUPTVERSUCHES

Heizvorgang	Temperatur	Zeit
Aufheizen	950°C	2.5 s
Halten	950°C	1.5 s

Der Backenabstand wurde bei dieser Versuchsreihe konstant auf 10 mm gehalten, außer bei den Proben mit 0,6 und 12 mm Spaltbreite, hier wurden 8 bzw. 13mm Abstand verwendet. Es wurde an jeweils vier Proben pro Spaltbreite derselbe thermische Zyklus auf der Gleeble durchgeführt. Dabei wurde an drei Proben Zugversuche und an einer Metallografie und die Härtemessung durchgeführt.

3.3 Laserschweißversuche

3.3.1 ZIEL

Aus den vorherigen Gleeble Versuchen zeigte sich, dass die Herstellung schmaler Weichen Zone auf dem Schweißsimulator mittels konduktiver Erwärmung nicht möglich ist. Deshalb wurde die Wärmebringung in Form von Laserstrahlung untersucht. Das Laserschweißen zeichnet sich durch eine hoch energetische Wärmebringung aus. Somit wurde eine schmale Weiche Zone erwartet. Die Laserschweißversuche wurden am IFLT der TU Wien durchgeführt, da an der TU Graz keine Möglichkeit zum Laserschweißen zur Verfügung stand.

3.3.2 AUFBAU

Für die Schweißversuche wurden zwei Bleche mit einer Stärke von 6mm verwendet, die Länge betrug 250mm und die Breite 125mm. Die Bleche wurden grob mit einer Schlagschere abgelängt, wobei Fügeflächen nachgefräst wurden, um ein Durchstrahlen des Laserstrahles ohne eine Absorption der Strahlenergie im Werkstück zu verhindern. Für die Versuchsdurchführung diente ein Nd:YAG- Laser mit 3 kW Laserleistung. In Tabelle 3-11 sind die verwendeten Schweißgeschwindigkeiten und daraus ermittelten Streckenenergien übersichtlich dargestellt. Fokussierung bedeutet, dass der Laserstrahl 1mm unter der Werkstückoberfläche fokussiert wird.

TABELLE 3-11: KENNGRÖßEN LASERSCHWEIßEN

Probenbezeichnung	Laserleistung	Schweißgeschwindigkeit	Fokussierung	Streckenenergie
A1	3 kW	6 mm/s	-1 mm	5.0 kJ/cm
A2	3 kW	4 mm/s	-1 mm	7.5 kJ/cm
A3	3 kW	8 mm/s	-1 mm	3.75 kJ/cm

Zusammenhang zwischen der Laserleistung (P), der Streckenenergie (E) und der Schweißgeschwindigkeit (v):

$$P = E \cdot v$$

3-1

3.4 Elektronenstrahlschweißversuche

3.4.1 ZIEL

Da die Laserschweißversuche bezüglich der Weichen Zone zu keinem brauchbaren Ergebnis geführt haben, fiel die Wahl auf ein Schweißverfahren mit größerer Energiedichte, nämlich dem Elektronenstrahlschweißverfahren. Welches sich durch eine besonders schmale Ausbildung der WEZ auszeichnet, dadurch sollte es zu einer nur schmalen WZ kommen, womit die Analyse des Verhaltens von geringen relativen WZ- Breiten ermöglicht werden soll. Ein weiterer Vorteil des Elektronenstrahlschweißens stellte die gerade Ausbildung der WEZ normal zu Blechdicke aufgrund der sehr hohen Energiedichte dar. Damit sollten objektive Vergleiche mit den durchgeführten Gleeble- Versuchen möglich sein. Ein weiteres Ziel war der Vergleich der metallographischen und mechanischen Eigenschaften zwischen den Verbindungs- und Blindnähten mit gleicher Streckenenergie, um den Einfluss möglicher Bindefehler abzuschätzen.

3.4.2 AUFBAU

Als Versuchsbleche wurden, wie schon bei den Laserschweißversuchen, Bleche mit den Abmessungen 250x150x6 mm verwendet. Die Elektronenstrahlleistung für die Schweißungen lag dabei zwischen 1,8 kW und 3,0 kW. Dabei wurden die Streckenenergien über die Schweißgeschwindigkeit zwischen 0,75 und 12,0 kJ/cm variiert. Als dritter Parameter wurde die Fokussierung verändert, um die Einschweißtiefe und Nahtform an die Bleche anzupassen. Für die Schweißungen wurde eine Elektronenschweißanlage der Marke pro-beam S20-6 verwendet. Dabei handelt es sich um ein Schleusensystem, um die Zeit für die Evakuierung und somit die Taktzeit für die Schweißungen relativ kurz zu halten (Abbildung 3-7).



ABBILDUNG 3-7: ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßANLAGE PRO-BEAM S20-6, APRIL 2010

Die Befestigung der Bleche bei den Blind- und Verbindungsnähten erfolgte mittels zweier Alu-Leisten, die die Bleche auf die Unterlage spannten. Es wurden sämtliche Nähte ohne Badunterlage geschweißt (Abbildung 3-8 und Abbildung 3-9).

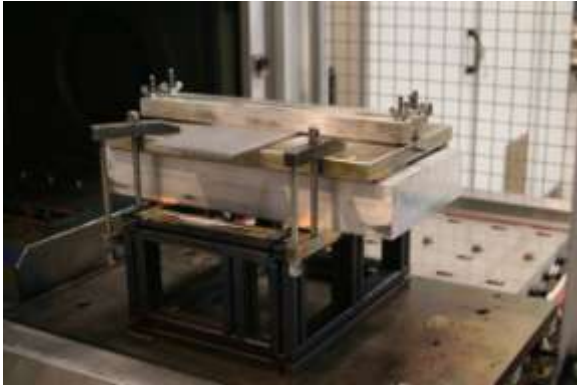


ABBILDUNG 3-8: VERSUCHSAUFBAU EBW (SEITENANSICHT)

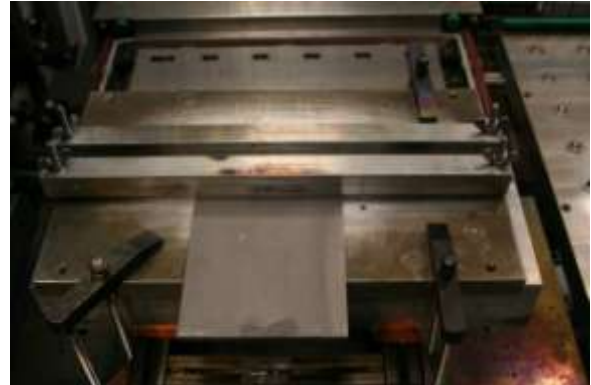


ABBILDUNG 3-9: VERSUCHSAUFBAU EBW (DRAUFSICHT)

Als Versuchsmatrix wurden vier Verbindungsschweißungen und vier Blindnähte mit denselben Parametern geschweißt, um aus den Blechen im Anschluss Zugproben und Querschliffe zu fertigen. Weiters wurden auf zwei Blechen noch einige Blindnähte geschweißt, um durch die anschließend durchgeführte Untersuchung der metallographischen Schliffe, eine weitere Auswahl für Zugproben treffen zu können. In Tabelle 3-12 sind die Schweißparameter angeführt. Bei den Proben gekennzeichnet mit den Buchstaben B und V wurde neben der Härteprüfung auch noch eine Zugprüfung durchgeführt. Die Fokussierung des Elektronenstrahles erfolgte über eine elektromagnetische Spule, somit wurde die Fokussierung in Form einer Spannung angegeben. Die sog. Figur beschreibt die geometrische Ausprägung des Elektronenstrahles in der Ansicht von oben.

TABELLE 3-12: ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßPARAMETER

Probe	Streckenenergie [kJ/cm]	Blind- oder Verbindungsnaht	Schweißgeschwindigkeit [mm/s]	Figur	Fokus [mV]
11	0.75	Blind	40.00	Spot	0
15	3.50	Blind	8.57	Spot	+96
20	5.00	Blind	6.00	Spot	+124
28	7.50	Blind	4.00	Spot	+153
30	10.00	Blind	3.00	Spot	+175
33	12.00	Blind	2.50	Spot	+188
36	0.71	Blind	42.00	Dreieck längs	0
39	0.75	Blind	40.00	Dreieck längs	0
40	0.81	Blind	37.00	Dreieck längs	0
41	0.79	Blind	38.00	Spot	0
B3	0.90	Blind	20.00	Spot	0
B6	0.95	Blind	19.00	Spot	+5
B27	7.50	Blind	4.00	Spot	+155
B36	0.71	Blind	42.00	Dreieck längs	0
V3	0.90	Verbindung	20.00	Spot	0
V6	0.95	Verbindung	19.00	Spot	+5
V27	7.50	Verbindung	4.00	Spot	+155
V36	0.71	Verbindung	42.00	Dreieck längs	0

Um eine große Variation an relativen Breiten der Weichen Zone zu erzeugen wurden die Zugproben auf unterschiedlichen Probendicken abgearbeitet und die mit B und V gekennzeichneten Proben einer Zugprüfung unterzogen.

3.5 Zugversuch

Die Zugversuche aus den gefertigten Proben wurden an der TU Graz am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik und in der voestalpine Stahl GmbH in Linz durchgeführt. Als Zugprüfmaschinen dienten Spindeluniversalprüfmaschinen mit einer Prüfkraft von 20 bis 400kN Prüfkraft.

Verwendete Prüfeinrichtungen

- Spindeluniversalprüfmaschine RMC 100 mit 100 kN Prüfkraft
- Spindeluniversalprüfmaschine Messphysik Beta 400/150-150 mit 150 bzw. 400 kN Prüfkraft
- Spindeluniversalprüfmaschine Zwick/Roell Z020 mit 20 kN Prüfkraft



ABBILDUNG 3-10: SPINDELUNIVERSALPRÜFMASCHINE RMC 100



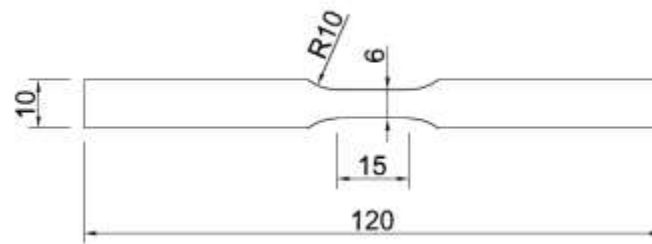
ABBILDUNG 3-11: SPINDELUNIVERSALPRÜFMASCHINE MESSPHYSIK BETA 400/150-150



ABBILDUNG 3-12: SPINDELUNIVERSALPRÜFMASCHINE ZWICK/ROELL Z020

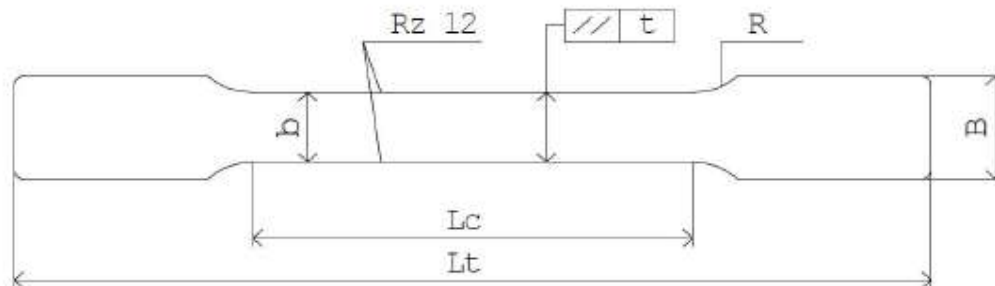
3.5.1 PROBENFORMEN

Als Zugproben wurden Sonderflachzugproben (Abbildung 3-13) mit 6mm Probendicke angefertigt, da es aufgrund der beschränkten Einspannlänge auf dem Gleeble- Schweißsimulator nicht möglich war genormte Zugprüfproben zu verwenden. Außerdem wurden zur Vergleichbarkeit der Ergebnisse ebenfalls Sonderflachzugproben aus den Laserschweiß- und Elektronstrahlschweißrohlingen gefertigt. Neben diesen Sonderflachzugproben kamen auch noch genormte Flachzugproben mit der Bezeichnung F03 zum Einsatz, diese sollten die Vergleichbarkeit mit der Diplomarbeit (Franz Hochhausser TU Graz 2009) und eine Variation des Verhältnisses Probenbreite zu Probendicke sicherstellen.



Probendicke $d = 2$ bis 6 mm
 Kopfbreite $B = 10$ mm
 Probenbreite $b = 6$ mm
 Versuchslänge $L_c = 15$ mm
 Prüflänge $L_0 = 14$ mm
 Gesamtlänge $L_t = 120$ mm

ABBILDUNG 3-13: SONDERFLACHZUGPROBE (VOESTALPINE STAHL INTERNE BEZEICHNUNG)



Bezeichnung	[mm]	Tol. [mm]
Probendicke		3.0 bis < 5.2
Probenbreite	b	20
Kopfbreite	B	30
Radius	R	35
Versuchslänge	Lc	65
Gesamtlänge	Lt	250
Parallelitätstoleranz	t	0.15

ABBILDUNG 3-14: FLACHZUGPROBE F03 (BEZUGSNORM DIN EN 10002/1)

4 ERGEBNISSE UND INTERPRETATION

4.1 Ergebnis der Gleeble- Simulationen

Durch die Gleeble- Simulationen ließen sich nur größere relative WZ Breiten erstellen, der untere Grenzwert lag dabei bei einer relativen Breite von 0,78, der obere Grenzwert wurde im Gegensatz dazu nicht ausgelotet, jedoch befindet er sich deutlich über den technisch sinnvollen Bereich. Bei den Abkühlzeiten ($t_{8,5}$ - Zeit) ließen sich Werte unter 3 s realisieren, wobei es auch hier für den schweiß-technisch sinnvollen Bereich nach oben hin keine Beschränkung gab. Im Vergleich dazu wurden bei der Diplomarbeit Hochhauser (2009) durch MAG-Schweißungen relativen Breiten der WZ von 0,33 bis 0,6 erreicht.

4.1.1 GLEEBLE- VERSUCHE AN PROBEN MIT VOLLQUERSCHNITT

Bei dieser Probengeometrie wurde eine minimale relative WZ Breite von 4,28 erreicht.

4.1.1.1 Variation der Einspannlängen

Insgesamt wurden fünf Versuche mit unterschiedlichen Einspannlängen auf dem Gleeble Schweißsimulator durchgeführt, die dabei aufgenommen Temperaturverläufe sind in Abbildung 4-1 dargestellt. Aus den Temperaturverläufen konnten wiederum die $t_{8,5}$ - Zeiten bestimmt werden, siehe Tabelle 4-1. Die angestrebte Spitzentemperatur betrug bei sämtlichen Einspannlängen 850°C.

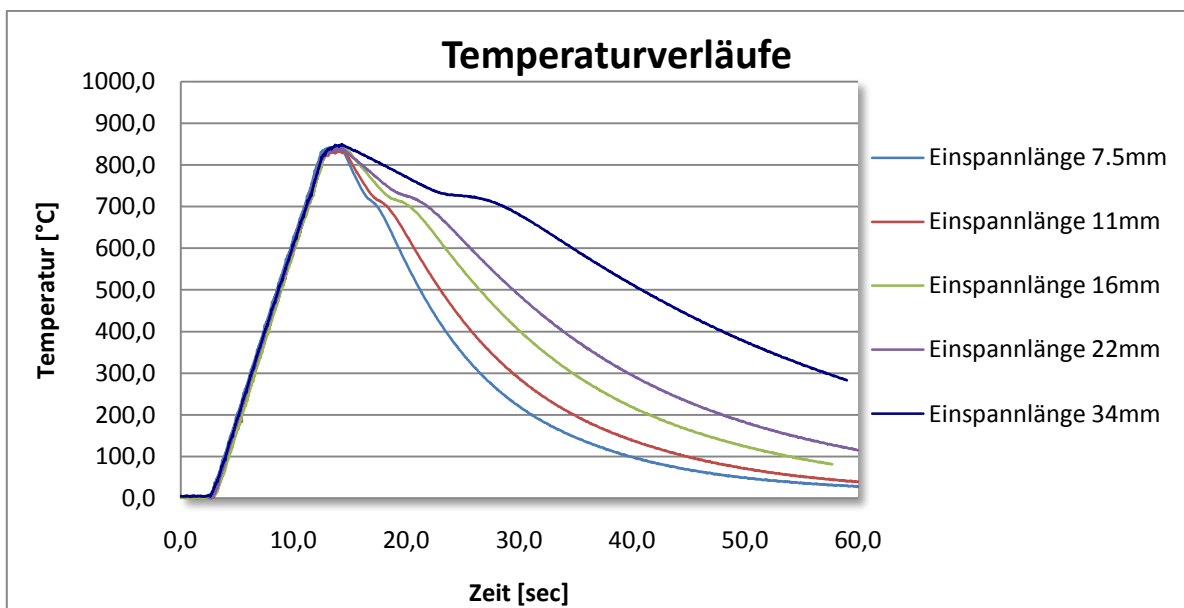
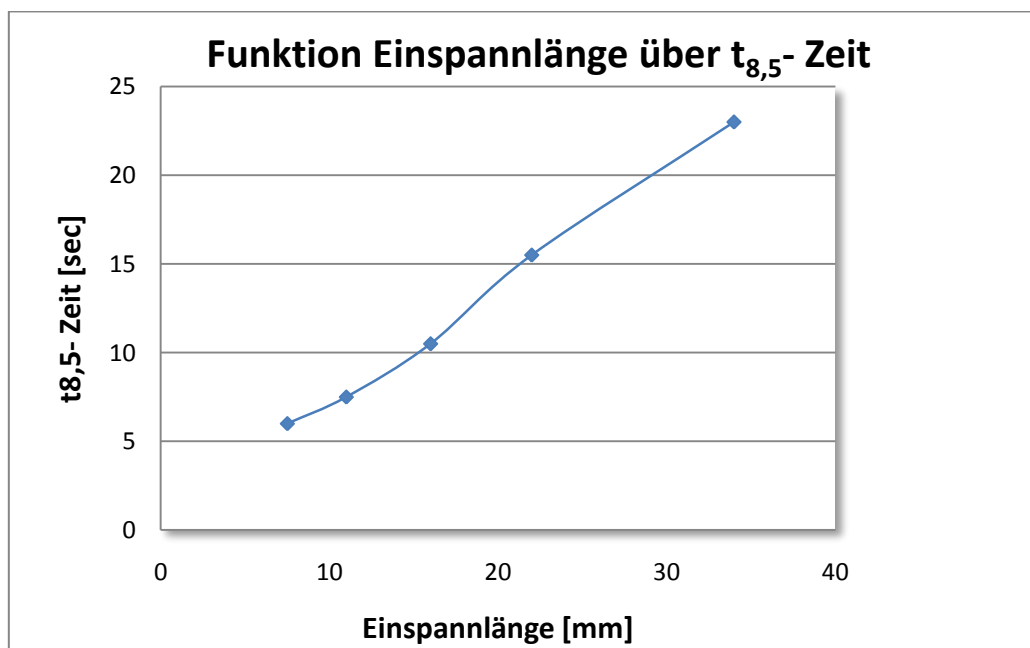


ABBILDUNG 4-1: TEMPERATURVERLÄUFE DER PROBEN BEI VARIATION DER EINSpanNLÄNGE

TABELLE 4-1: $t_{8,5}$ - ZEITEN UND RELATIVE WZ BREITEN BEI UNTERSCHIEDLICHEN EINSpanNLÄNGEN

Probenbezeichnung	Einspannlänge	$t_{8,5}$ - Zeit	Breite WZ/Blechstärke
A1_7_5mm	7.5 mm	6.0 s	1.42
A2_11mm	11 mm	7.5 s	1.57
A3_16mm	16 mm	10.5 s	2.14
A4_22mm	22 mm	15.5 s	2.85
A5_34mm	34 mm	23.0 s	4.71

Daraus wurde ein Diagramm Einspannlänge $t_{8,5}$ - Zeit erstellt, mit der Trendlinien Funktion in Microsoft Excel ließ sich eine Trendlinie einfügen, die eine gute Näherung der Funktion Einspannlänge über $t_{8,5}$ - Zeit darstellt (siehe Abbildung 4-2). Mit der geringsten Einspannlänge von 7,5 mm konnte eine $t_{8,5}$ - Zeit von 6 Sekunden erreicht werden. Die Einspannlänge wird dadurch begrenzt, dass es bei einem kleineren Abstand zwischen den stromführenden Kupferbacken der Gleeble zu einem Kurzschluss zwischen den Backen kommen könnte. Um eine noch schnellere Abkühlzeit oder $t_{8,5}$ - Zeit zu erreichen müsste man das zu erheizende Probenvolumen reduzieren und die Probenoberfläche an den Kühlbacken erhöhen. Des Weiteren wäre es möglich die Probe mit Hilfe eines Gebläses zu kühlen um die Abkühlzeit nochmals zu reduzieren. Nach oben hin werden die zu erreichenden $t_{8,5}$ - Zeit nicht begrenzt, da wir mit der gewählten Probenlänge und der von dem Schweißsimulator möglichen Einspannlänge den gesamten technisch sinnvollen Bereich zu langen $t_{8,5}$ - Zeiten hin abdecken.

ABBILDUNG 4-2: FUNKTION DER EINSpanNLÄNGE ÜBER DIE $t_{8,5}$ - ZEIT

Die Auswertung der Härtemessreihe an der Probe mit 7,5mm Backenabstand (siehe Abbildung 4-3) zeigten, dass sich trotz dem geringem Abstand der Kupferbacken eine zu große Weiche Zone im Gefüge einstellt. Beim ersten Versuch mit dem geringsten Backenabstand wurde nur eine relative WZ Breite von 1,42 (absolute Breite 8,52 mm) erreicht. Technisch sinnvoll für weitere Versuche wären jedoch Verhältnisse zwischen 0,1 und 1,0, wie sie bei realen Schweißungen auftreten. Es stellt sich im Allgemeinen ein Härteabfall im Querschliff von ca. 45 HV (von 275 auf 230 HV) ein. Eine zusammen-

fassende Aufstellung der relativen WZ Breiten der einzelnen Proben ist in der Tabelle 4-1 angeführt. Die Abbildungen der Härteverläufe der restlichen vier Proben wurden im Anhang (Seite 98 bis 100) angeführt (siehe Abbildung A 1 bis Abbildung A 4). Außerdem wurde noch ein Graph mit der Funktion Einspannlänge über Breite der Weichen Zone zu Blechstärke erstellt, in Abbildung 4-4 wurde die relative WZ Breite und die absolute WZ Breite über die Einspannlänge aufgetragen.

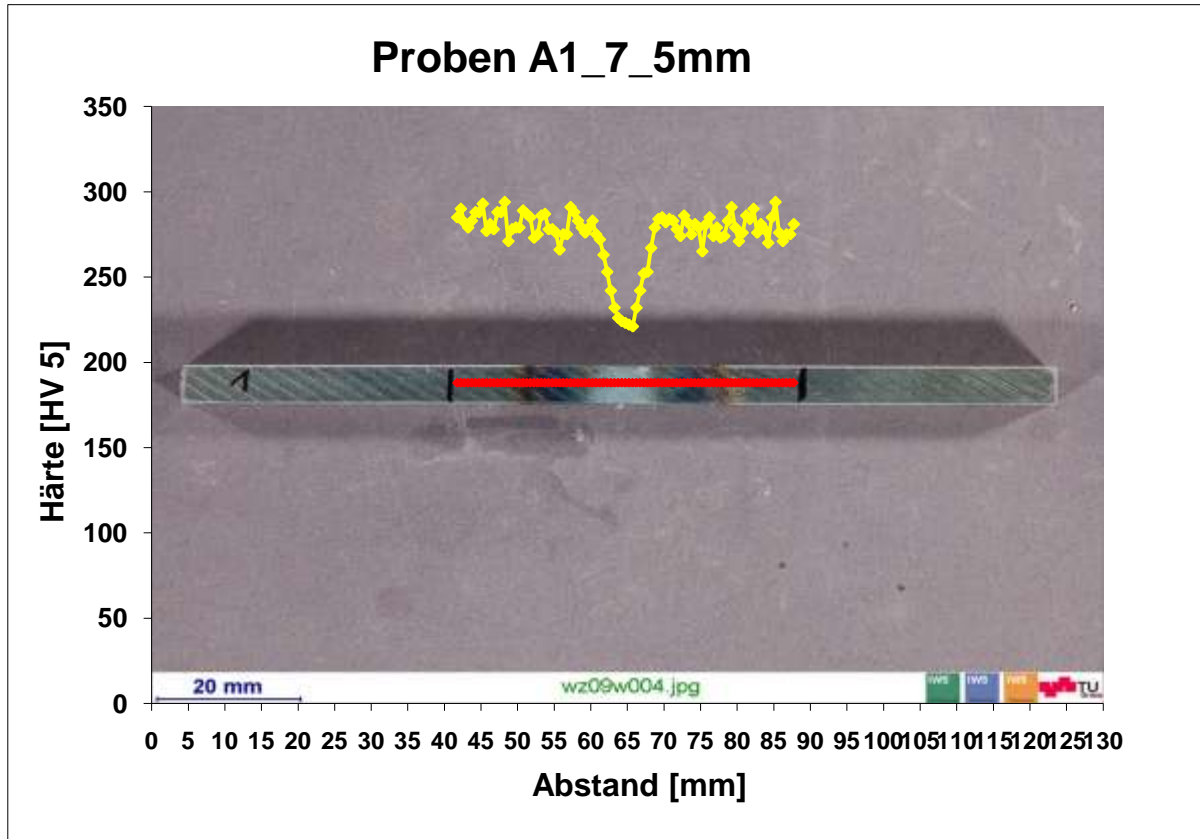


ABBILDUNG 4-3: HÄRTEVERLAUF ÜBER DEN ERWÄRMTE BEREICH BEI EINER EINSpanNLÄNGE VON 7.5 MM

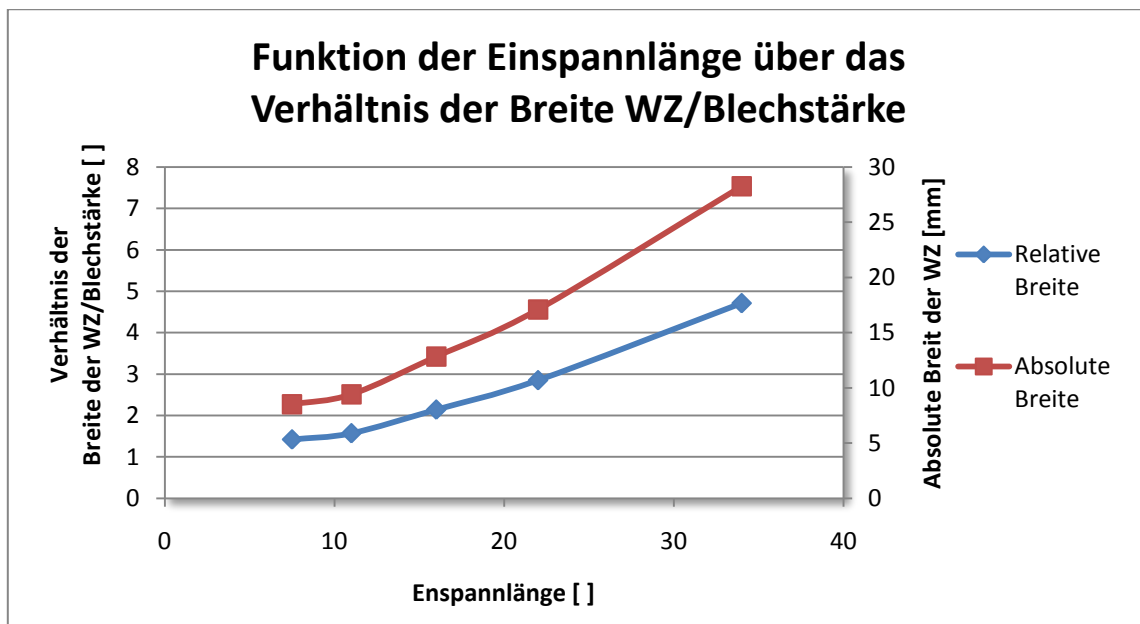


ABBILDUNG 4-4: FUNKTION DER EINSpanNLÄNGE ÜBER DAS VERHÄLTNIS DER BREITE WZ ZU BLECHSTÄRKE

4.1.1.2 Höhere Aufheiztemperaturen

In der Mitte der Probe ist eine Aufhärtung des Materials (Erhöhung betrug zirka 20 HV auf 245 HV) aufgetreten. Die Härte des unbeeinflussten Grundwerkstoffes um ca. 270 HV wurde jedoch nicht erreicht. Im Bereich der Aufhärtung ist es zu einer Vergrößerung des Kornes aufgrund der höheren Temperatur gekommen, was eigentlich einen weiteren Härte- und Festigkeitsabfall zur Folge haben sollte. Eine mögliche Erklärung dafür gibt Honeycombe und Bhadeshia (1995) in ihrem Werk „Microstructure and properties“. Die wichtigsten Variablen, welche die Härte beeinflussen sind die Korngröße und die chemische Zusammensetzung. Die Härte steigt mit der Vergrößerung der Austenitkörner, weil die Korngrenzenanzahl dadurch abnimmt. Somit stehen weniger Bereiche zur Keimbildung für den Ferrit und den Perlit zur Verfügung, als Resultat wird diese Umwandlung verlangsamt und somit steigt die Härte an. Ebenfalls reduzieren die meisten metallischen Legierungselemente diese Umwandlungsreaktion. Zur Abkühlung steht jedoch nur eine gewisse Zeit zur Verfügung. Durch die Vergrößerung der Austenitkörner ist jedoch Umwandlungsgeschwindigkeit reduziert (geringere kritische Abkühlgeschwindigkeit), somit kommt es auf Grund der vorgegebenen beschränkten Abkühlgeschwindigkeit zu einer Verschiebung der Umwandlungskurven nach rechts im ZTU- Diagramm. Daraus sollte die höhere Härte in der Mitte der Probe resultieren, siehe Abbildung 4-5.

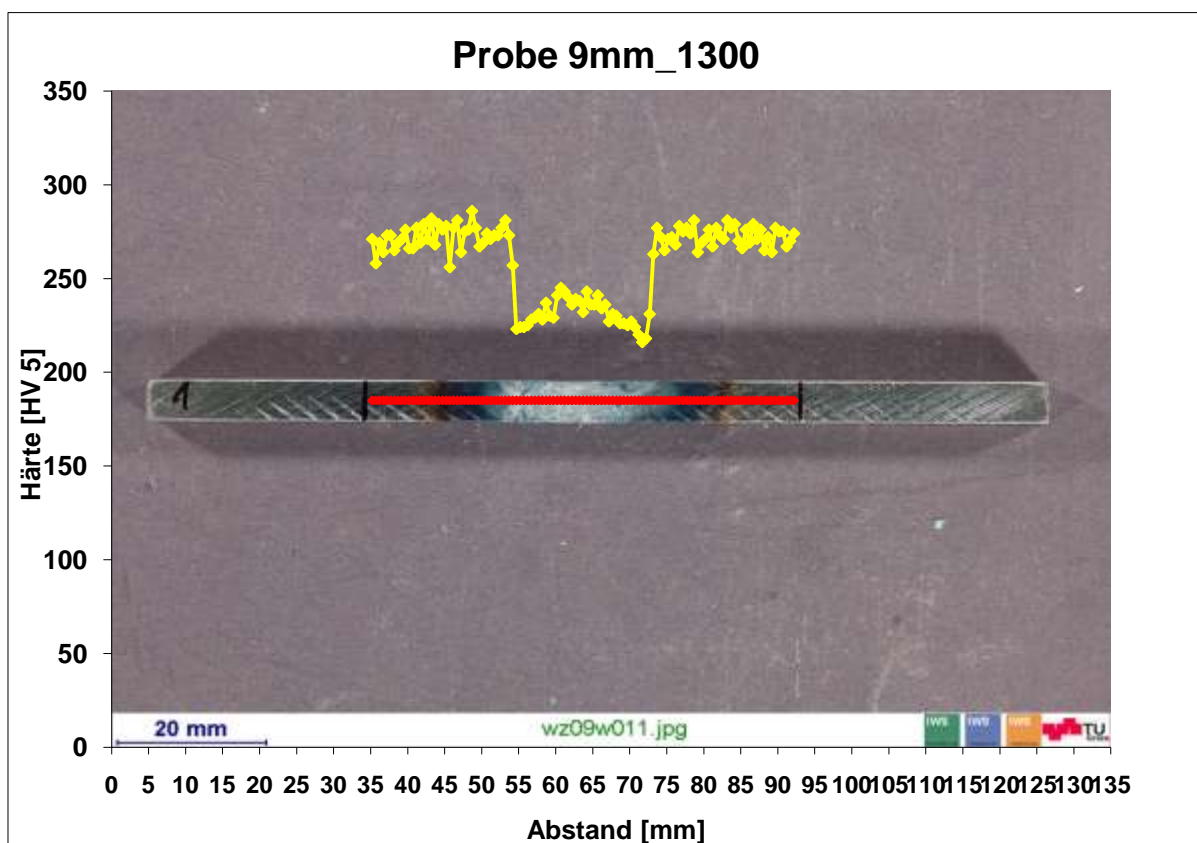


ABBILDUNG 4-5: HÄRTEVERLAUF BEI ERHITZUNG AUF 1300°C UND 9MM BACKENABSTAND

TABELLE 4-2: AUFSTELLUNG DER EINSpanNLÄNGE, DER $t_{8,5}$ - ZEIT UND DES VERHÄLTNISSSES BREITE WZ/BLECHSTÄRKE

Probenbezeichnung	Einspannlänge	$t_{8,5}$ - Zeit	Breite WZ/Blechstärke
9mm_1300	9 mm	9.5 s	4.28
14mm_1300	14 mm	11.0 s	4.28
25mm_1300	25 mm	19.5 s	7.00

Wie man in Tabelle 4-2 und in Abbildung 4-5 sieht, wurden die relative WZ Breite wieder deutlich größer als eins. Die weiteren Härteverläufe sind im Anhang angeführt (Abbildung A 5 und Abbildung A 6, Seite 100 und 101). Die Ergebnisse aus der Tabelle 4-2 wurden in der Abbildung 4-7 grafisch dargestellt.

In Abbildung 4-6 wurden die Temperaturverläufe für diese Versuchserie dargestellt, es wurde bei allen drei Proben auf 1300°C erhitzt. Leider konnte jedoch der Messaufnehmer für die mitlaufende Temperaturmessung nur die Werte von 0°C bis 1000°C aufzeichnen, somit wurden die Messkurve in dem Graphen in dem Bereich über 1000°C abgeschnitten.

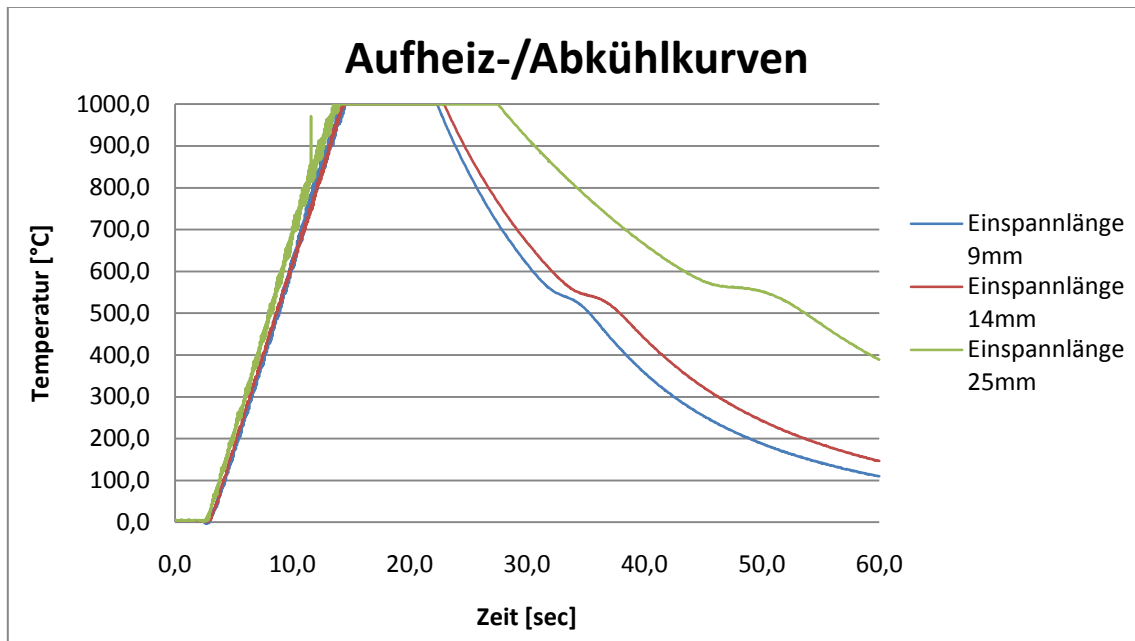


ABBILDUNG 4-6: TEMPERATURVERLÄUFE BEI DER ERHITZUNG AUF 1300°C MIT UNTERSCHIEDLICHEN EINSPANNLÄNGEN

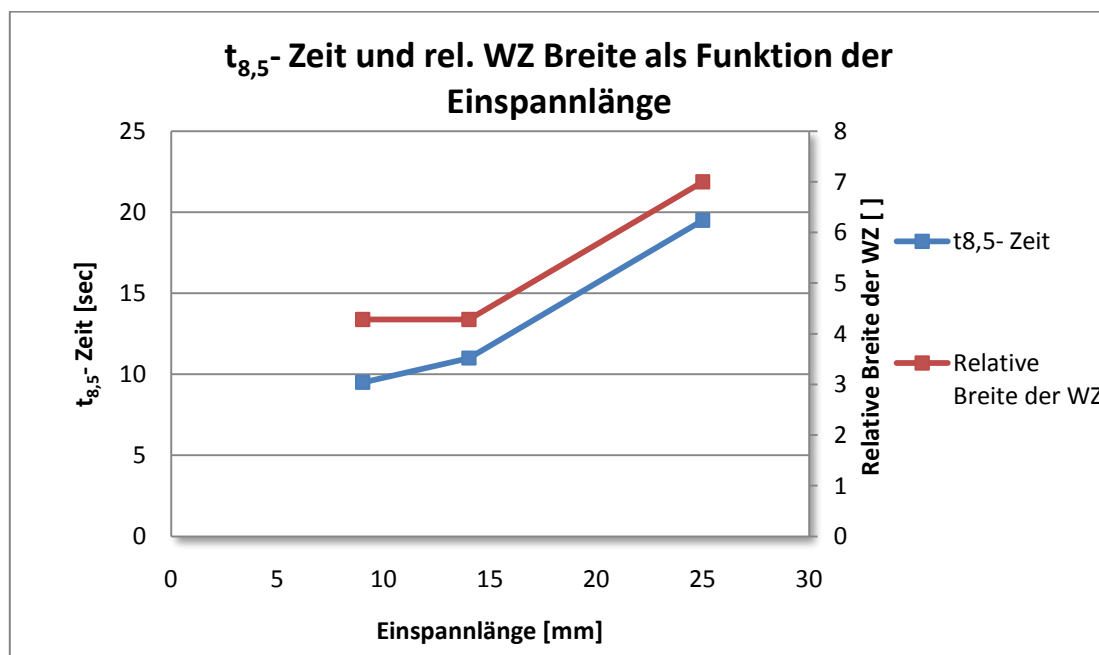


ABBILDUNG 4-7: $t_{8,5}$ -ZEIT UND REL. WZ BREITE ALS FUNKTION DES BACKENABSTANDES (SPITZENTEMPORATUR 1300°C)

4.1.1.3 Schnellere Aufheizung

Es wurden drei Versuche mit unterschiedlichen Aufheizraten und verschiedenen Spitzentemperaturen durchgeführt. Dabei zeigte sich, dass es mit der Regelung des Schweißsimulators aufgrund der sehr kurzen Aufheizphasen nicht möglich war, exakte Spitzentemperaturen einzustellen. Die eingestellte Spitzentemperatur wurde hier bei keinem Versuch erreicht (Tabelle 4-3).

TABELLE 4-3 : $t_{8,5}$ - ZEITEN UND RELATIVE WZ BREITEN BEI UNTERSCHIEDLICHEN SPITZENTEMPERATUREN UND KONSTANTER EINSPANNLÄNGE

Probenbezeichnung	Aufheizzeit	Erreichte Spitzentemperatur	$t_{8,5}$ - Zeit	Breite WZ/Blechstärke
2s_850	2.0 s	813°C	8.3 s	Keine Ausprägung
2_5s_950	2.5 s	858°C	8.6 s	3.57
3s_1050	3.0 s	969°C	7.6 s	2.57

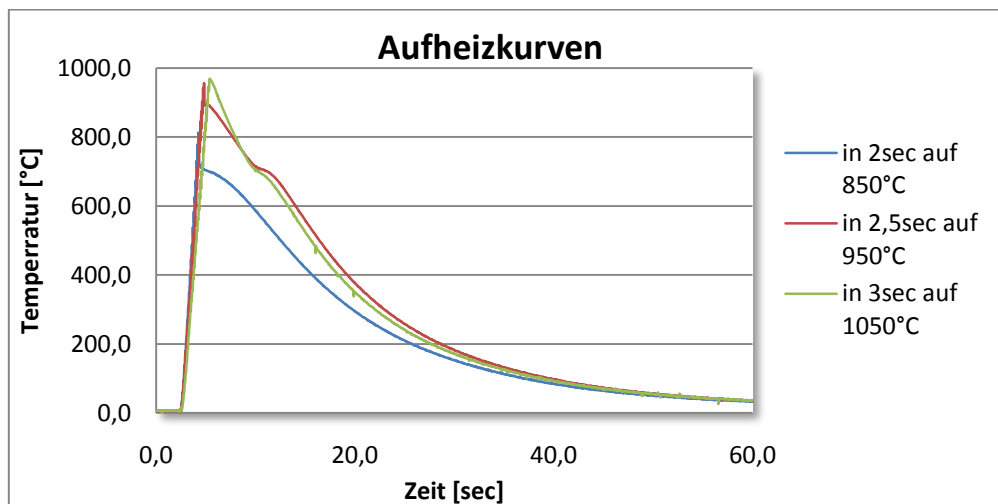


ABBILDUNG 4-8: THERMISCHER ZYKLUS BEI VARIATION DER AUFHEIZRATE

In Abbildung 4-9 wurde die Härte in Abhängigkeit der Spitzentemperatur dargestellt.

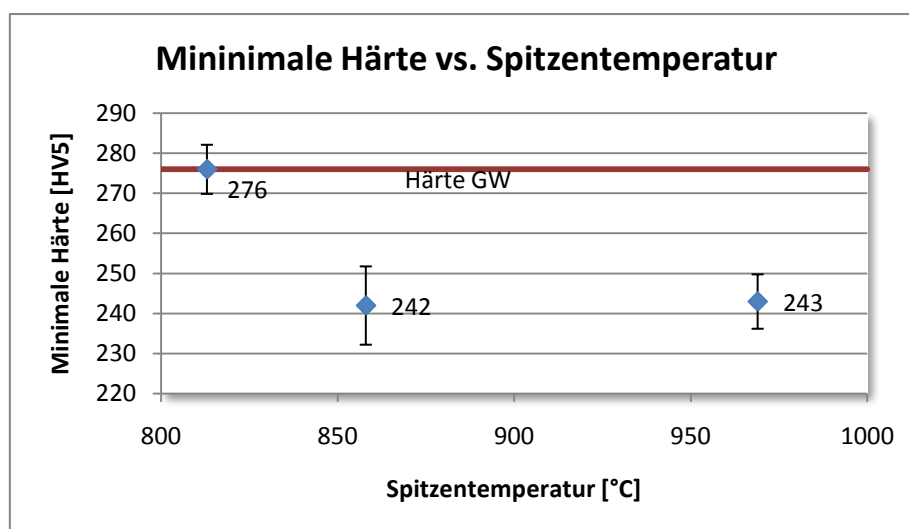


ABBILDUNG 4-9: GEMESSENE MIN. HÄRTE BEI UNTERSCHIEDLICHEN SPITZENTEMPERATUREN

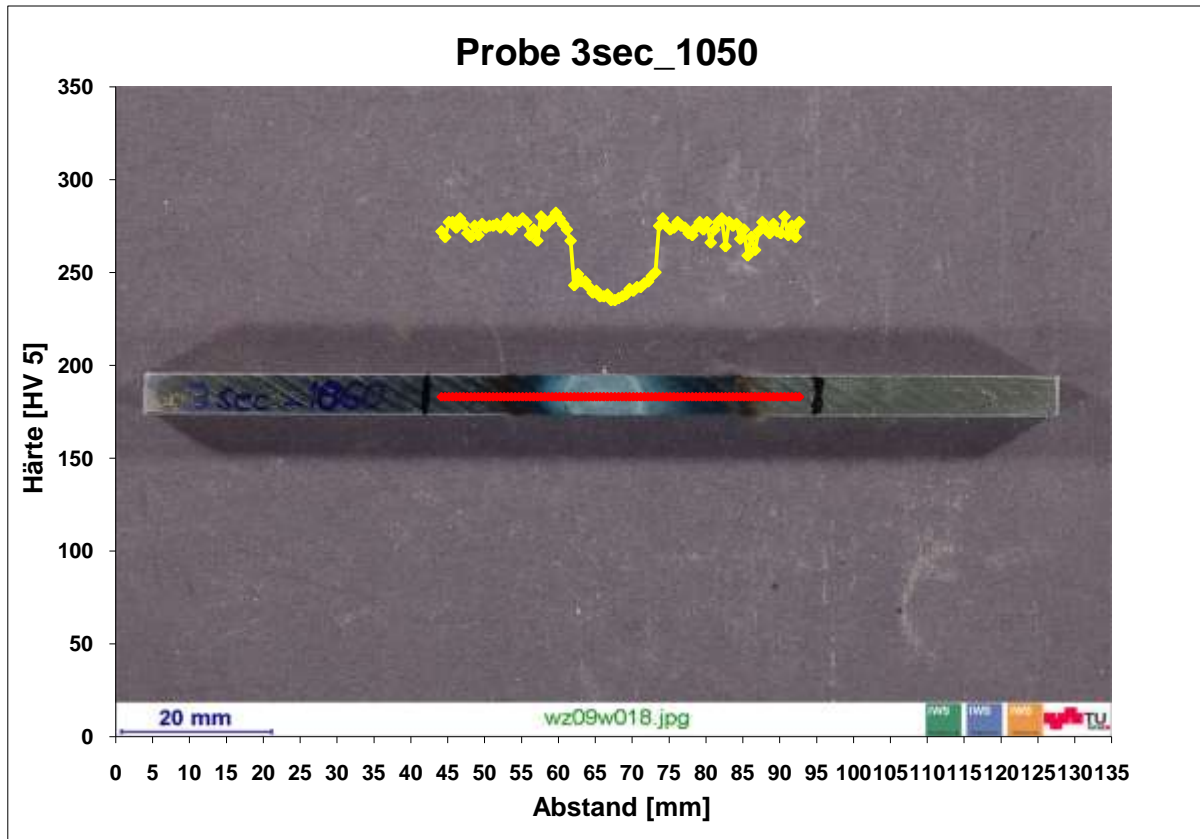


ABBILDUNG 4-10: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER AUFHEIZUNG

Bei den Proben 3sec_1050 und 2_5sec_950 trat ein Härteabfall um 40 HV auf zirka 230 HV ein. Bei der Probe 2sec_850 wurde eine Spitzentemperatur von 813°C erreicht, wobei keine Erweichung des Grundwerkstoffes festzustellen war (obwohl die Temperatur leicht über ($A_{c1}=760^{\circ}\text{C}$) liegt). Die Härteverläufe für die Proben 2sec_850 und 2_5sec_950 sind im Anhang angeführt (Abbildung A 7 und Abbildung A 8, Seite 101 und 102). Es konnten in dieser Versuchsserie wiederum nur relative WZ Breiten deutlich größer eins eingestellt werden. Es wurde festgestellt, dass die Aufheizzeit ebenfalls keinen Einfluss auf die Größe der WZ hat.

4.1.1.4 Reproduzierbarkeit

Es traten auch bei dieser Versuchsserie dieselben Probleme mit der Regelung der Gleeble wie in der Vorhergehenden Serie auf, dies war wiederum auf die kurzen Aufheizzeiten zurück zu führen. Aus der Erfahrung vom vorherigen Versuch, wurde die Aufheiztemperatur auf 1000°C eingestellt, um schlussendlich ein angestrebtes Temperaturniveau von 900°C bis 950°C zu erreichen.

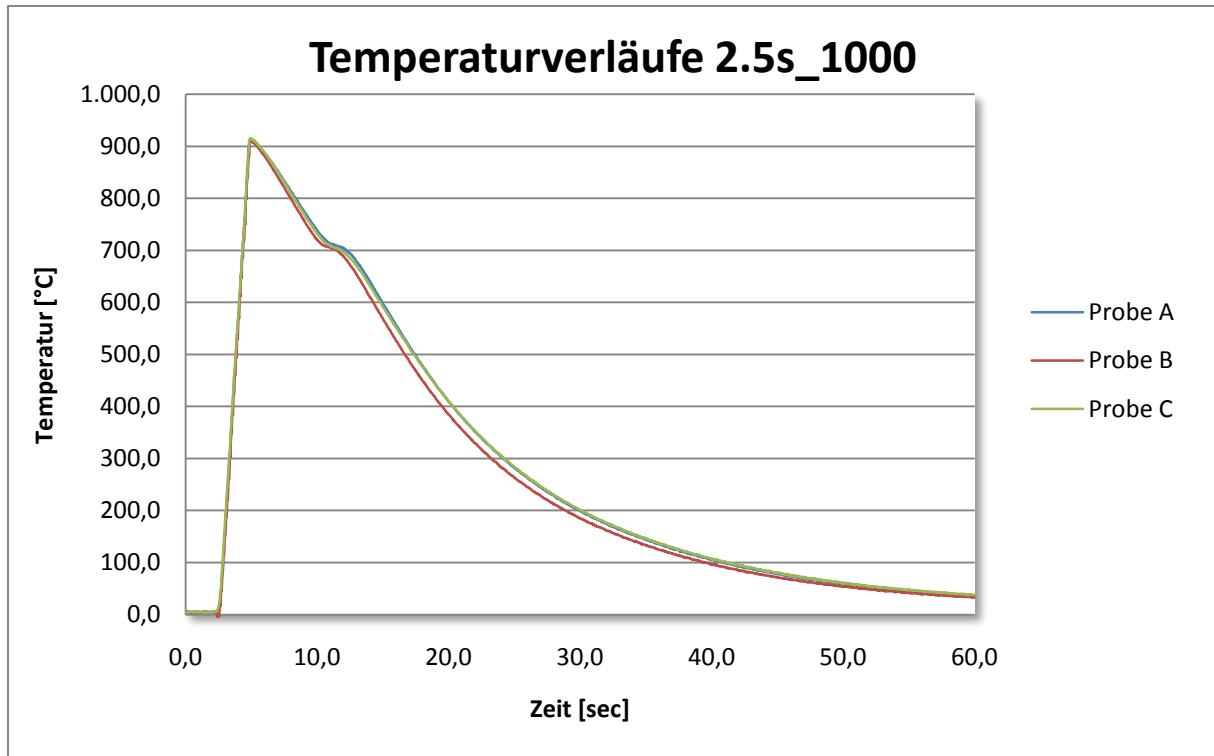


ABBILDUNG 4-11: THERMISCHER ZYKLUS ZUR VERIFIZIERUNG DER REPRODUZIERBARKEIT BEI 7.5MM EINSpanNLÄNGE UND SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C

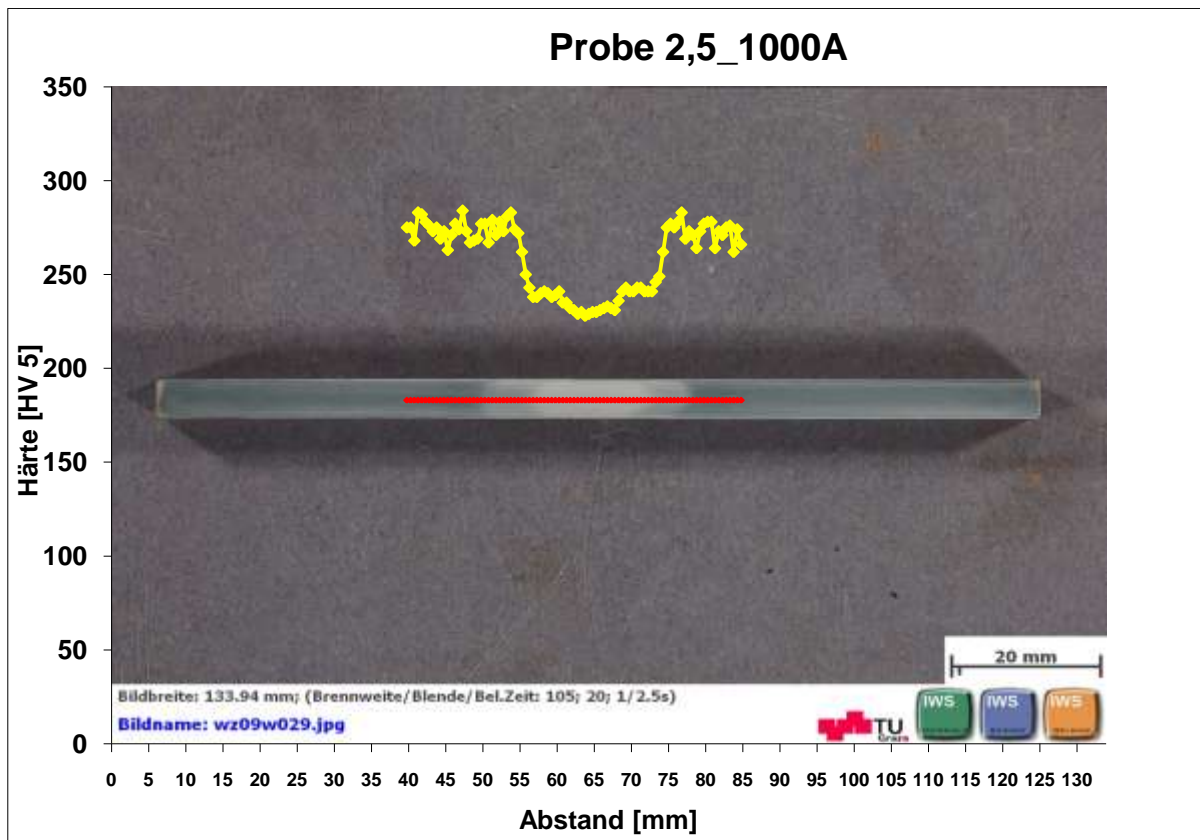
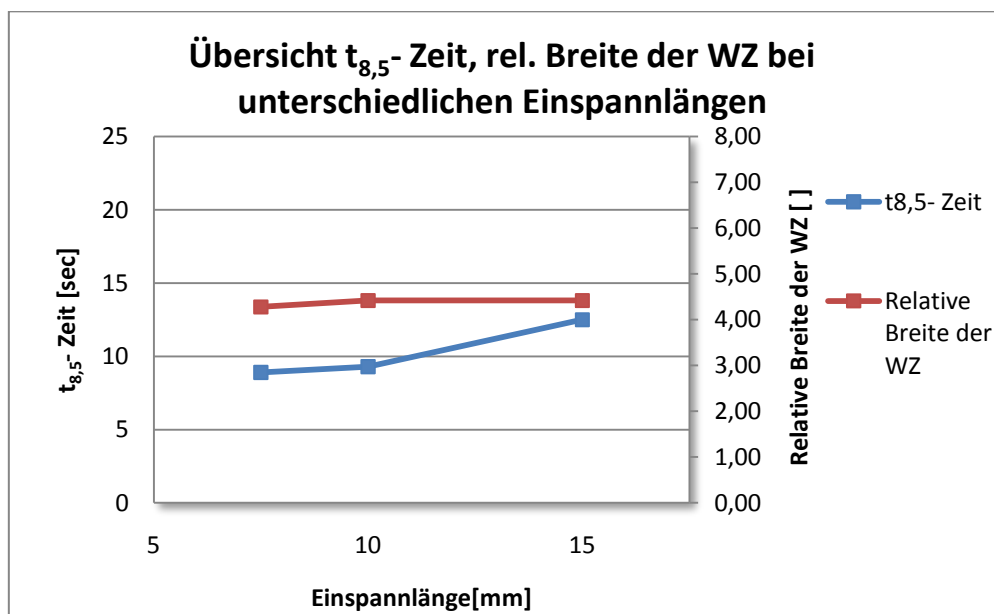


ABBILDUNG 4-12: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C (OHNE HALTEN), EINSpanNLÄNGE VON 7.5 MM

TABELLE 4-4: AUFSTELLUNG DER VERSUCHSPARAMETER BEI DER ÜBERPRÜFUNG DER REPRODUZIERBARKEIT

Probenbezeichnung	Einspannlänge	$t_{8,5}$ - Zeit	Spitzentemperatur	Breite WZ/Blechstärke
2.5s_950A	7.5 mm	9.6 s	859°C	keine Ausprägung
2.5s_950B		9.2 s	855°C	
2.5s_950C		5.0 s	894°C	
2.5s_1000A	7.5 mm	9.0 s	910°C	4.28
2.5s_1000B		8.7 s	912°C	
2.5s_1000C		9.1 s	915°C	
10mm_1000A	10 mm	9.4 s	942°C	4.42
10mm_1000B		9.0 s	935°C	
10mm_1000C		9.6 s	927°C	
15mm_1000A	15 mm	12.5 s	928°C	4.42
15mm_1000B		12.3 s	914°C	
15mm_1000D		12.7 s	928°C	

Die Ergebnisse dieser Versuchsreihe wurden in Tabelle 4-4 und in Abbildung 4-13 angeführt. Die Probenreihe 2.5s_950 ausgenommen zeigten alle anderen Versuchsreihen eine sehr gute Reproduzierbarkeit der thermischen Zyklen. Auffallend wiederum war, dass die Probenreihe 2.5s_950 keinem Abfall der Härte aufwies. Man muss jedoch dazu sagen, dass dabei nur die C Probe (2.5s_950C) getestet wurde. Was bei dieser Probengeometrie mit einer besonders schnellen $t_{8,5}$ - Abkühlzeit auffiel. Der Härteabfall betrug nur zirka die Hälfte der Proben A und B. Weiters wurden aus der Probenreihe 2.5s_1000 noch Zugproben gefertigt, um die Ergebnisse in die Versuchsmatrix in Kapitel 4.1.3 (Seite 66) einfließen zu lassen. Die nicht in diesem Kapitel angeführten Härte- und Temperaturverläufe befinden sich im Anhang (Abbildung A 9 bis Abbildung A 11 und Abbildung A 66 bis Abbildung A 68, Seite 102 ff).

ABBILDUNG 4-13: ÜBERSICHT $t_{8,5}$ - ZEIT, REL. BREITE DER WZ BEI UNTERSCHIEDLICHEN EINSpannlängen (REPRODUZIERBARKEIT)

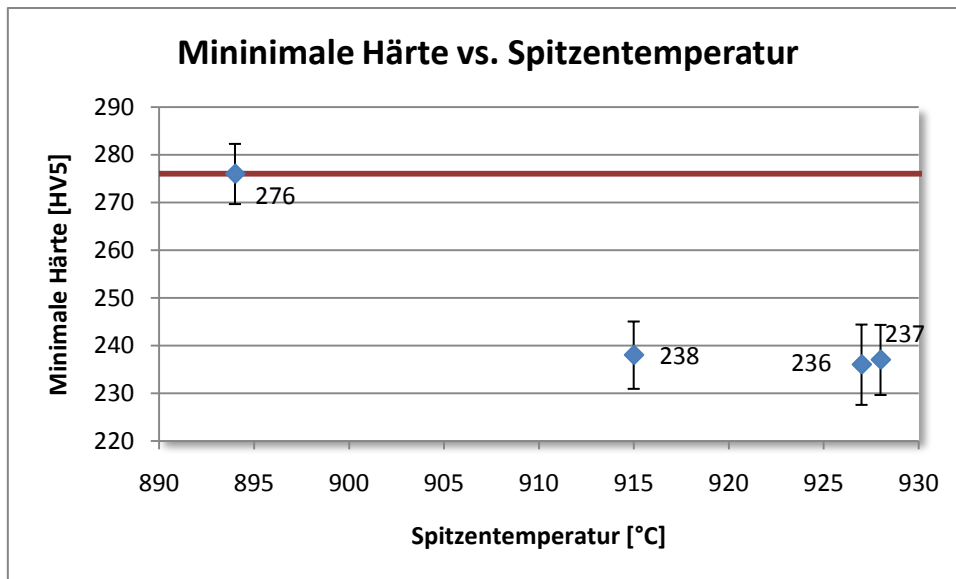


ABBILDUNG 4-14: MIN. HÄRTE ÜBER DER SPITZTEMPERATUR (REPRODUZIERBARKEIT)

In Abbildung 4-14 wurde die Härte in Abhängigkeit der Spitztemperatur angeführt. Es zeigte sich, wie bereits erwähnt, dass es bei den 2.5s_950(A,B,C) zu keiner Erweichung kam. Jedoch sollte anhand der Höhe der Temperatur eine Aufweichung des Werkstoffes stattfinden. Möglicherweise ist die Zeit für die Umwandlung zu gering (kein Halten). Daher wurde für die Versuche an den geschlitzten Proben (4.1.2, Seite 58) eine kurze Haltezeit auf der Spitztemperatur eingeführt.

4.1.2 GLEEBLE- VERSUCHE AN GEKERBTEN PROBEN

Durch diese Modifikation konnte eine minimale relative WZ Breite von 0,78 hergestellt werden, wie im Folgenden beschrieben.

4.1.2.1 Einseitig gekerbte Probenform

Wie bei den vorherigen Versuchen (ohne Halten) erkannt, kann die Spitzentemperatur auf Grund der Regelung nicht erreicht werden. Daher wurde bei den Proben ohne Haltezeit auf der Spitzentemperatur das Temperaturniveau um 50°C höher angesetzt um die 950°C Spitzentemperatur zu erreichen.

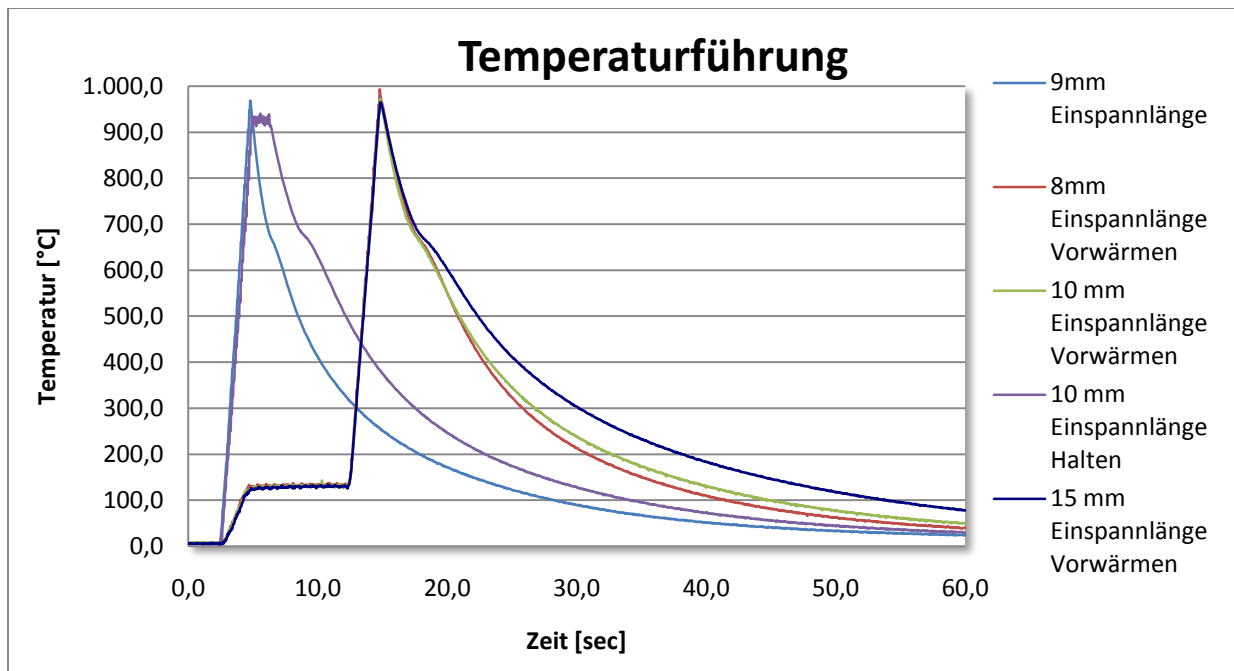


ABBILDUNG 4-15: THERMISCHE ZYKLEN MIT DER EINFACH GEKERBTEN PROBENGEOMETRIE

Die Vorwärmung hatte in diesem Fall keine Auswirkung auf die $t_{8,5}$ -Zeit. Eigentlich müsste sich die $t_{8,5}$ -Zeit durch die Vorwärmung des Materials erhöhen. Jedoch ist die Probe zwischen wassergekühlten Kupferbacken eingespannt, die eine sehr hohe Wärmeabfuhr gewährleisten, was wiederum dazu führt, dass das Vorwärmen keinen Einfluss auf die Abkühlung hat.

TABELLE 4-5: AUFSTELLUNG DER VERSUCHSPARAMETER BEI DER EINSEITIG GESCHLITZTEN PROBE

Probenbezeichnung	Einspannlänge	Spaltbreite	Erreichte Spitzentemperatur	$t_{8,5}$ -Zeit	Mitte Breite WZ/Blechstärke	Rand Breite WZ/Blechstärke
9mm_1000	9 mm	2 mm	964°C	3.0 s	-	Keine Ausprägung
B08mm_V	8 mm	5 mm	993°C	4.6 s	1.25	1.00
B10mm_V	10 mm	5 mm	970°C	4.9 s	1.25	0.92
B10mm_H	10 mm	5 mm	930°C	4.9 s	1.17	1.00
B15mm_V	15 mm	5 mm	965°C	6.1 s	1.33	0.92

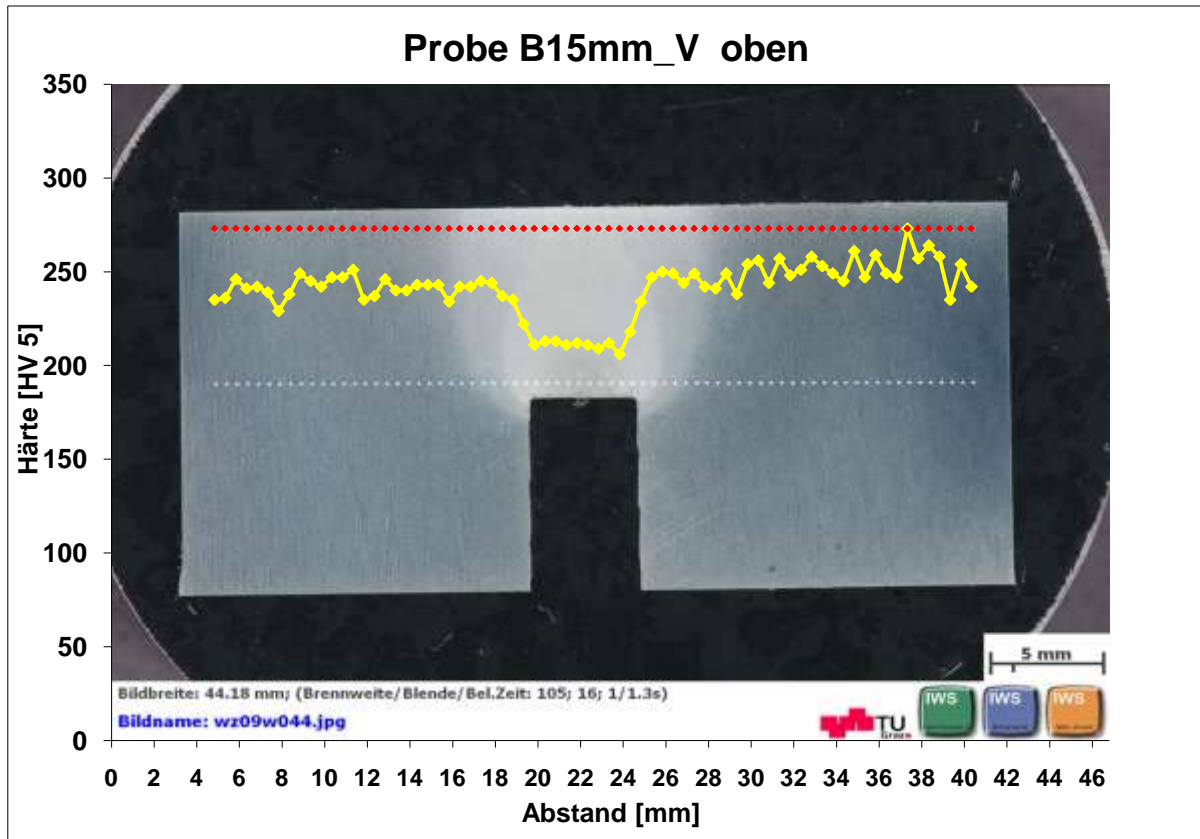


ABBILDUNG 4-16: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM OBEREN RAND BEI 15MM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

Es zeigte sich, dass es zu einem Härteabfall in vergleichbarer Ausdehnung wie die Kerbbreite kam (Abbildung 4-16). Die Einspannlänge hat bei dieser Probenform keine große Auswirkung auf die Ausbildung der Weichen Zone (Tabelle 4-5). Es wurde festgestellt, dass es zu einer unterschiedlichen Ausbildung der WZ im Kerbgrund und an der oberen Außenseite kam. Dies ist vermutlich auf die Verdichtung des Wärmeflusses in der Kerbe im Vergleich zu oberen Rand zurückzuführen, was wiederum die Größe der Weichen Zone beeinflusst (Vergleich Abbildung 4-16 und Abbildung 4-18). Es konnte auch ein unterschiedlicher Härteverlauf bei Variation der Aufheizzyklen festgestellt werden (Abbildung 4-19). Beim Halten auf Spitztemperatur statt einer Vorwärmung, stellte sich ein steilerer Abfall der Flanken ein, außerdem nahm die Härte ebenfalls um ca. 10HV ab.

Die in Abbildung 4-17 dargestellten thermischen Zyklen zeigen, dass die höchsten Spitztemperaturen am Kerbgrund auftritt. Es stellte sich ein Temperaturunterschied von 258°C zwischen dem Kerbgrund und dem äußeren Rand ein (Messpunkte 1 bis 3). Die Position der Thermoelemente wurde im Kapitel 3.2.3 (Seite 38) in Abbildung 3-5 angeführt.

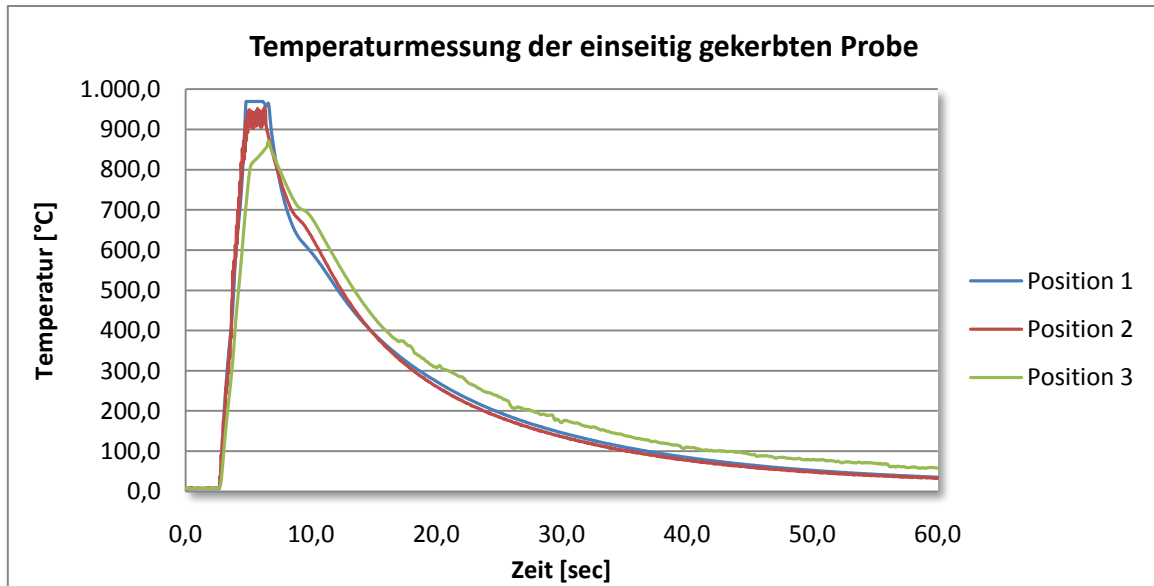


ABBILDUNG 4-17: THERMISCHE ZYKLEN DER EINSEITIG GEKERBTEN PROBE

TABELLE 4-6: AUSWERTUNG DER TEMPERATURVERLÄUFE DER EINSEITIG GEKERBTEN PROBE

Thermoelement Position	Spitzentemperatur	$t_{8,5}$ - Zeit	ΔT zwischen 1 und 2	ΔT zwischen 1 und 3
1	969°C*	4.8 s	48°C	258°C
2 **	955°C	5.2 s		
3	870°C	5.9 s		

*) Obere Temperaturgrenze des Messverstärkers erreicht

***) Thermoelement für die Gleeble- Regelung

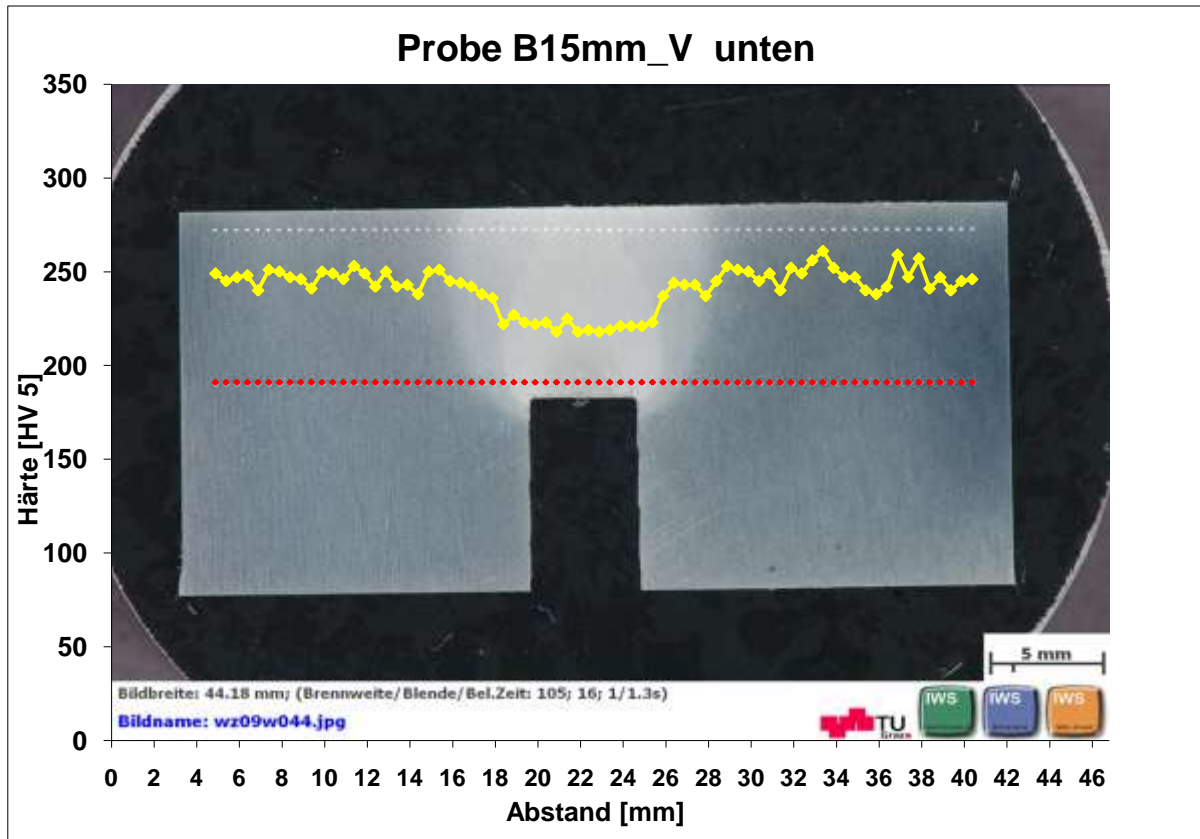


ABBILDUNG 4-18: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM KERBGRUND BEI 15MM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

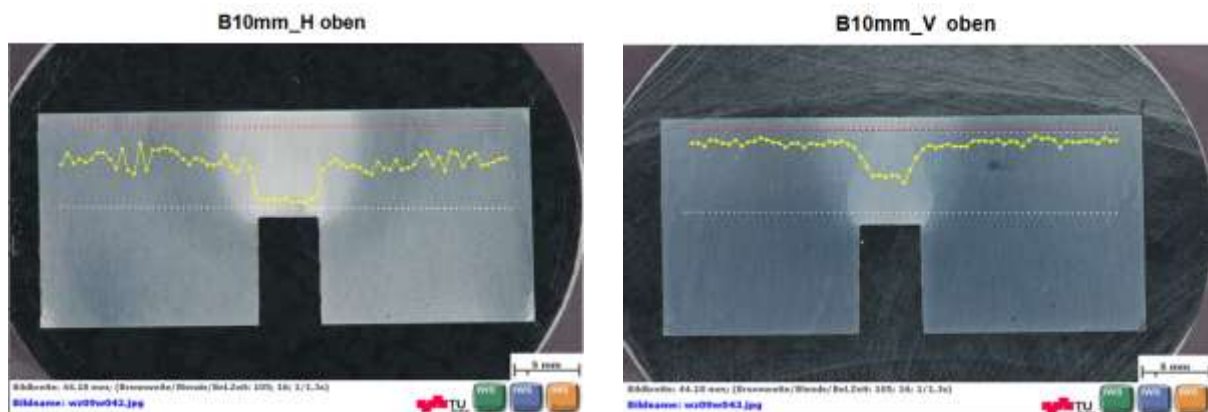


ABBILDUNG 4-19: HÄRTEVERLÄUFE BEI HALTEN AUF DER SPITZENTEMPERATUR (LINKS) UND OHNE HALTEN AUF SPITZENTEMPERATUR DAFÜR MIT VORWÄRMUNG (RECHTS)

Die Härteverläufe der restlichen Proben wurden im Anhang angeführt (Abbildung A 12 bis Abbildung A 19, Seite 104 bis 107).

4.1.2.2 Beidseitig gekerbte Probenform

Bei der beidseitig gekerbten Probe traten keine großen Temperaturgradienten über die Breite der Probe auf.

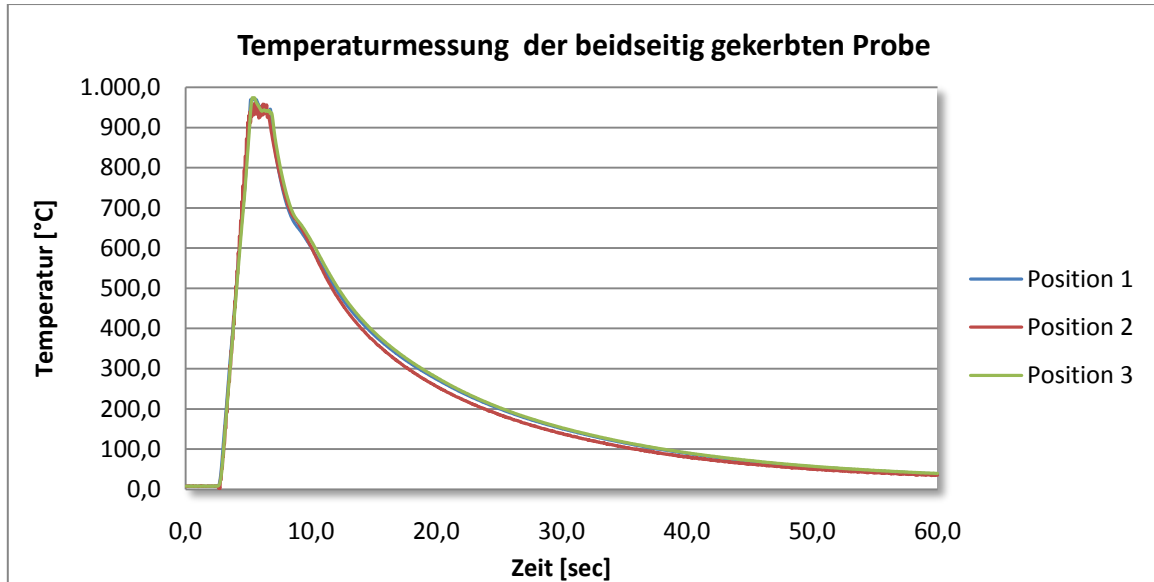


ABBILDUNG 4-20: TEMPERATURVERLÄUFE DER BEIDSEITIG GEKERBTEN PROBE

TABELLE 4-7: AUSWERTUNG DER TEMPERATURVERLÄUFE DER BEIDSEITIG GEKERBTEN PROBE

Thermoelement Position	Spitzentemperatur	$t_{8,5}$ - Zeit	ΔT zwischen 1 und 2	ΔT zwischen 1 und 3
1	969°C*	4.5 s	27°C	5°C
2 **	960°C	4.2 s		
3	969°C*	4.6 s		

*) Obere Temperaturgrenze des Messverstärkers erreicht

***) Thermoelement für die Gleeble- Regelung

4.1.2.3 Beidseitig gekerbte Probenform mit Variation der Spaltbreite

Auf Grund der sichtbaren Anlassfarbender vorherigen Versuche (4.1.2.2, Seite 62) konnte angenommen werden, dass es auf der Gleeble möglich ist auch schmale Weiche Zonen herzustellen. Die Härtemessreihen in Tabelle 4-8 zeigte jedoch, dass nur ein minimales Verhältnis X von 0,78 erreicht werden konnte. Es zeigte sich, dass mit dem Schweißsimulator nicht genügend hohe Energiedichte bzw. nicht genügend hohe Temperaturgradienten herstellbar sind, um schmale Weiche Zonen darstellen zu können. Bei 5mm Spaltbreite zeigte sich eine besonders breite Weiche Zone, dass ließ sich auf die ungewollt hohe Spitztemperatur (über 1000°C) zurückführen, die sich durch die Regelabweichung der Gleeble einstellte (Abbildung 4-21). In der Abbildung 4-23 und der Abbildung 4-24 sind die Härteverläufe über die Mitte und im Kerbgrund einer Probe dargestellt.

TABELLE 4-8: BREITE DER WEICHEN ZONE

Probenbezeichnung	Spaltbreite	Backenabstand	Br. WZ/Blechst. Rand	Br. WZ/Blechst. Mitte	Br. WZ/Blechst. Gemittelt
06mm_95D	0.6 mm	8 mm	0.83	1.00	0.91
1mm_950D	1 mm	10 mm	0.75	1.00	0.88
2mm_950D	2 mm	10 mm	0.66	0.90	0.78
5mm_950C	5 mm	10 mm	1.08	1.33	1.21
7mm_950D	7 mm	10 mm	1.00	1.09	1.05
10mm_95D	10 mm	10 mm	1.00	1.17	1.08
12mm_95D	12 mm	13 mm	1.25	1.33	1.29

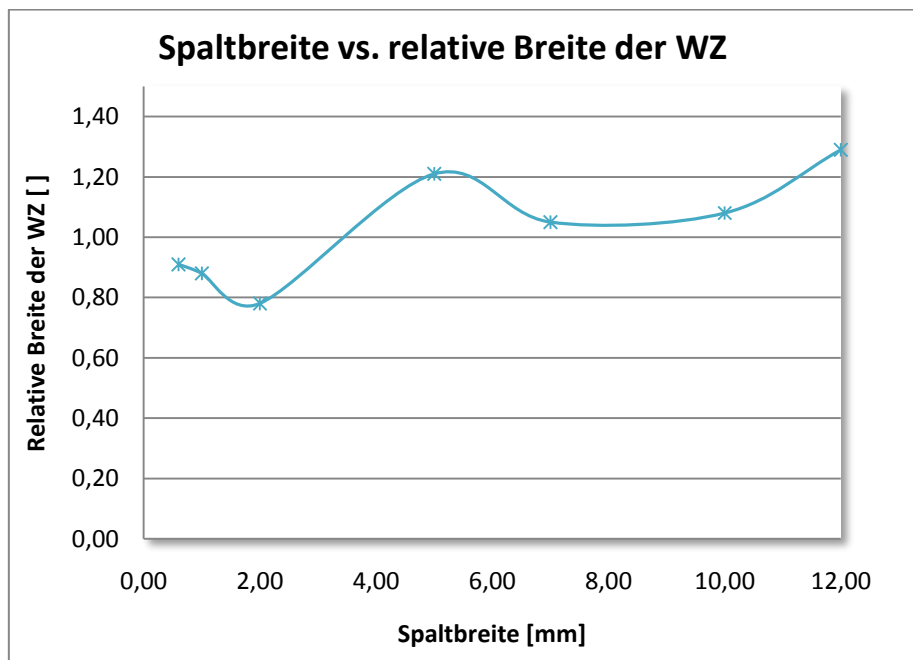


ABBILDUNG 4-21: SPALTBREITE VS. RELATIVE BREITE DER WZ

TABELLE 4-9: SPITZENTEMPERATUR UND $t_{8,5}$ - ZEIT

Probenbezeichnung	Spaltbreite	$t_{8,5}$ - Zeit	Spitzentemperatur
06mm_95A	0.6 mm	6.1 s	936°C
06mm_95B		6.1 s	937°C
06mm_95C		6.3 s	935°C
1mm_950A	1 mm	5.5 s	936°C
1mm_950B		5.7 s	949°C
1mm_950C		6.1 s	948°C
2mm_950A	2 mm	5.0 s	978°C
2mm_950B		4.8 s	968°C
2mm_950C		5.1 s	973°C
5mm_950A	5 mm	4.8 s	999°C
5mm_950B		4.4 s	999°C
5mm_950D		3.2 s	982°C
7mm_950A	7 mm	4.4 s	959°C
7mm_950B		4.7 s	992°C
7mm_950C		4.6 s	970°C
10mm_95A	10 mm	4.2 s	877°C
10mm_95B		4.5 s	910°C
10mm_95C		4.7 s	911°C
12mm_95A	12 mm	5.9 s	970°C
12mm_95B		6.0 s	967°C
12mm_95C		6.1 s	958°C

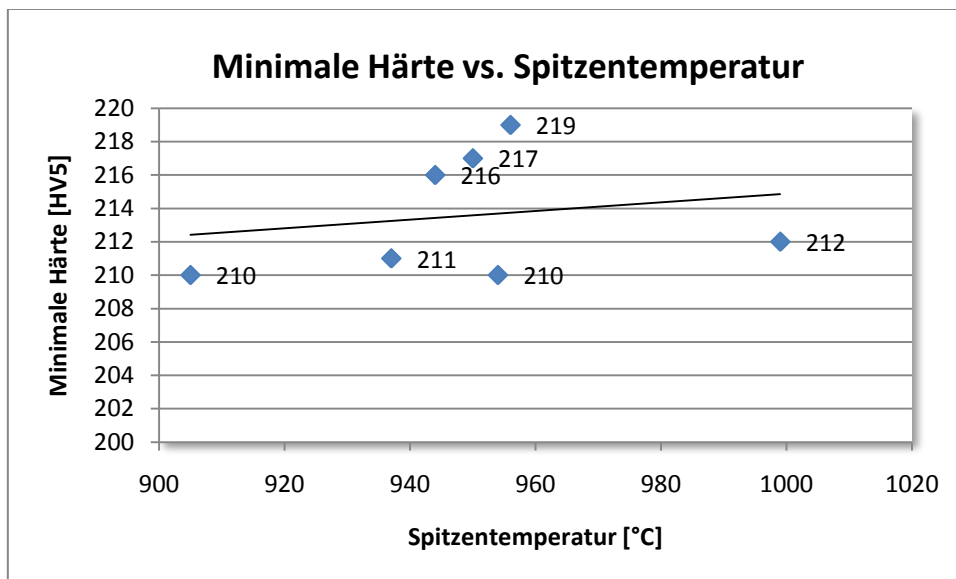


ABBILDUNG 4-22: MIN. HÄRTE ÜBER DER SPITZENTEMPERATUR (DOPPELSEITIG GESCHLITZT)

In Abbildung 4-22 wurde wiederum der Einfluss der Spitzentemperatur auf die Härte dargestellt. Dabei zeigte sich an Hand einer Trendlinie, dass es, wie bereits vorher beschrieben, zu einem leichten Anstieg der Härte bei höheren Spitzentemperaturen kommt.

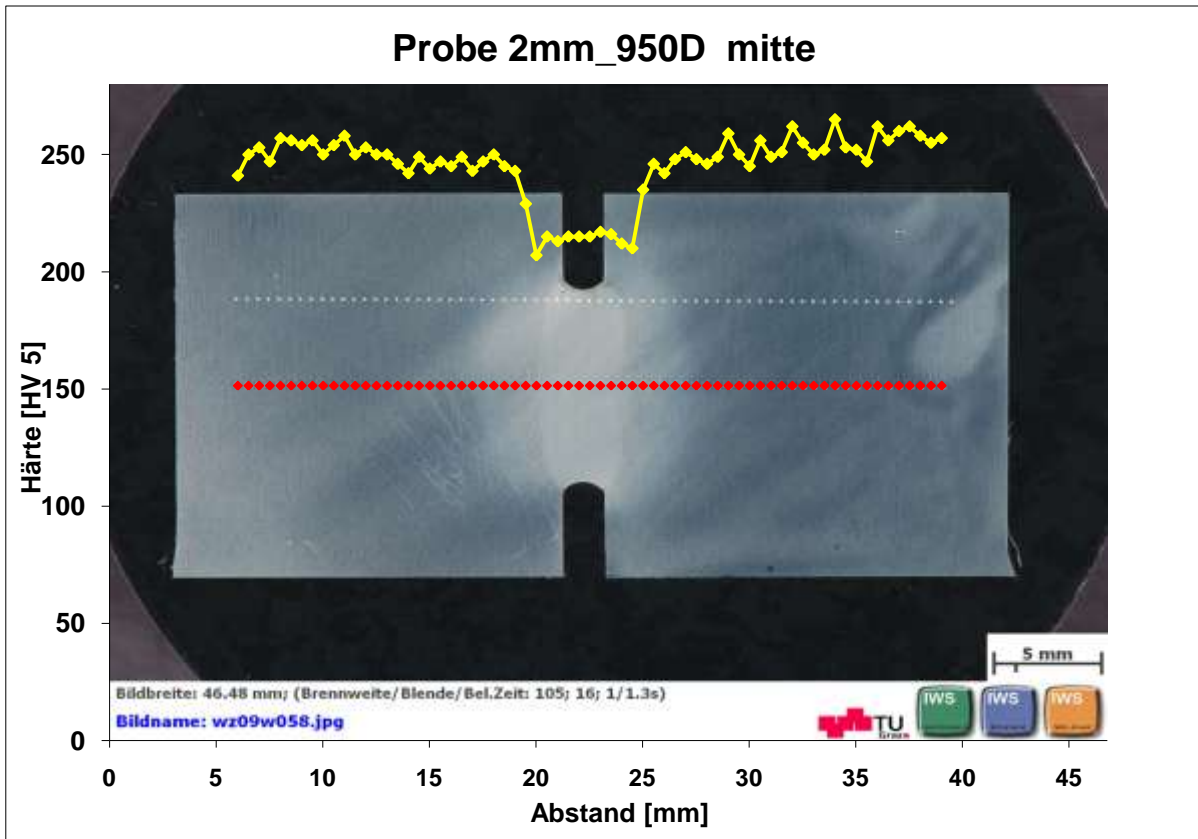


ABBILDUNG 4-23: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 2MM SPALTBREITE

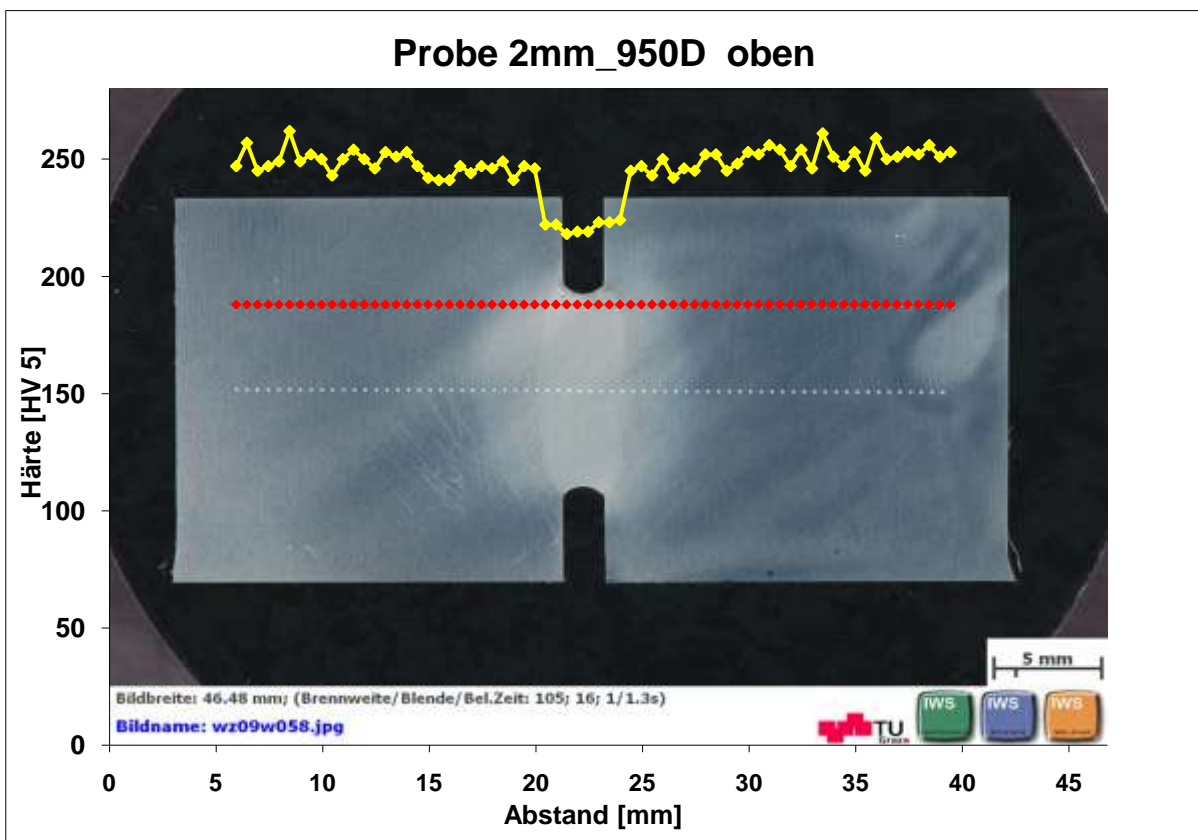


ABBILDUNG 4-24: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 2MM SPALTBREITE

4.1.3 AUSWERTUNG DER ZUGVERSUCHSERGEBNISSE

Bei dieser Versuchsreihe konnte nur die Zugfestigkeit bestimmt werden, da es uns aufgrund der geometrischen Abmessungen (120x20x6mm) der Proben aus Platzmangel nicht möglich war im Zugversuch den Feindehnungsaufnehmer an der Probe anzubringen (Tabelle 4-10). Jedoch ist die Bestimmung der exakten Dehnung bei Schweißnähten ohnehin nicht möglich ist, da es durch die Wärmebringung zu einer Ausbildung inhomogener Bereiche kommt. Dadurch kann die Streckgrenze bzw. andere Dehngrenzen nur abgeschätzt werden, zudem ist es laut Norm DIN EN ISO 15614-1 nur zulässig, die Zugfestigkeit und eine Beurteilung der Bruchflächen bei Schweißnähten zu bestimmen. Die Dehnung im Spannungs- Dehnungs Diagramm in Abbildung 4-25 wurde über den Spindelweg der Zugprüfmaschine RMC 100 und die Prüflänge L_0 grob abgeschätzt

TABELLE 4-10: ZUGFESTIGKEIT BEI UNTERSCHIEDLICH GROßEN WEICHEN ZONEN MIT DER BREITEN PROBENGEOMETRIE

Probenbezeichnung	Spaltbreite	$t_{8,5}$ - Zeit	Spitzentemperatur	Br. WZ/Blechst.	Zugfestigkeit
06mm_95A	0.6 mm	6.1 s	936°C	0.91	761 N/mm ²
06mm_95B		6.1 s	937°C		759 N/mm ²
06mm_95C		6.3 s	935°C		755 N/mm ²
1mm_950A	1 mm	5.5 s	936°C	0.88	767 N/mm ²
1mm_950B		5.7 s	949°C		769 N/mm ²
1mm_950C		6.1 s	948°C		760 N/mm ²
2mm_950A	2 mm	5.0 s	978°C	0.78	781 N/mm ²
2mm_950B		4.8 s	968°C		777 N/mm ²
2mm_950C		5.1 s	973°C		778 N/mm ²
5mm_950A	5 mm	4.8 s	999°C	1.21	765 N/mm ²
5mm_950B		4.4 s	999°C		771 N/mm ²
5mm_950D		3.2 s	982°C		783 N/mm ²
7mm_950A	7 mm	4.4 s	959°C	1.05	765 N/mm ²
7mm_950B		4.7 s	992°C		757 N/mm ²
7mm_950C		4.6 s	970°C		759 N/mm ²
10mm_95A	10 mm	4.2 s	877°C	1.08	784 N/mm ²
10mm_95B		4.5 s	910°C		793 N/mm ²
10mm_95C		4.7 s	911°C		786 N/mm ²
12mm_95A	12 mm	5.9 s	970°C	1.29	753 N/mm ²
12mm_95B		6.0 s	967°C		754 N/mm ²
12mm_95C		6.1 s	958°C		751 N/mm ²

In Tabelle 4-11 wurde die Zugfestigkeiten der nicht geschlitzten quaderförmigen Proben (120x10x6mm), wie wir sie im 3. Vorversuch verwendet wurde, angeführt, Ziel war es dabei auch die Zugfestigkeit bei sehr großen Verhältnissen der Breite WZ zu Blechstärke darzustellen zu können.

TABELLE 4-11: ZUGFESTIGKEIT DER SCHMALEN GLEEBLE- PROBEN

Probenbezeichnung	$t_{8,5}$ - Zeit	Spitzentemperatur	Br. WZ/Blechst.	Zugfestigkeit
2.5_1000A	9.0 s	910°C	4.28	731 N/mm ²
2.5_1000B	8.7 s	912°C		727 N/mm ²
2.5_1000C	9.1 s	915°C		726 N/mm ²

TABELLE 4-12: ZUGFESTIGKEIT DES GRUNDWERKSTOFFES

Probenbezeichnung	Zugfestigkeit
GW1	860 N/mm ²
GW2	865 N/mm ²
GW3	867 N/mm ²

Abbildung 4-25 stellt die Spannungs- Dehnungs Verläufe der einzelnen Proben dar. Dabei lassen sich die Proben in drei Gruppen einteilen. Der unbeeinflusste Grundwerkstoff besitzt, wie zu erwarten, die höchste Zugfestigkeit mit einer höheren Bruchdehnung als die Proben mit der breiten Geometrie. Die breiten Gleeble- Proben mit einer relativen WZ Breite von 0,78 bis 1,29 weisen dabei einen Abfall der Zugfestigkeit von ca. 10% im Vergleich zum Grundwerkstoff auf. Bei den schmalen Gleeble- Proben mit einer relativen WZ Breite von 4,28 beträgt der Abfall der Zugfestigkeit ca. 15%.

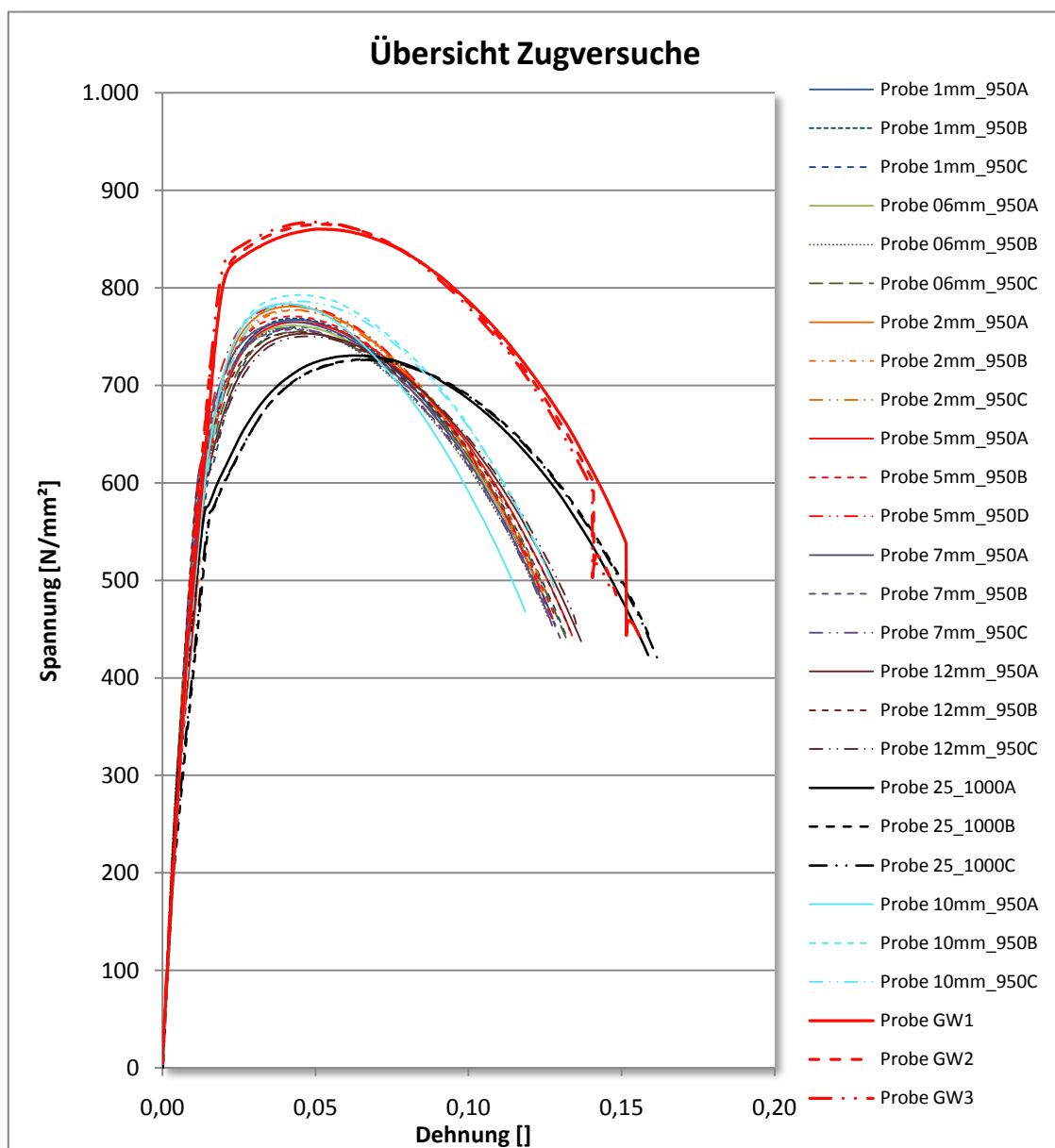


ABBILDUNG 4-25: ÜBERSICHT DER ZUGVERSUCHE DER GLEEBLE- PROBEN DES GRUNDWERKSTOFFES GW, SOWIE MIT UNTERSCHIEDLICHEN SPALTBREITEN (0 BIS 12 MM)/EINGESTELLTE SPITZENTEMPERATUREN 950 BIS 1000°C

4.2 Laserschweißversuche

4.2.1 AUSWERTUNG DER HÄRTEMESSUNGEN DER LASERSCHWEIßUNGEN

Zur Beschreibung der Weichen Zonen durch die Laserschweißungen, wurde eine Härtemessreihe im Abstand von 2mm von der Blechoberseite durchgeführt (Abbildung 4-26 bis Abbildung 4-28). Mit freiem Auge sichtbar sind die Poren in den Querschliffen zu erkennen. Die Naht mit der geringsten Streckenenergie (3,75 kJ/cm) wurde nicht ganz durchgeschweißt, wie man am Spalt an der Blechunterseite unschwer erkennen kann. Bei der Probe mit der höchsten Streckenenergie stellte sich keine Aufhärtung in der Schmelzzone ein, was auf die geringe Schweißgeschwindigkeit und die damit verbundene Vorwärmung des Bleches zurückzuführen ist. Die Probe mit der mittleren Streckenenergie (5,0 kJ/cm) zeigt ebenfalls eine Aufweichung in der WEZ und in der Schweißnaht, jedoch war die Aufweichung um 20HV geringer als bei der Probe mit der hohen Streckenenergie. Die Probe mit der geringsten Streckenenergie erfuhr nur eine Aufweichung in der WEZ, in der Schmelzzone kam es durch die geringe $t_{8,5}$ -Zeit zu einer Aufhärtung des Werkstoffes (Abbildung 4-28).

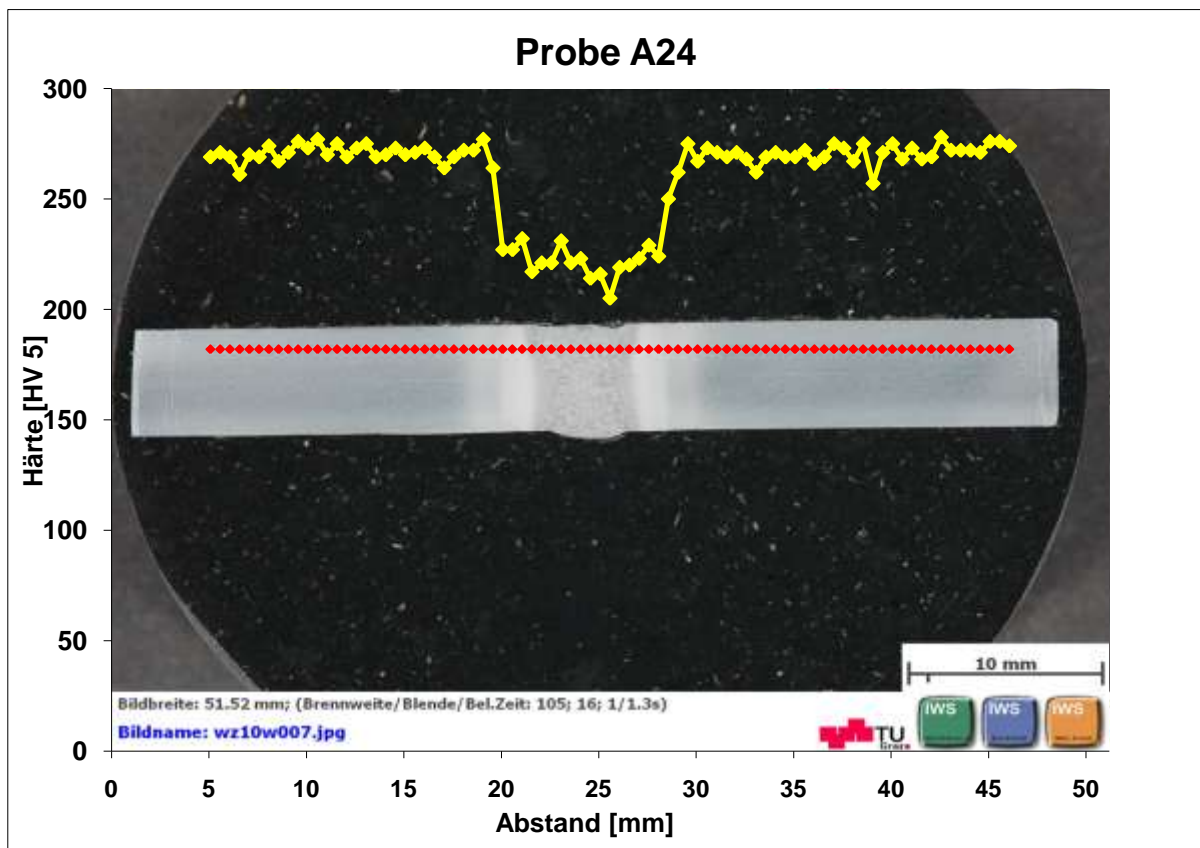


ABBILDUNG 4-26: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE LASERSCHWEIßUNG MIT DER HÖCHSTEN STRECKENENERGIE (7,50 kJ/cm)

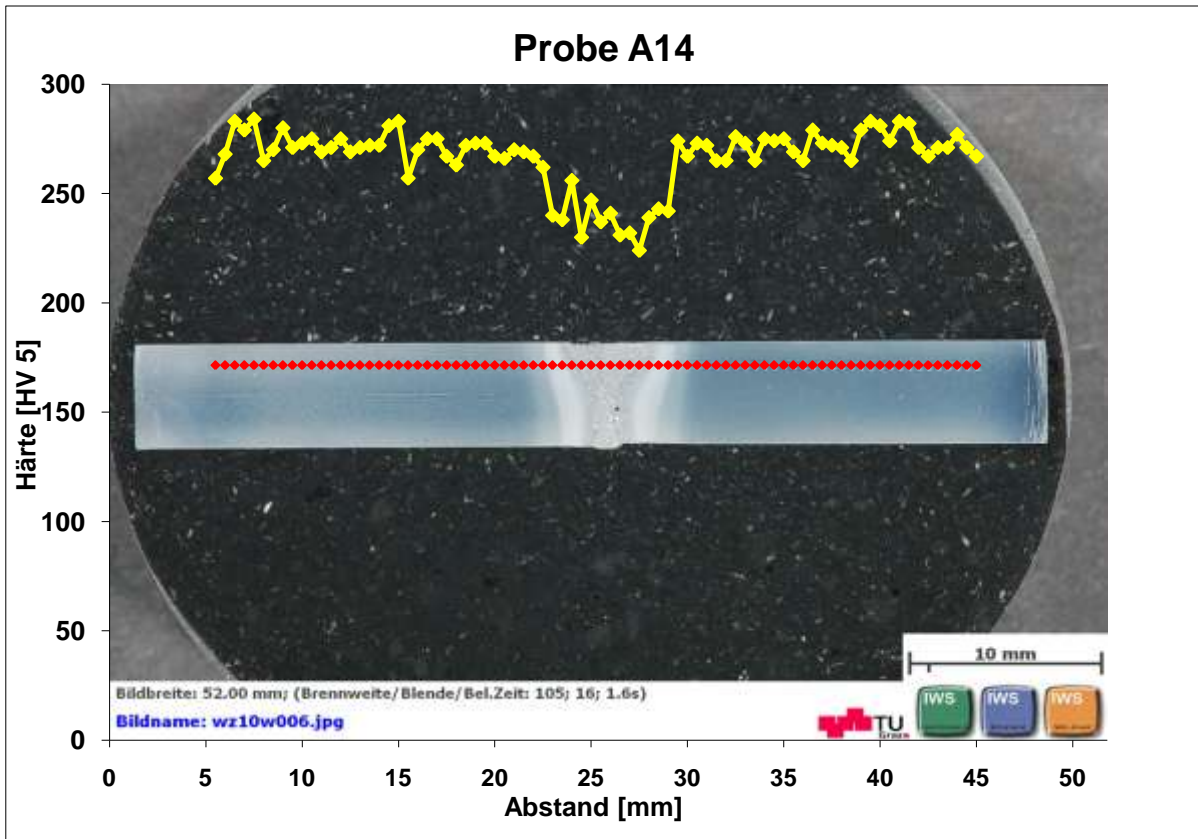


ABBILDUNG 4-27: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE LASERSCHWEIßUNG MIT DER MITTLEREN STRECKENENERGIE (5,00 kJ/cm)

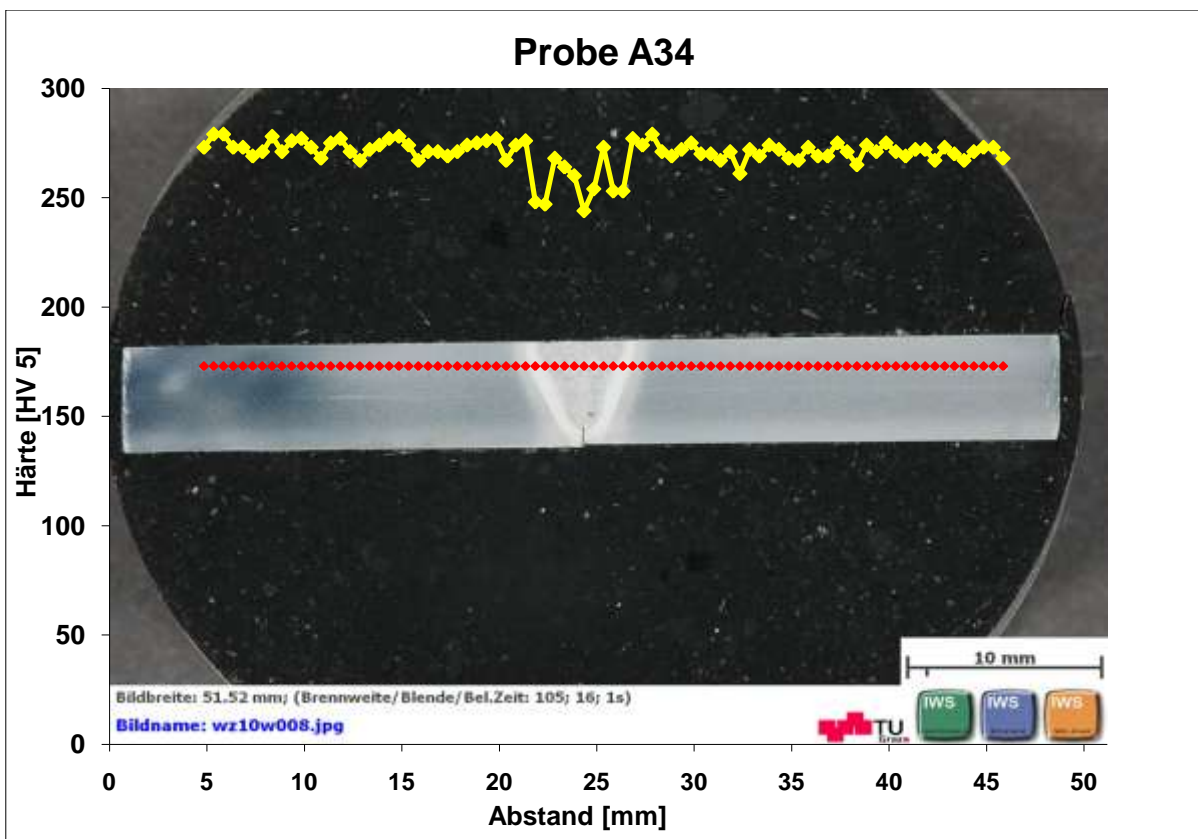


ABBILDUNG 4-28: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE LASERSCHWEIßUNG MIT DER GERINGSTEN STRECKENENERGIE (3,75 kJ/cm)

4.2.2 AUSWERTUNG DER ZUGVERSUCHE DER LASERSCHWEIßUNGEN

Aus den geschweißten Probenblechen (I- Naht- Vorbereitung ohne Spalt) wurden Proben für die Zugversuche gefertigt. Dabei wurde auf die Probenform der Gleeble- Zugversuche zurückgegriffen, um den Einfluss der geometrischen Form ausschalten zu können. Da ohne Schweißbadunterlage geschweißt wurde, fiel das Schweißbad an der Oberseite leicht ein, wobei es an der Unterseite zu einer Auswölbung kam, d.h. Wurzelüberhöhung. Es war daher nötig die Dicke der Probe auf 4mm zu reduzieren, um mögliche Kerbwirkungseffekte auszuschalten. Somit entstand jedoch ein Unterschied von 2mm gegenüber den Sonderflachzugproben der Gleeble- Versuche (Abbildung 3-13). Des Weiteren wurden auch noch Flachzugproben F03 (Abbildung 3-14) angefertigt, um die Ergebnisse mit jenen von F. Hochhauser (2009) vergleichen zu können. Eine Übersicht der Probenentnahme bei der höchsten Streckenenergie ist in Abbildung 4-29 gezeigt. Die Probenentnahme für die Bleche mit niedriger und mittlerer Streckenenergie finden sich im Anhang, Abbildung A 69 und Abbildung A 70 (Seite 133).

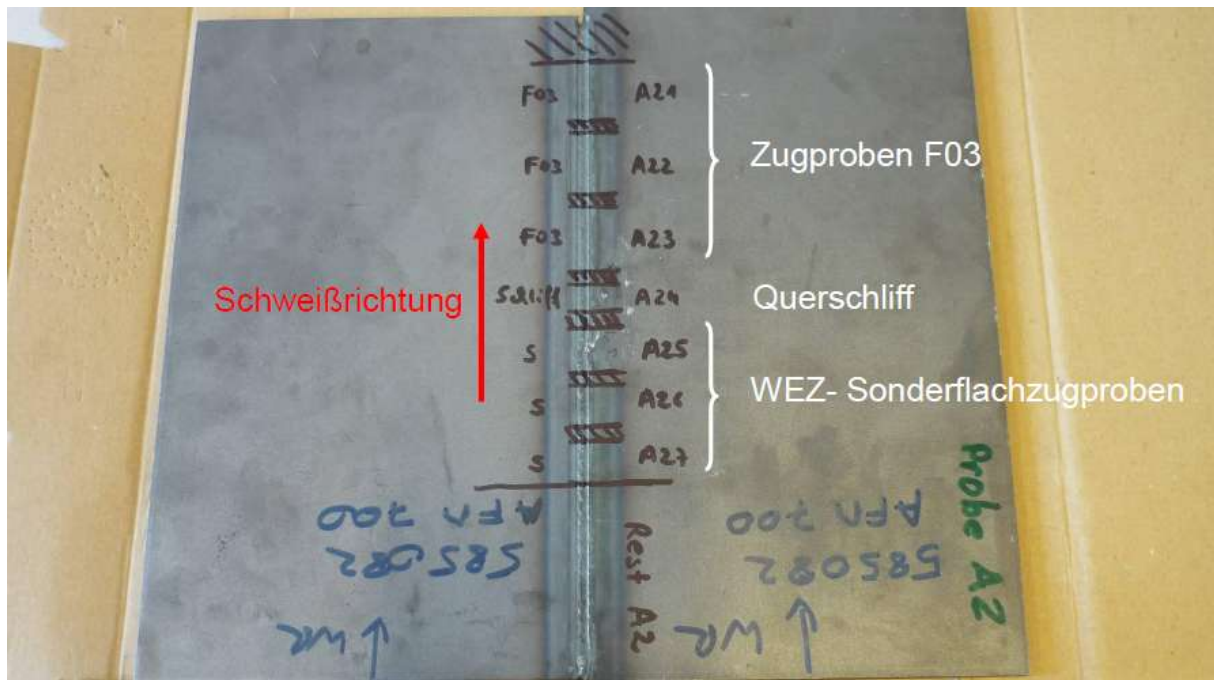


ABBILDUNG 4-29: ÜBERSICHT DER PROBENENTNAHME BEI DEN LASERSCHWEIßVERSUCHEN (HÖCHSTER STRECKENENERGIE)

Die entnommenen Zugversuchsproben wurden im Anschluss angeätzt um die WEZ besser darstellen zu können. Dabei zeigte sich jedoch, dass die Schweißungen zu einer Porenbildung in der Schweißnaht geführt haben. Diese wurde auf die niedrige Leistung des Lasers (3kW) zurückgeführt und konnten auch nicht durch eine niedrige Schweißgeschwindigkeit kompensiert werden. Die Poren traten größtenteils an der Unterseite der Schweißnaht (Schweißnahtwurzel) auf. In Abbildung 4-30 und Abbildung 4-31 sind die Makroätzungen über die Oberflächen der Flachzugproben F03 und Sonderflachzugproben bei hoher Streckenenergie dargestellt. Die Makroätzungen der Oberflächen der Zugproben mit mittlerer und niedriger Streckenenergie sind im Anhang unter Abbildung A 71 bis Abbildung A 74 (Seite 134 und 135) zu finden.

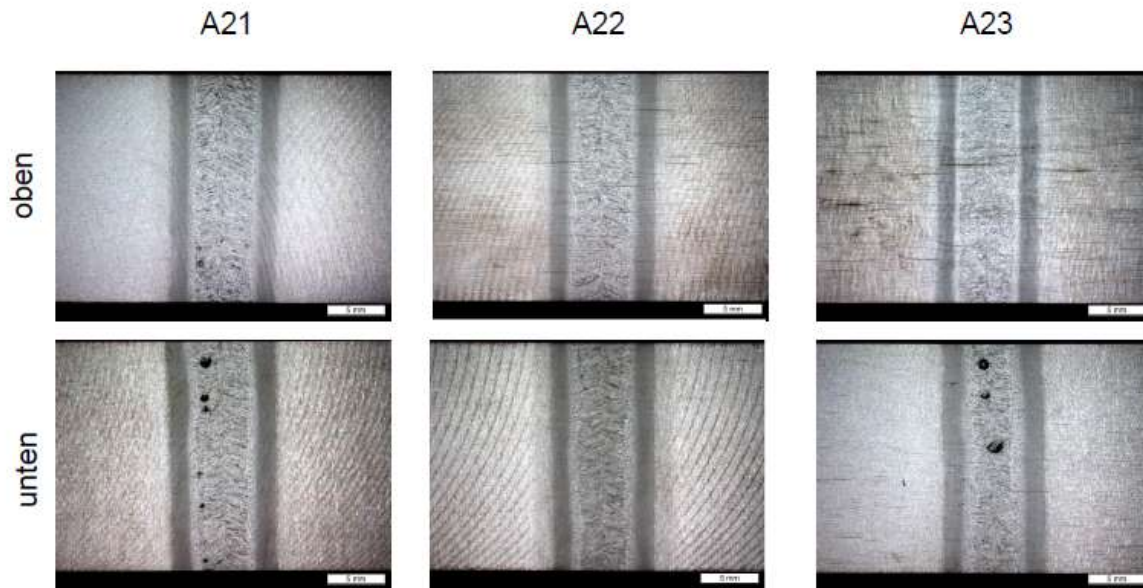


ABBILDUNG 4-30: MAKROÄTZUNGEN DER OBER- UND UNTERSEITE DER FLACHZUGPROBEN F03 BEI HOHER STRECKENENERGIE

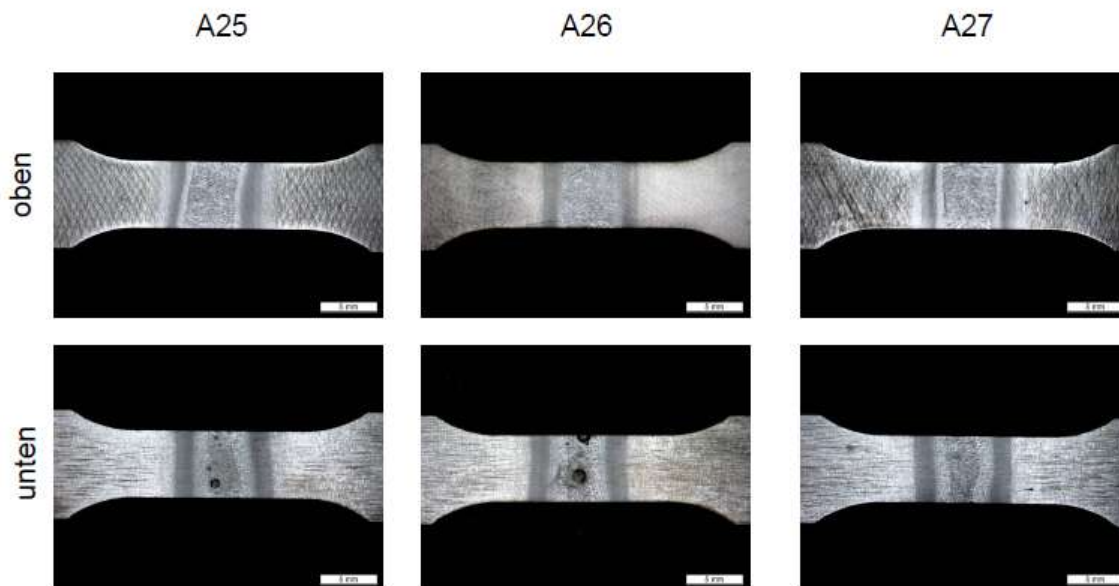
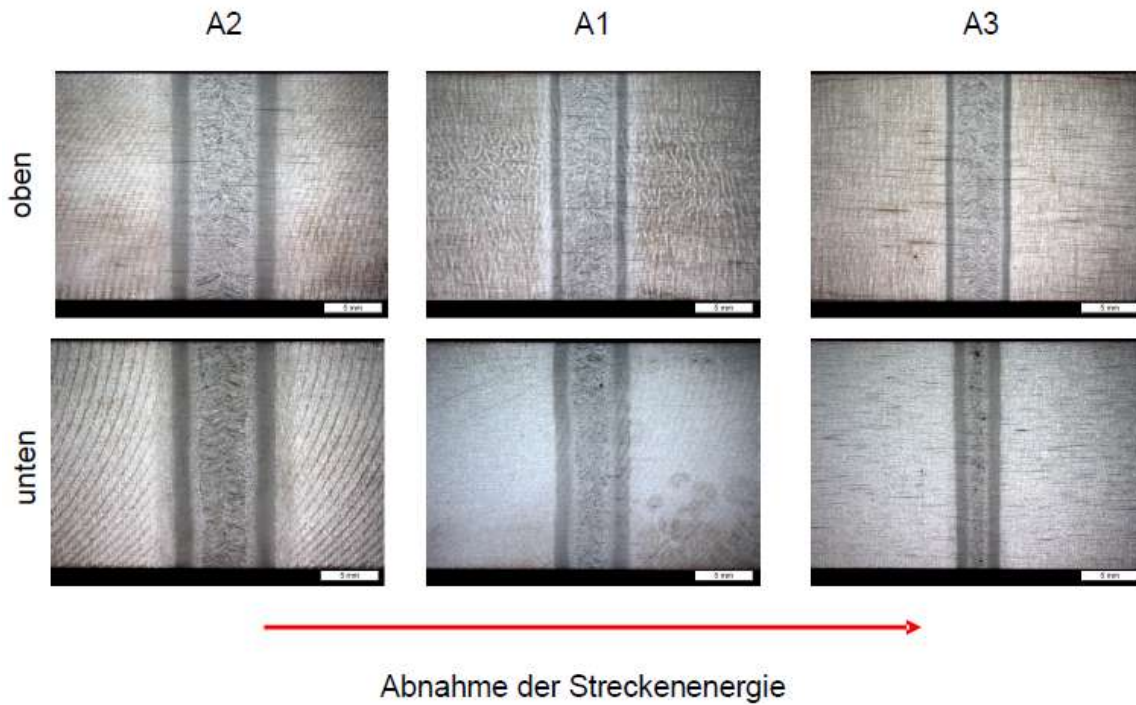


ABBILDUNG 4-31: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER SONDERFLACHZUGPROBEN BEI HOHER STRECKENENERGIE

In Abbildung 4-32 wurden die Einflüsse der Streckenenergie auf die WEZ dargestellt, dabei zeigte sich, dass es bei geringer Streckenenergie zu einer V-förmigen Ausbildung der Schmelzlinien kommt. Es ist zu sehen, dass sich der Aufschmelzbereich bei geringer Streckenenergie zwischen der Blech-oberseite und der -unterseite deutlich verringert. Im Gegensatz zu hohen Streckenenergie, wo der Aufschmelzbereich annähernd konstant bleibt.



ABILDUNG 4-32: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER FLACHZUGPROBEN F03 IN ABHÄNGIGKEIT DER STRECKENENERGIE

In Tabelle 4-13 sind die Ergebnisse der Zugversuche der Flachzugprobenform F03 (Abbildung 3-14) und der Sonderflachzugprobenform (Abbildung 3-13) dargestellt. Es wurde bei dieser Serie nur die Zugfestigkeit ermittelt, da eine exakte Bestimmung der Dehnung bei Schweißnähten nicht möglich ist und laut Norm DIN EN ISO 15614-1 auch nicht zulässig ist.

TABELLE 4-13: ERGEBNISSE DER ZUGVERSUCHE AUS DEN LASERSCHWEIßPROBEN

Probenbezeichnung	Probenform	Streckenenergie [kJ/cm]	Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]
A11	Flachzug F03	5.00	768
A12	Flachzug F03	5.00	776
A13	Flachzug F03	5.00	788
A15	Sonderflachz.	5.00	768
A16	Sonderflachz.	5.00	760
A17	Sonderflachz.	5.00	746
A21	Flachzug F03	7.50	672
A22	Flachzug F03	7.50	716
A23	Flachzug F03	7.50	716
A25	Sonderflachz.	7.50	683
A26	Sonderflachz.	7.50	696
A27	Sonderflachz.	7.50	702
A31	Flachzug F03	3.75	836
A32	Flachzug F03	3.75	829
A33	Flachzug F03	3.75	839
A35	Sonderflachz.	3.75	815
A36	Sonderflachz.	3.75	797
A37	Sonderflachz.	3.75	806

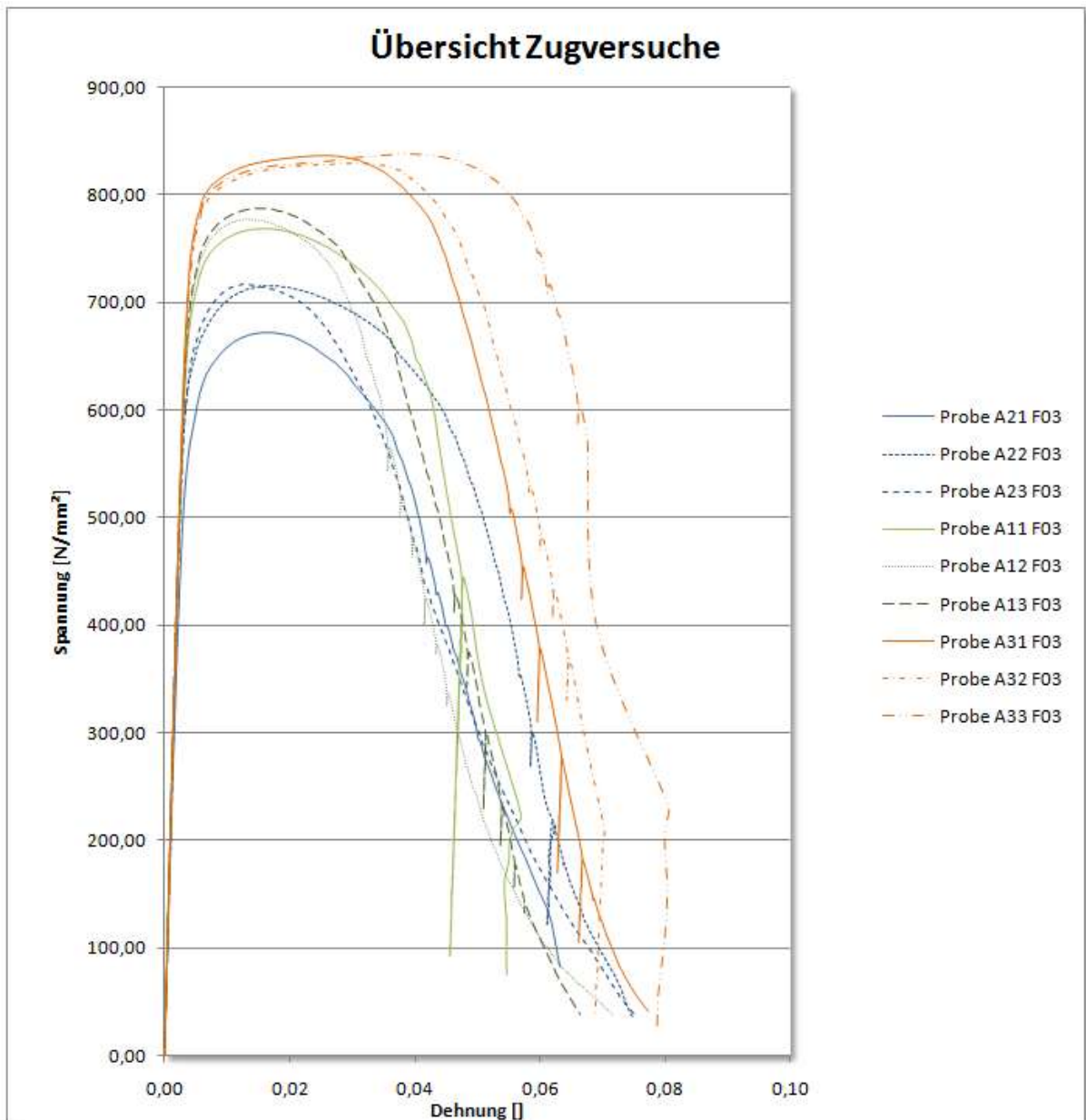


ABBILDUNG 4-33: ÜBERSICHT DER ZUGVERSUCHE DER LASERSCHWEIßPROBEN (PROBENFORM F03)/UNTERSCHIEDLICHE STRECKEN-ENERGIE UND PORENBEHAFTETE SCHWEIßNÄHTE

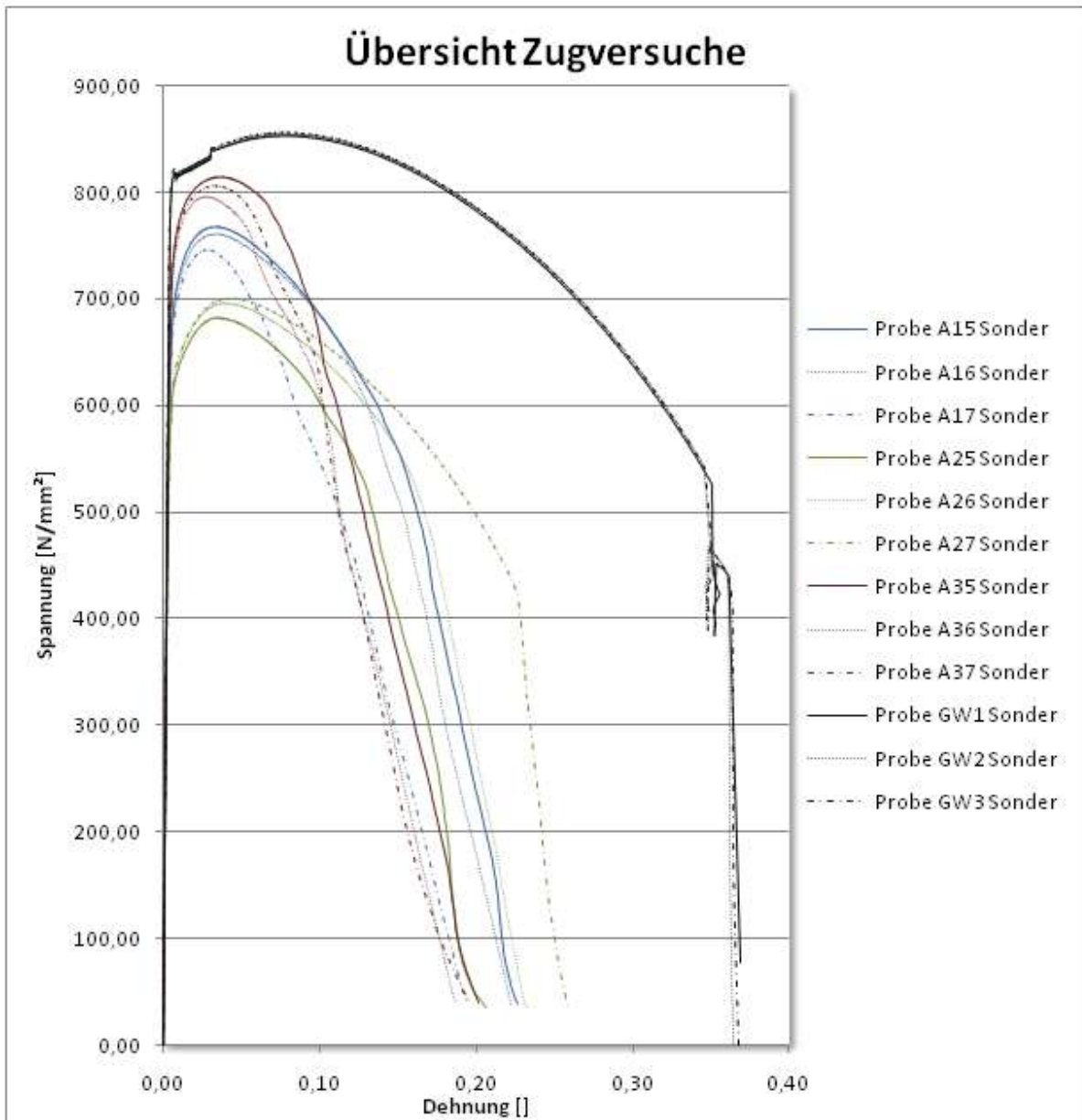


ABBILDUNG 4-34: ÜBERSICHT DER ZUGVERSUCHE DER LASERSCHWEIßPROBEN (SONDERFLACHZUGPROBEN) /UNTERSCHIEDLICHE STRECKENERGIE UND PORENBEHAFTETE SCHWEIßNÄHTE

In Abbildung 4-33 und Abbildung 4-34 wurden die Ergebnisse der Zugversuche angeführt, dabei zeigte sich, dass trotz der starken Porenbildung teilweise reproduzierbare Ergebnisse zustande kamen. Die Spannungs- Dehnungskurven des Grundwerkstoffes sollten dabei nur zum Vergleich veranschaulicht werden. Überraschend war dabei, dass trotz der Porenbildung bei den Zugproben mit der geringsten Streckenenergie, eine annähernd gleich hohe Zugfestigkeit wie bei den unbeeinflussten Grundwerkstoff erzielt wurde. Im Angesicht das der tragende Querschnitt durch die Poren zusätzlich reduziert wird, muss es infolge einer schnelleren Abkühlgeschwindigkeit zu einer Aufhärtung des Werkstoffes gekommen sein. Die Einschnürung und der Bruch fanden bei allen Proben in der Schweißnaht statt.

Bei der Begutachtung der Bruchflächen zeigte sich, dass die Größe der Poren und deren Position im Querschnitt in Abhängigkeit der Streckenergie stark variieren (Abbildung 4-35 und Abbildung 4-36).



ABBILDUNG 4-35: BRUCHFLÄCHE DER ZUGPROBE MIT HOHER STRECKENERGIE, PROBE A21



ABBILDUNG 4-36: BRUCHFLÄCHE DER ZUGPROBE MIT GERINGER STRECKENERGIE, PROBE A33

Eine Erklärung dafür ist, dass die durch die Verdampfung des Materials (hohe Energiedichte) entstandenen Bläschen bestrebt sind im aufgeschmolzenen Werkstoff an die Oberfläche aufzusteigen. Somit sollten sich die größeren Bläschen bei der höheren Streckenergie erklären lassen, im Gegensatz zu den kleineren Bläschen bei der geringeren Streckenergie, die ausschließlich an der Oberfläche der Probenunterseite auftraten.

4.3 Elektronenstrahlschweißen

4.3.1 AUSWERTUNGEN DER HÄRTEMESSUNG DER ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßUNGEN

Durch die höchstenergetische Energieeinbringung beim Elektronenstrahlschweißen (von 10^7 W/cm²), kam es zu einer sehr schmalen WEZ. Dadurch war es nötig das Härteprüfverfahren auf HV 0,1 umzustellen, um den Abstand zwischen den einzelnen Messpunkten verringern zu können. Dadurch wurde es möglich die WEZ mit einem Raster von 0,2mm Abstand zu prüfen. Die Prüfung erfolgte in der Mitte des Querschliffes und 2mm vom oberen Rand der Schweißnaht entfernt, dabei zeigte sich, dass es bei den für die Elektronenstrahlschweißungen üblichen Schweißparametern zu keiner Aufweichung in der WEZ kommt. Jedoch findet eine Aufhärtung in der Schmelzzone statt, was auf die sehr geringe $t_{8,5}$ - Zeit beim Elektronenstrahlschweißen zurückzuführen sein müsste. Aufgrund der Vakuumkammer war die Messung der Abkühlzeit nicht möglich. Die $t_{8,5}$ - Zeiten bei den Elektronenstrahlschweißungen mit den geringen Streckenenergien müssen sich unterhalb von 2 Sekunden befinden, da bei Messungen auf dem Schweißsimulator $t_{8,5}$ - Zeiten von 2 Sekunden keine Aufhärtung erreicht wurden. Bei den Schweißungen mit hohen Streckenenergien (über 3,5 kJ/cm) kam es hingegen zu keiner Aufhärtung des Werkstoffes. Jedoch entstanden sehr breite Weichen Zonen, da es neben der WEZ auch noch zu einer Aufweichung in der Schmelzzone kam. In Tabelle 4-14 sind die Ergebnisse aus der Härtemessung (Abbildung 4-37 und Abbildung 4-38) dargestellt. Die Weiteren Härtemessungen finden sich im Anhang (Abbildung A 32 bis Abbildung A 65, Seite 114 bis 130).

TABELLE 4-14: ERGEBNISSE DER HÄRTEPRÜFUNG DER ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßUNGEN

Probe	Streckenenergie [kJ/cm]	Blind- oder Verbindungsnaht	Aufweichung/ Aufhärtung	Härte Rand [HVO.1]	Härte Mitte [HVO.1]	Breite der Aufweichung bzw. Aufhärtung	
						Rand [mm]	Mitte [mm]
11	0.75	Blind	Aufhärtung	379	396	1.2	1.2
15	3.50	Blind	Aufweichung	230	242	6.8	5.2
20	5.00	Blind	Aufweichung	242	237	8.0	7.0
28	7.50	Blind	Aufweichung	226	221	11.2	10.4
30	10.00	Blind	Aufweichung	220	219	- *)	- *)
33	12.00	Blind	Aufweichung	218	216	16.8	16.4
36	0.71	Blind	Aufhärtung	377	396	1.0	1.4
39	0.75	Blind	Aufhärtung	398	400	1.2	1.2
40	0.81	Blind	Aufhärtung	385	392	1.2	1.2
41	0.79	Blind	Aufhärtung	382	390	1.2	1.2
B3	0.90	Blind	Aufhärtung	362	379	1.4	1.4
B6	0.95	Blind	Aufhärtung	372	371	1.4	1.2
B27	7.50	Blind	Aufweichung	250	254	11.8	11.2
B36	0.71	Blind	Aufhärtung	391	380	1.2	1.4
V3	0.90	Verbindung	Aufhärtung	365	390	1.2	1.4
V6	0.95	Verbindung	Aufhärtung	360	356	1.6	1.4
V27	7.50	Verbindung	Aufweichung	245	248	11.0	11.2
V36	0.71	Verbindung	Aufhärtung	386	375	1.0	1.0

*) keine Bestimmung der Abmessungen möglich, da der Messbereich zu klein gewählt wurde.

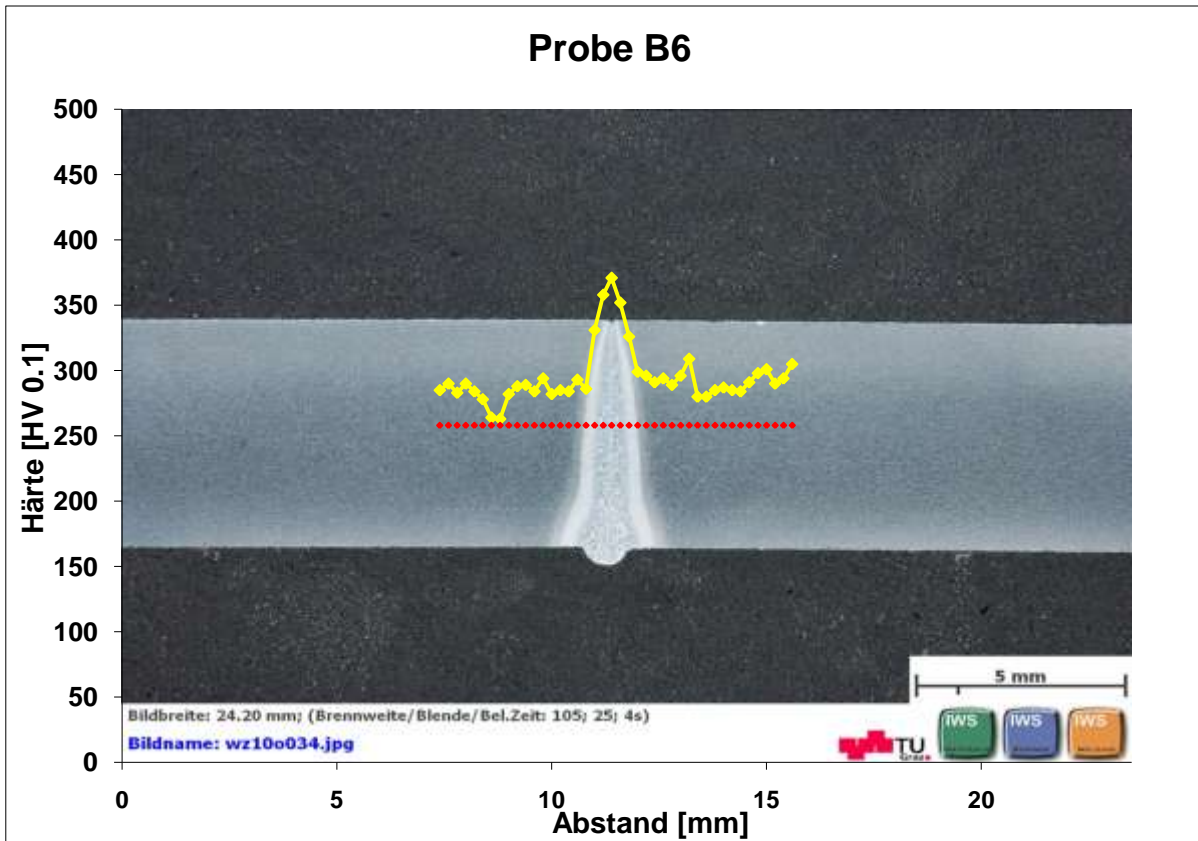


ABBILDUNG 4-37: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,95 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

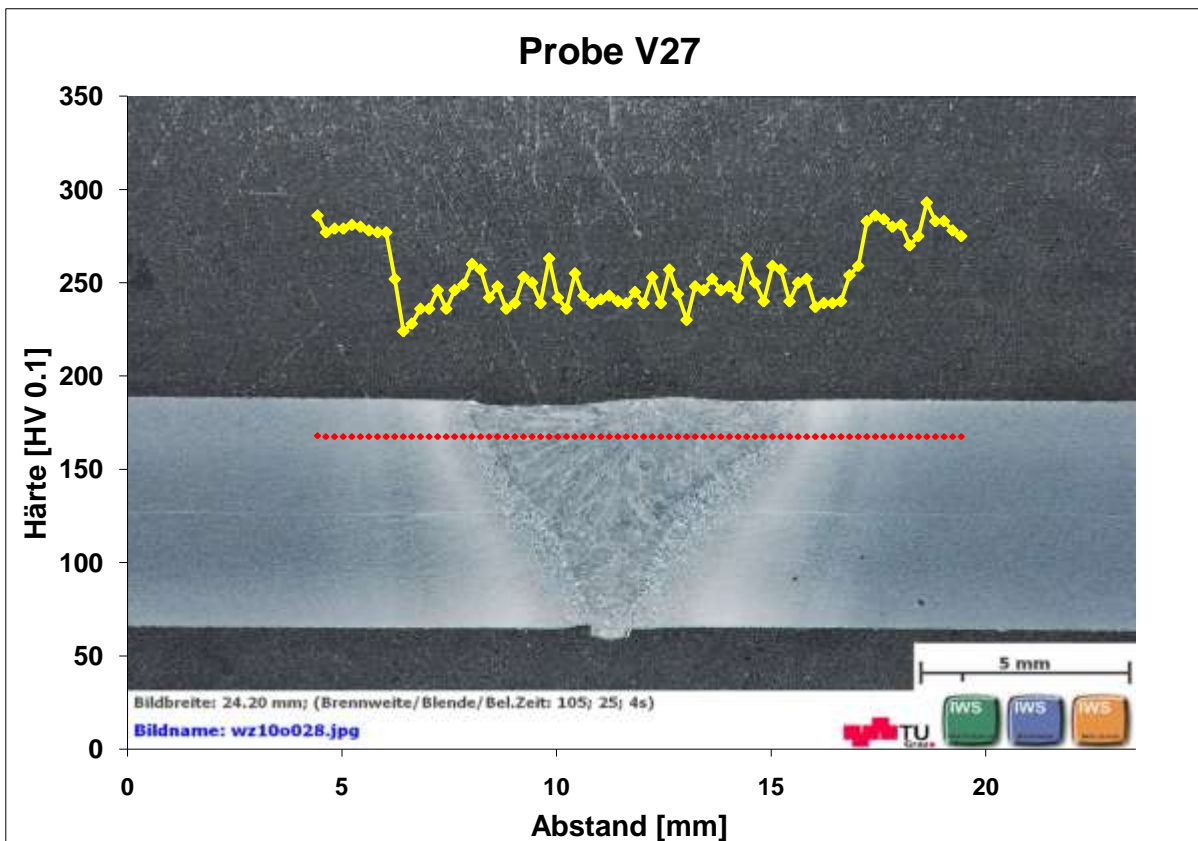


ABBILDUNG 4-38: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- STUMPFNAHT MIT 7,5 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

In Abbildung 4-39 wurde der Einfluss der Streckenenergie auf die Breite WZ dargestellt. Diese nimmt nahezu linear mit der Streckenenergie zu.

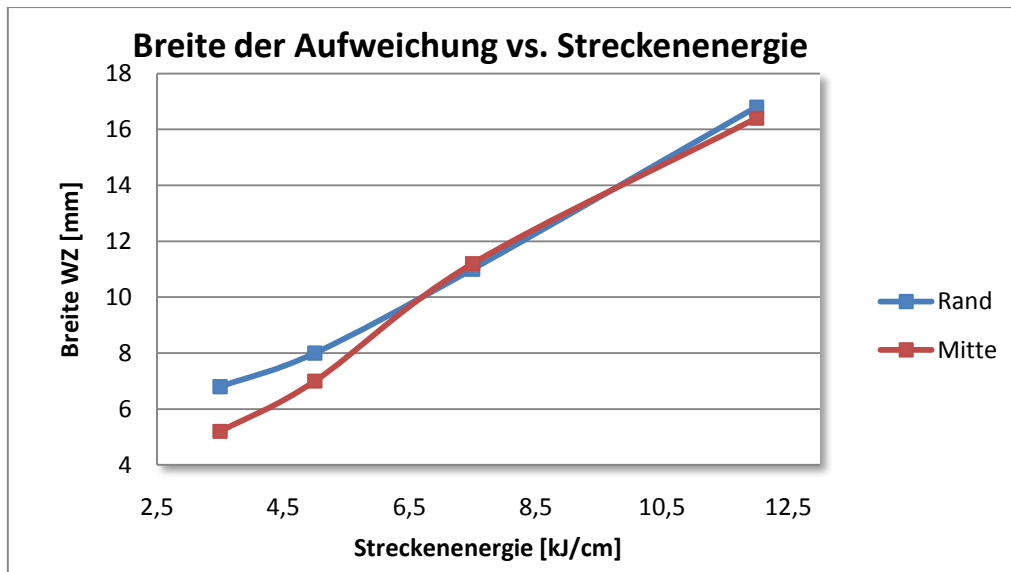


ABBILDUNG 4-39: WZ BREITE ÜBER DER STRECKENENERGIE

Die Ausdehnung der Aufhärtung der Schweißnaht bei zunehmender Streckenenergie zeigt einen geringen Anstieg der Aufhärtungszone bzw. der Schweißnahtbreite. Dabei muss jedoch angemerkt werden, dass es sich um eine sehr geringe Größenänderung handelt (Abbildung 4-40). Des Weiteren lässt sich an Abbildung 4-37 eine WEZ normal zur Blechoberfläche erkennen.

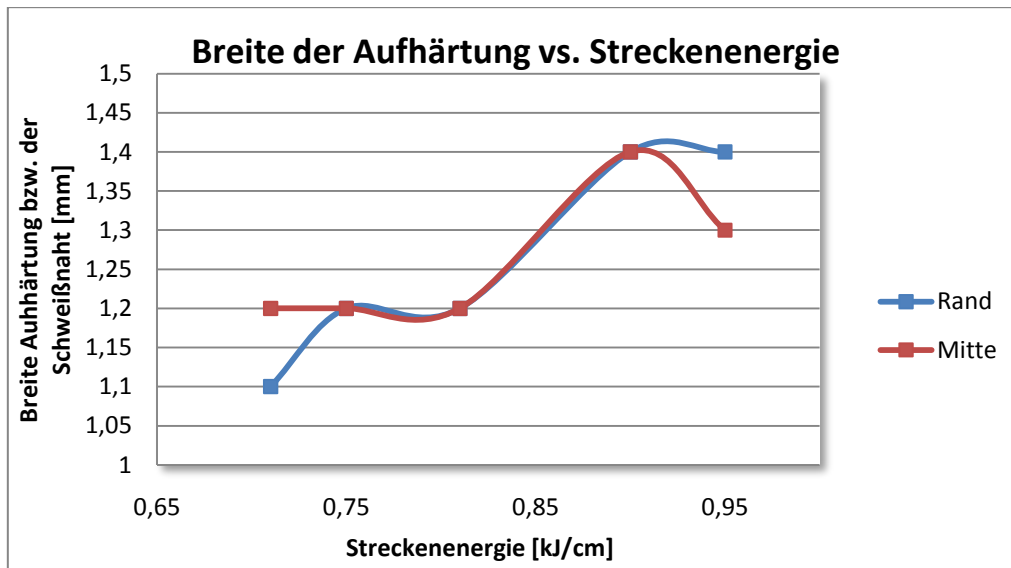


ABBILDUNG 4-40: AUFHÄRTUNG DER SCHWEIßNAHT ÜBER DER STRECKENENERGIE

Um den sehr schmalen Bereich des Abfalles der Härte in der WEZ bei den geringen Streckenenergien zu finden, wurde bei einer Probe (V6) zusätzlich zu den zuvor beschriebenen Härteprüfungen HV0,1 weitere durchgeführt; wobei der Abstand zwischen den Härteeindrücken HV0,1 auf 0,05mm verringert wurde. Dabei zeigte sich, dass selbst bei dieser feinen Rasterung keine Aufweichung festzustellen war (Abbildung 4-41).

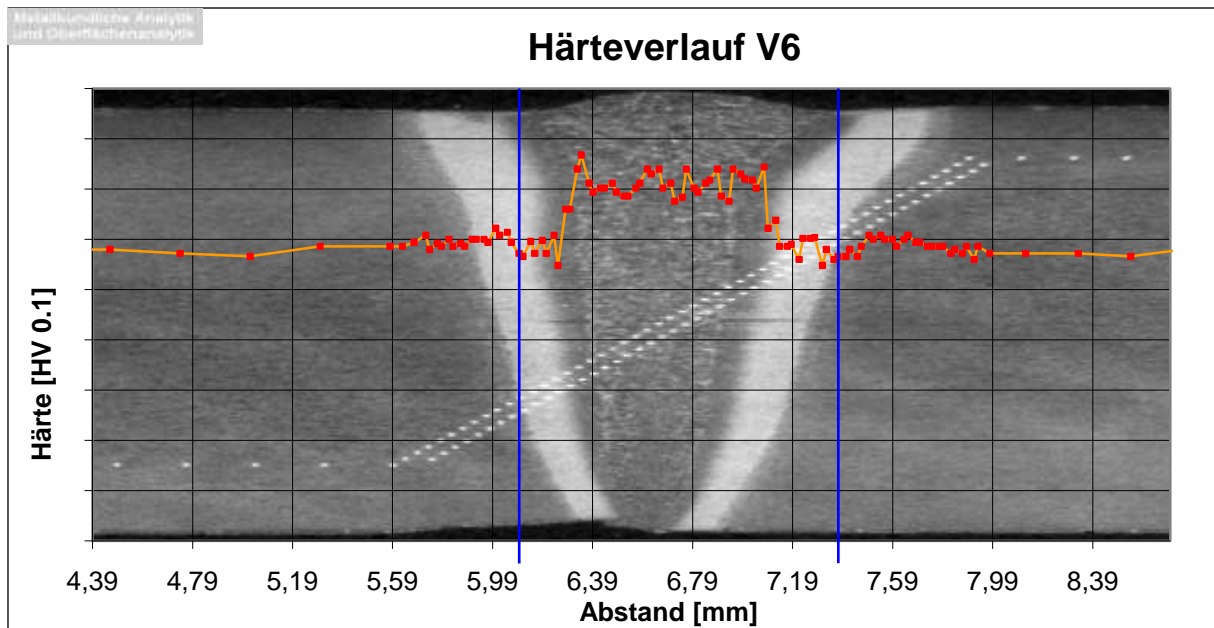


ABBILDUNG 4-41: MIKROHÄRTEVERLAUF DER ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßUNG V6 (0,95kJ/cm)

4.3.2 AUSWERTUNG DER ZUGVERSUCHE DER ELEKTRONSTRAHLSCHWEIßUNGEN

Wie bereits zuvor erwähnt wurden Versuchsbleche der gleichen Blechdicke (aus derselben Charge), wie für die Laserschweißungen verwendet. Es wurden ebenfalls die Flachzugproben F03 und Sonderflachzugproben, um die Vergleichbarkeit der Ergebnisse sicher zu stellen. Aufgrund der geometrischen Abmessungen der Versuchsbleche konnten bei den Blindnähten nur Sonderflachzugproben hergestellt werden. Für die Verbindungsnahten war es hingegen möglich beide Arten der Zugproben anzufertigen. Die Übersicht der Probenentnahme für die Schweißparameter V6 und B6 wurde in Abbildung 4-42 und Abbildung 4-43 angeführt. Da aufgrund der Anlassfarben mit einer kleinen jedoch ausgebildeten Weichen Zone zu rechnen war, wurde entschieden die Blechdicke der Proben zu variieren. Somit sollte unterschiedlich große relative WZ Breiten erstellt werden. In Tabelle 4-15 sind die Ergebnisse aus dem Zugversuch dargestellt. Jedoch zeigte sich, dass die Proben geschweißt mit geringer Streckenenergie auf Grund der Aufhärtung in der Schweißnaht und dem Fehlen der Weichen Zone im unbeeinflussten Grundwerkstoff brachen. Ebenso gab es keinerlei Unterschied bezüglich der Festigkeit zwischen der Verbindungs- und der Blindnaht.

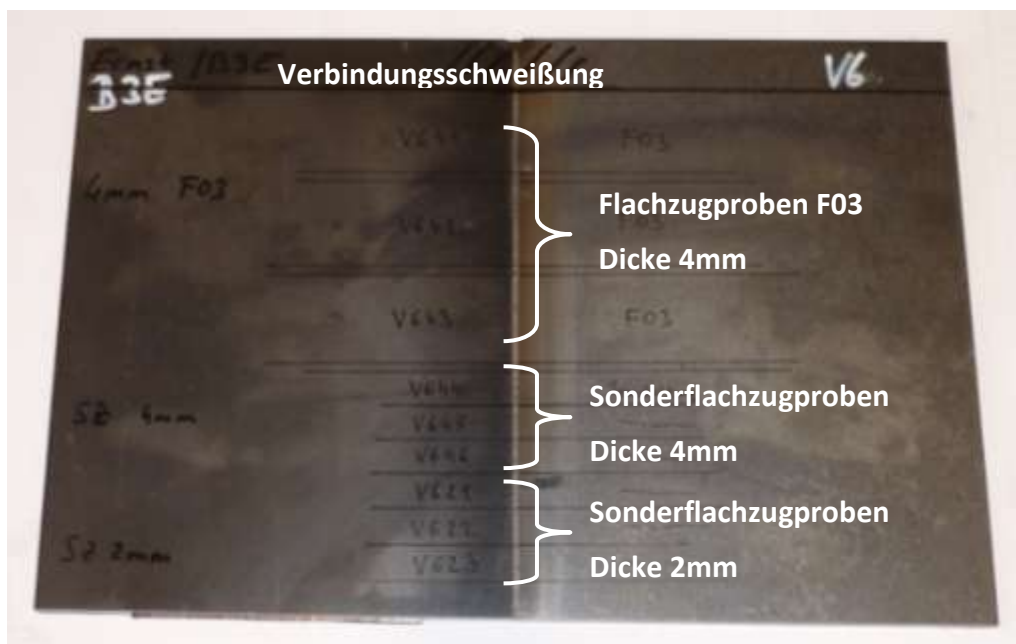


ABBILDUNG 4-42: ÜBERSICHT DER PROBENENTNAHME FÜR DIE VERBINDUNGSSCHWEIßUNG MIT DEN PARAMETERN V6 (0,95 kJ/cm)

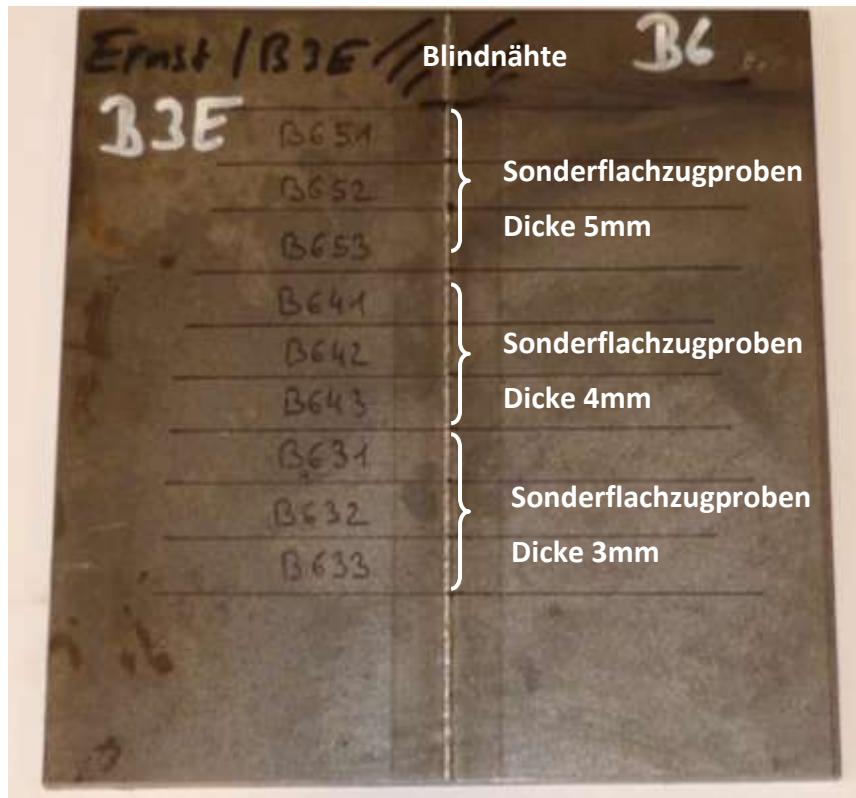


ABBILDUNG 4-43: ÜBERSICHT DER PROBENENTNAHME FÜR DIE BLINDNAHT MIT DEN PARAMETERN B6 (0,95 KJ/CM)

TABELLE 4-15: ERGEBNISSE DER ZUGVERSUCHE AUS DEN ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßPROBEN

Probennummer	Blechdicke [mm]	R _m [N/mm ²]	Zugprüfmaschine
GW_Sonderzug	6	864.0	
V644	4	867.3	Z020
V645	4	873.6	Z020
V646	4	880.2	Z020
V64_Sonderzug	4	873.7	
V621	2	886.0	Z020
V622	2	888.8	Z020
V623	2	884.5	Z020
V62_Sonderzug	2	886.4	
B651	5	880.5	Beta400/150-150
B652	5	880.2	Beta400/150-150
B653	5	883.7	Beta400/150-150
B65_Sonderzug	5	881.5	
B641	4	881.8	Beta400/150-150
B642	4	889.3	Beta400/150-150
B643	4	887.5	Beta400/150-150
B64_Sonderzug	4	886.2	
B631	3	878.3	Z020
B632	3	869.3	Z020
B633	3	874.5	Z020
B63_Sonderzug	3	874.0	
V3644	4	875.8	Z020
V3645	4	880.8	Z020
V3646	4	868.8	Z020
V364_Sonderzug	4	875.1	

TABELLE 4-15: ERGEBNISSE DER ZUGVERSUCHE AUS DEN ELEKTRONENSTRAHLSCHWEIßPROBEN (FORTSETZUNG)

V3621	2	873.2	Z020
V3622	2	872.4	Z020
V3623	2	877.4	Z020
V362_Sonderzug	2	874.3	
B3651	5	884.8	Beta400/150-150
B3652	5	885.1	Beta400/150-150
B3653	5	881.5	Beta400/150-150
B365_Sonderzug	5	883.8	
B3641	4	880.5	Beta400/150-150
B3642	4	892.8	Beta400/150-150
B3643	4	889.7	Beta400/150-150
B364_Sonderzug	4	887.7	
B3631	3	875.4	Z020
B3632	3	880.0	Z020
B3633	3	876.6	Z020
B363_Sonderzug	3	877.3	
V2744	4	704.1	Z020
V2745	4	696.8	Z020
V2746	4	695.9	Z020
V274_Sonderzug	4	698.9	
V2721	2	697.6	Z020
V2722	2	692.9	Z020
V2723	2	689.4	Z020
V272_Sonderzug	2	693.3	
B2751	5	715.9	Beta400/150-150
B2752	5	704.7	Beta400/150-150
B2753	5	702.4	Beta400/150-150
B275_Sonderzug	5	707.7	
B2741	4	697.2	Beta400/150-150
B2742	4	701.3	Beta400/150-150
B2743	4	700.1	Beta400/150-150
B274_Sonderzug	4	699.5	
B2731	3	697.2	Beta400/150-150
B2732	3	691.8	Beta400/150-150
B2733	3	681.8	Beta400/150-150
B273_Sonderzug	3	690.3	
V3641	4	858.0	Beta400/150-150
V3642	4	864.0	Beta400/150-150
V3643	4	855.3	Beta400/150-150
V364_F03	4	859.1	
V641	4	852.7	Beta400/150-150
V642	4	852.7	Beta400/150-150
V643	4	865.7	Beta400/150-150
V64_F03	4	857.0	
V2741	4	721.7	Beta400/150-150
V2742	4	723.7	Beta400/150-150
V2743	4	716.4	Beta400/150-150
V27_F03	4	720.6	

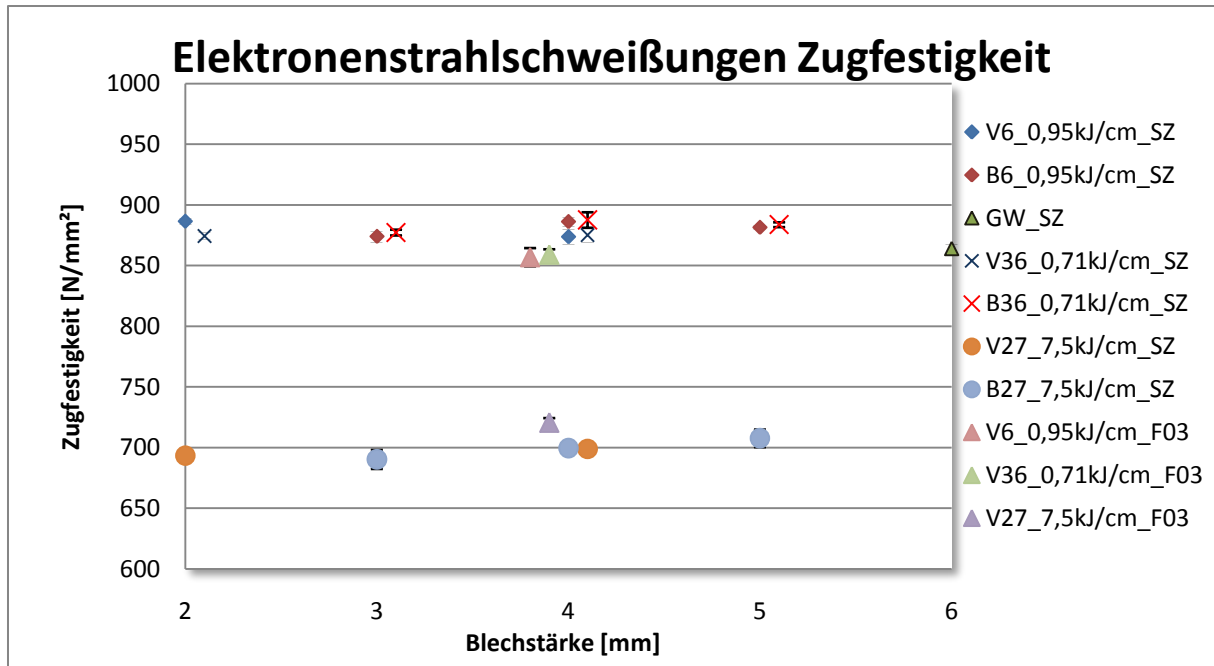


ABBILDUNG 4-44: ZUGFESTIGKEIT IN ABHÄNGIGKEIT DER BLECHSTÄRKE

In Abbildung 4-44 wurde die Abhängigkeit der Zugfestigkeit von der Blechstärke aus den durchgeführten Zugversuchen dargestellt, dabei zeigte sich, dass die Blechstärke keinen Einfluss auf die Zugfestigkeit hat. Dabei wurde einerseits die Zugfestigkeiten der mit hoher Streckenergie geschweißten (starke Erweichung) und der mit geringer Streckenergie geschweißten (keine Erweichung) Zugproben gegenüber gestellt. Laut Satoh und Toyoda (1970) sollte sich ein großes Verhältnis von Probenbreite zu Probendicke im Bereich der Weichen Zone (Probenparameter 27) positiv auf die Zugfestigkeit auswirken, in Abbildung 4-45 wurden der Verlauf der Zugfestigkeit über die relative Probenbreite dargestellt. Dabei zeigte sich, dass es zu einem leichten Anstieg kommt, was jedoch innerhalb der Streubreite der Ergebnisse aus den Zugversuchen liegt. Man beachte, dass die Breite der Weichen Zone ebenfalls einen Einfluss auf die Zugfestigkeit ausübt und somit die Festigkeit von der Breite der WZ und der Probenbreite abhängt. Ebenfalls sollte die Nahtgeometrie und somit die Ausprägung der WZ (schief oder gerade) einen Einfluss auf die Zugfestigkeit ausüben.

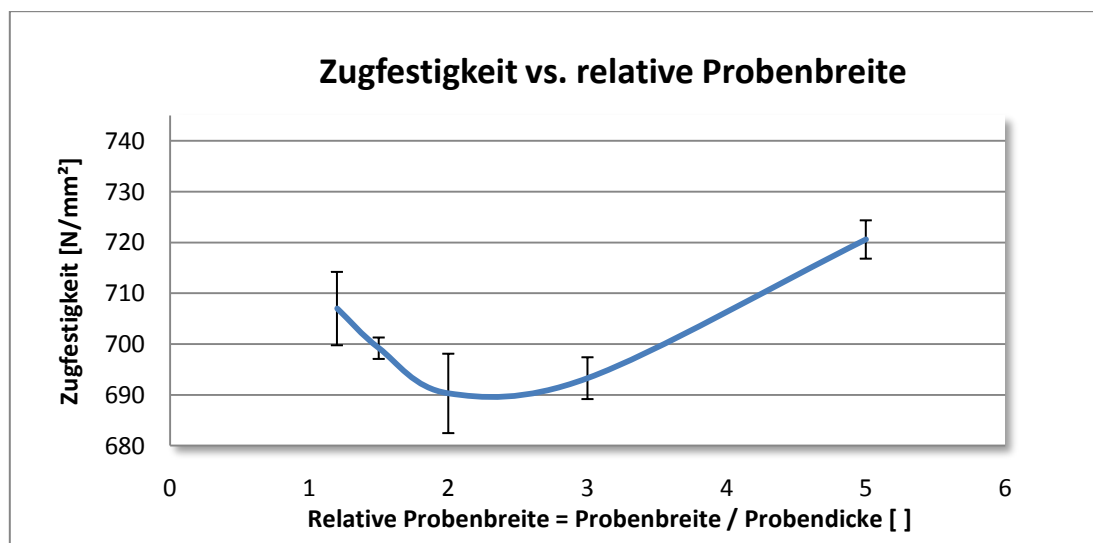


ABBILDUNG 4-45: ZUGFESTIGKEIT IN ABHÄNGIGKEIT DER RELATIVEN PROBENBREITE

In Tabelle 4-16 und Abbildung 4-46 wurden der Einfluss der Weichen Zone bei Variation der Probenbreite auf die Zugfestigkeit dargestellt. Die Probe mit dem größten Probenbreite/Probendicke Verhältnis hat bei gleich großer ausgebildeter Weichen Zone die höchste Zugfestigkeit.

TABELLE 4-16: EINFLUSS DER PROBENBREITE AUF DIE RELATIVE BREITE DER WZ X UND DIE ZUGFESTIGKEIT

Probe	Ausprägung WZ [mm]	Probenbreite zu Probendicke []	Blechstärke [mm]	X Relative WZ Breite []	Zugfestigkeit [N/mm ²]
V272_Sonderzug	11.5	3	2	5.75	693.3
B273_Sonderzug	11.5	2	3	3.83	690.3
V274_Sonderzug	11.5	1.5	4	2.87	698.9
B274_Sonderzug	11.5	1.5	4	2.87	699.5
B275_Sonderzug	11.5	1.2	5	2.30	707.7
V27_F03	11.5	5	4	2.87	720.6

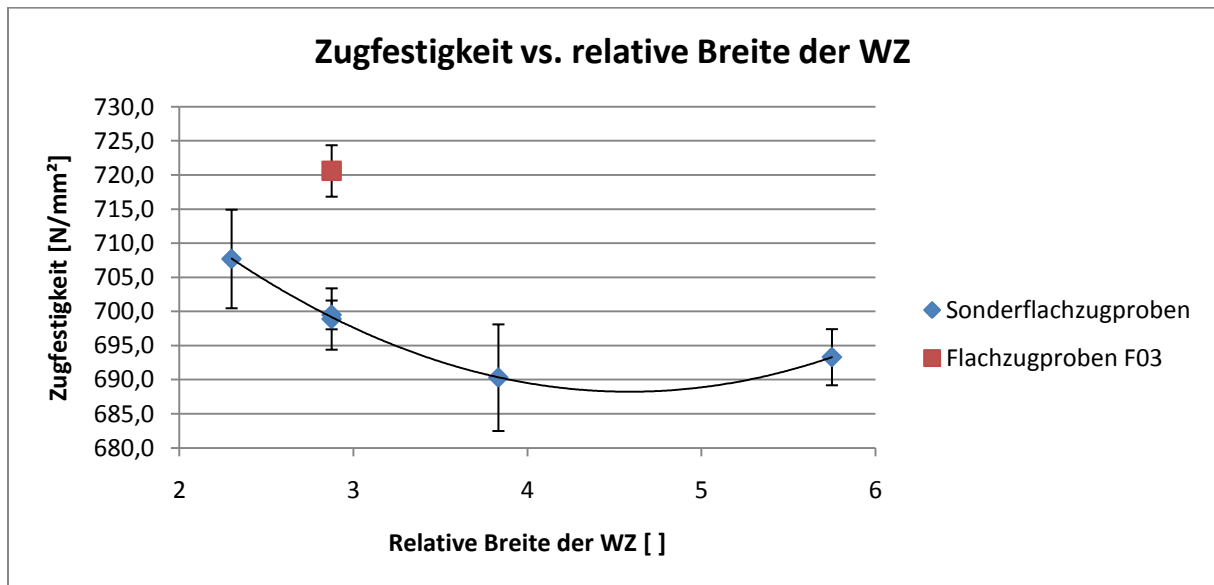


ABBILDUNG 4-46: ZUGFESTIGKEIT IN ABHÄNGIGKEIT DER RELATIVEN BREITE DER WEICHEN ZONE

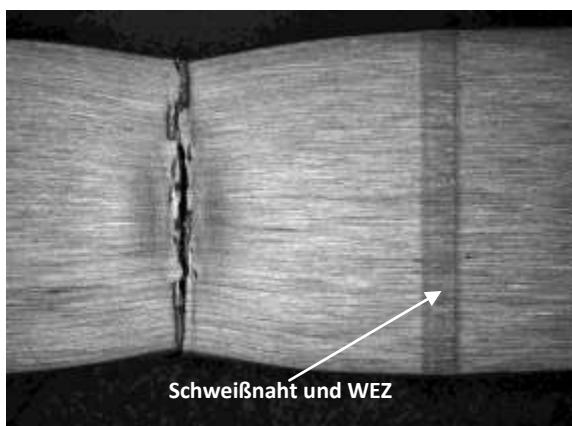


ABBILDUNG 4-47: BRUCH EBW V6 (GERINGE STRECKENERGIE 0,95 KJ/CM)

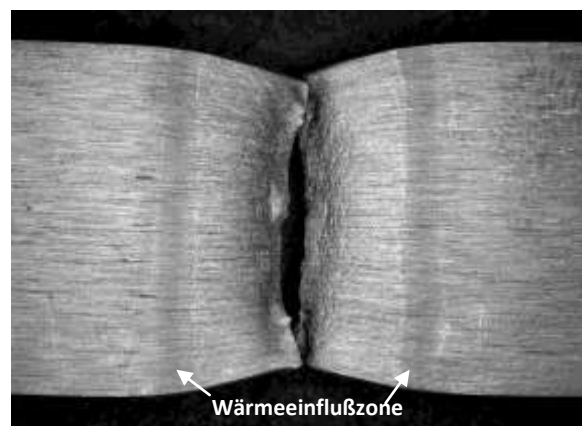


ABBILDUNG 4-48: BRUCH EBW V27 (HOHE STRECKENERGIE 7,5 KJ/CM)

Abbildung 4-47 und Abbildung 4-48 stellt die Bruchlage der Zugproben für hohe und niedrige Streckenenergie dar. Die Probe mit geringer Streckenenergie bricht links neben der Schweißnaht. Aufgrund der sehr niedrigen Streckenenergie fand bei diesem Schweißparameter keine Aufweichung in der WEZ statt, jedoch kam es zu einer Aufhärtung in der Schmelzzone. Bei der mit hoher Streckenenergie geschweißten Probe, erfolgte hingegen der Bruch an der Fügefläche, dies ist auf die Erweichung der Schmelzzone und der WEZ zurückzuführen.

5 DISKUSSION UND AUSBLICK

Hier werden die Ergebnisse aus den einzelnen Versuchsserien hinsichtlich der Weichen Zone und der deren Einfluss auf die Festigkeit noch einmal zusammengefasst. Die Laserschweißungen wiesen Poren in der Schweißnaht auf und können daher für eine objektive Beurteilung der Ergebnisse aus dem Zugversuch nicht herangezogen werden. Beim Elektronenstrahlschweißen kam es bei der Anwendung der für das Elektronenschweißen üblichen Parameter (ca. 0,9 kJ/cm) zu keiner Erweichung in der WEZ. Das heißt diese Ergebnisse liefern keinen Beitrag zur Untersuchung des Einflusses der Breite der Weiche Zone auf die Zugfestigkeit. Die Elektronenstrahlschweißung mit unüblich hohen Streckenenergien konnte wiederum in die Ergebnisse aufgenommen werden. Jedoch bildet sich dabei eine sehr Breite WZ aus, da neben der WEZ auch noch die Schweißnaht erweicht ist. Die verwertbaren Ergebnisse des Einflusses der relativen WZ Breite auf die Zugfestigkeit sind in Abbildung 5-1 dargestellt. Als Vergleich wurden auch die Ergebnisse der MAG- Schweißung aus der Diplomarbeit Hochhauser (2009) ebenfalls eingetragen.

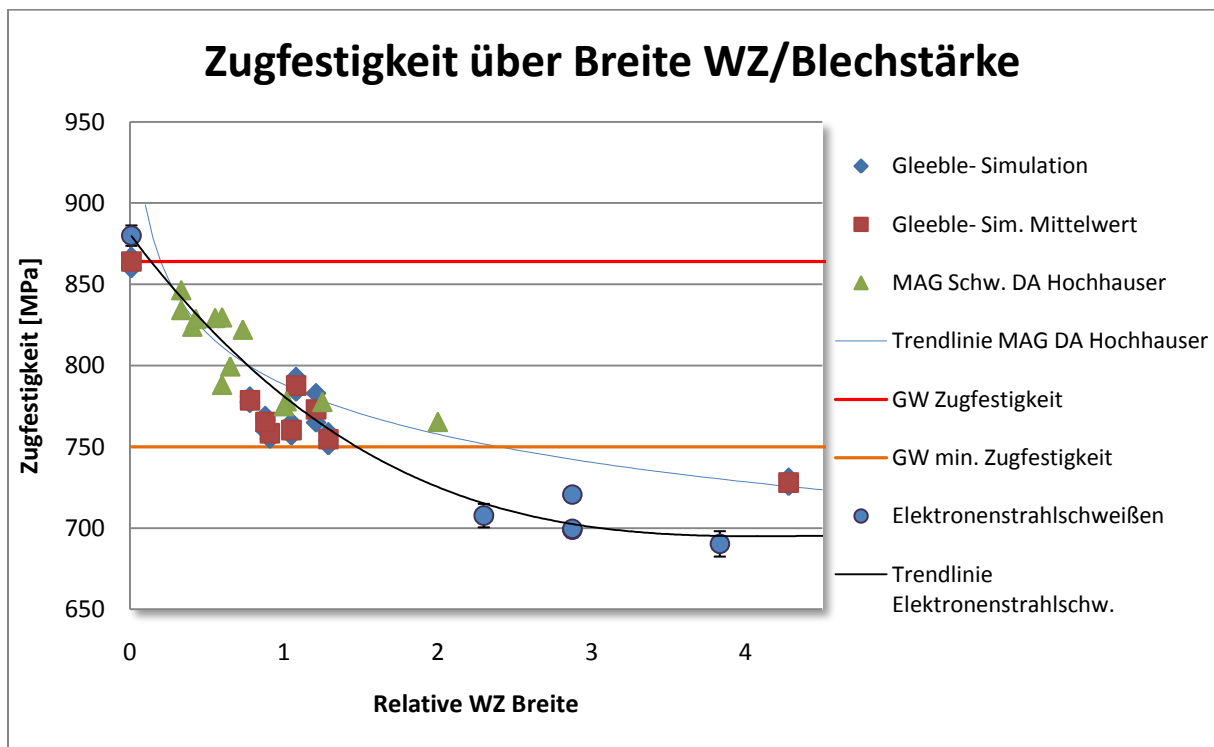


ABBILDUNG 5-1: ÜBERSICHT ERGEBNISSE ZUGFESTIGKEIT VS. RELATIVE BREITE DER WZ FÜR S 700MC

Wie erwähnt, war es nicht möglich kleine relative Breiten der Weichen Zone zu erstellen, somit konnten die Ergebnisse erst ab einer relativen Breite WZ zu Blechstärke 0,78 (Gleeble Simulation) verglichen werden. Dabei zeigte sich, dass die Zugfestigkeit bei gleicher relativer WZ Breite bei der DA Hochhauser etwas höher liegt als die Ergebnisse aus der Gleeble- Simulation. Dieser Umstand könnte eventuell auf die unterschiedliche Winkellage der Weichen Zone zurückgeführt werden, da sich bei den Gleeble- Simulationen eine normal zur Oberfläche stehende WZ ausbildet. Im Gegensatz zu den MAG- Schweißungen, wo die WZ unter einem gewissen Winkel zur Oberfläche geneigt ist. Zudem lag in der Gleeble- Simulation, Proben mit kleinerem Probenbreite/Probendicke Verhältnis vor, wodurch die Zugfestigkeit etwas verringert wird. Die Zugfestigkeit der Proben der Elektronenstrahlschweißun-

gen liegen ebenfalls deutlich unter denen aus den Gleeble- Versuchen und den MAG- Schweißungen. Dieses Ergebnis ist überraschend, da hier ebenfalls eine geneigte Weiche Zone vorliegt. Ein Abgleich der Härtewerte zwischen den Elektronenstrahlschweißungen und den restlichen Versuchen ist nicht möglich, da unterschiedliche Härteprüfverfahren verwendet wurden. Es erweist sich als positiv, dass Zugproben bis zu einer relativen Breite von 2,0 über den vorgegeben minimalen Zugfestigkeiten des S700 MC liegen, d.h. Die Zugfestigkeit fällt nur bei sehr großen Breiten der Weichen Zone unter die Grenze der minimalen Zugfestigkeit. Zu so breiten WZ kommt es in der Regel bei Anwendung in der Praxis üblichen und sinnvollen Schweißparameter nicht. Für die hierdurchgeführten Versuche wurden bewusst sehr hohe Energieeinbringungen simuliert um größere WZ zu erstellen. In Abbildung 5-2 wurden die Ergebnisse aus dieser Arbeit mit den Ergebnissen aus der DA Hochhauser (2009) und der Veröffentlichung von Satoh und Toyoda (1970) gegenübergestellt. Hierbei wurde die relative Zugfestigkeit verwendet, um die Ergebnisse objektiv vergleichen zu können, da Satoh und Toyoda in Ihrer Arbeit einen Vergütungsstahl (S 35C und S 15C) verwendet haben. Die relative Zugfestigkeit ist das Verhältnis der Zugfestigkeit einer Naht mit beliebig großer Weichen Zone zur Zugfestigkeit einer homogenen Weichen Zone. Bei letzterer tritt also kein Stützeffekt in der homogenen Weichen Zone auf.

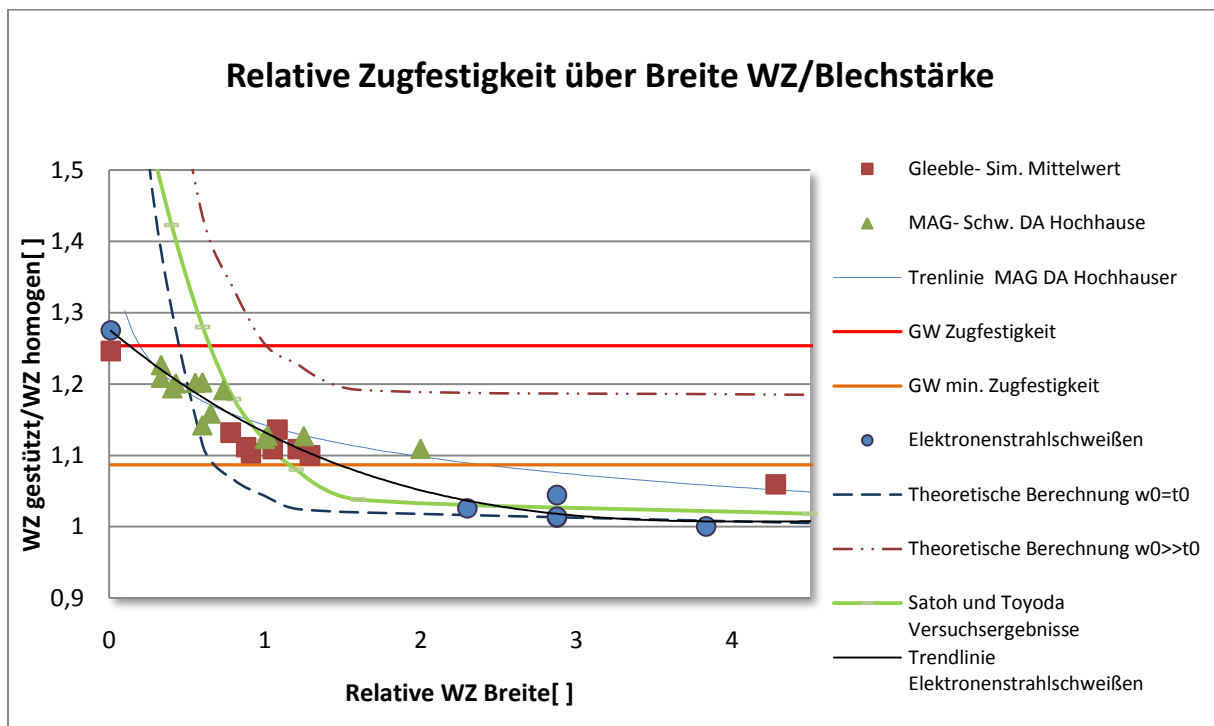


ABBILDUNG 5-2: RELATIVE ZUGFESTIGKEIT ÜBER DIE RELATIVE BREITE DER WZ

Dabei zeigte sich, dass sich die Ergebnisse der Versuchsreihen innerhalb der theoretischen Berechnungen ($w_0=t_0$ und $w_0 \gg t_0$) von Satoh und Toyoda, angeführt in Kapitel 2.1.5 (Seite 12), befinden. Was sich jedoch zeigt, ist dass die relative Zugfestigkeit bei Satoh und Toyoda bei relativ schmalen Weichen Zonen stärker steigen als die übrigen. Die geringen relativen Breiten der WZ konnten wegen, der zuvor genannten Umstände, nicht betrachtet werden. Deshalb war in dieser Arbeit die Überprüfung des Vierteldicke- Kriteriums (Wallner, et al., 2000) nicht möglich. Jedoch fällt die Festigkeit bei Einhaltung der Verarbeitungshinweise nie unter die vorgeschriebene untere Grenze der Zugfestigkeit.

In den Untersuchungen zeigte sich, dass die Erweichung beim untersuchten Werkstoff in der Regel von drei Parametern abhängt:

- Spitztemperatur
- Wärmeeinbringung
- Wärmeabfuhr (Plattendicke, Vorwärmung,...)

Wobei die Spitztemperatur den Haupteinfluss auf die Erweichung (Härteabfall) bzw. Aufhärtung darstellt. Die Wärmeeinbringung bestimmt die Breite der auftretenden Weichen Zone. So zeigte sich bei der Wärmeeinbringung mit der höchsten Energiedichte (EBW), dass es zu keinem Abfall der Härte im Grundwerkstoff kommt. Die Wärmeabfuhr kann die Ausbildung der Weiche Zone ebenfalls beeinflussen. So ermöglicht eine größere Blechdicke also eine raschere Wärmeabfuhr von der Schweißstelle, was sich wiederum in einer kleineren WZ niederschlägt. Ein weiterer Vorteil des untersuchten thermomechanisch hergestellten Werkstoffes ist, dass es in erster Linie zu einer Umwandlungserweichung kommt, d.h. die Erweichung tritt erst bei höheren Temperaturen auf. Was sich im Hinblick auf die Wärmeverteilung in der WEZ ebenfalls positiv auf die Größe der Erweichung auswirkt.

Diese Arbeit soll eine Vorstudie für das Projekt JOIN 4+ „Influence of softening effects in the heat affected zone on the weld properties of new high-strength steels“ darstellen, in dem zwei Dissertationen (makroskopische und mikroskopische Simulationen der WZ) durchgeführt werden. Deshalb sollen noch einige Aspekte für weitere Versuche anführt werden, um die Untersuchung kleinerer relativer WZ Breiten zu ermöglichen.

Bei der Gleeble-Simulation wäre es eventuell neben den getroffenen Maßnahmen noch möglich schmälere relative WZ Breiten herzustellen, wenn folgende Maßnahmen getroffen würden.

- Vergrößerung der Blechstärke der Probe, um eine bessere Wärmeabfuhr zu gewährleisten
- Aktive Kühlung mit Gas bzw. Druckluft der Probe zusätzlich zur Kühlung über die Kupferbacken
- Speziell an die Probenhöhe und –breite angepasste Kupferbacken um eine bessere Wärmeableitung zu gewährleisten. Bei den durchgeführten Versuchen konnten nur Spannbacken mit einem Schlitz verwendet werden, somit erfolgte die Wärmeabfuhr über die Backen ausschließlich über die Probenoberseite.

Um bei den Laserschweißversuchen brauchbare Ergebnisse zu erzielen, wäre es nötig einen Laser mit einer höheren Leistung einzusetzen. So sollte die Porenbildung in der Schweißnaht verhindert werden und möglich sein, die angestrebten Größen der WZ zu erstellen.

Im Hinblick auf die Elektronenstrahlschweißungen könnten folgende Maßnahmen ergriffen werden um die Aufhärtung bei den geringen Streckenenergien bzw. die großen Aufweichungen bei den unüblich großen Streckenenergien zu verhindern.

- Vorwärmung der Versuchsbleche um die Abkühlzeit zu verlängern und somit die Aufhärtung zu verhindern.
- Für die Untersuchung der WZ wäre, wie sich aus den Härtemessreihen zeigte, eine genauere Untersuchung der Schweißnähte mit einer Streckenenergie von 1,5 bis 3,5 kJ/cm sinnvoll. In diesem Bereich wäre mit schmälere WZ zu rechnen und somit wäre es möglich auch diese Bereiche genauer zu untersuchen.

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1: Vergleich der Temperaturverläufe und Ausbildung der Wärmeeinflusszone a) für das Gasschweißen und b) für das Lichtbogenschweißen (Dilthey, 2005)	2
Abbildung 2-2: Gefügezonen in der WEZ von unlegierte und von niedriglegierten Stählen und Zuordnung der einzelnen Bereiche zum metastabilen Eisen- Kohlenstoff- Diagramm am Beispiel eines unlegierten Stahles mit etwa 0,2% Kohlenstoffgehalt (Dilthey, 2005)	4
Abbildung 2-3: ZTU- Schaubild für kontinuierliche Abkühlung (Werkstoff S355) für zwei unterschiedliche Austenitisierungstemperaturen und mit unterschiedlichen Abkühlverläufen (Fahrenwaldt, et al., 2009)	5
Abbildung 2-4: ZTU- Diagramm mit den Abkühlverläufen von hoch- und höchstfesten Stahlgüten (Spindler, et al., 2005)	6
Abbildung 2-5: Schematische Darstellung von wichtigen Warmwalzparameter (Spindler, et al., 2005)	6
Abbildung 2-6: Vorgänge beim thermomechanischen Walzen (Anik, et al., 1995).....	7
Abbildung 2-7: Härteverlauf über eine Schweißnaht (TM- Stahl) (de Meester, 1997)	10
Abbildung 2-8: Einfluss der Schweißwärme auf das Übergangsgefüge (Mennen, 1962).....	11
Abbildung 2-9: Vergleich der Erweichung Vergütungsstahl - TMBA- Stahl (Wallner, et al., 2000)	11
Abbildung 2-10: Basismaterial und Weiche Zone (Satoh, et al., 1970)	12
Abbildung 2-11: Deformation der Verbindungsstöße	13
Abbildung 2-12: Zugfestigkeit im ebenen Dehnungszustand in Abhängigkeit der relativen Breite X_t	17
Abbildung 2-13: Auswirkung des Verhältnisses Probenbreite zu Probendicke in Kombination mit der Größe der WZ auf die Zugfestigkeit (Satoh, et al., 1970)	17
Abbildung 2-14: Härteverteilung über die geschweißte Zone (Satoh, et al., 1970)	18
Abbildung 2-15: Abmessungen der Flachzugproben für die Stumpfschweißungen (Satoh, et al., 1970)	18
Abbildung 2-16: Zugfestigkeit als eine Funktion der relativen Breite der Weichen Zone X_t (Satoh, et al., 1970)	19
Abbildung 2-17: Vergleich der Zugfestigkeit zwischen quadratischen Flachzugproben und Rundzugproben (Satoh, et al., 1970).....	20
Abbildung 2-18: Härteverlauf über die Lichtbogenschweißung (Satoh, et al., 1970)	20
Abbildung 2-19: Abmessungen der Flachzugproben für die Lichtbogenschweißungen (Satoh, et al., 1970).....	21
Abbildung 2-20: Einfluss der Probenbreite (a) relativen WZ- Breite und (b) der Probenbreite auf die Zugfestigkeit (Satoh, et al., 1970).....	21
Abbildung 2-21: Gleeble 1500 Schweißsimulator.....	22
Abbildung 2-22: Aufbau eines metallischen Leiters (Nau, 2004).....	23
Abbildung 2-23: Ladungsverschiebung im Leiter bei Wärmezufuhr (Nau, 2004).....	23
Abbildung 2-24: Der Thermoelektrische Effekt (Nau, 2004)	23
Abbildung 2-25: Thermoelement, angeschlossen über einen zusätzlichen Werkstoff (Nau, 2004)	24
Abbildung 2-26: Thermoelement mit Vergleichsstelle (Nau, 2004)	24
Abbildung 2-27: Schematischer Aufbau eines Lasers (Fahrenwaldt, et al., 2009)	25
Abbildung 2-28: Prinzipieller Aufbau des Festkörper- Lasers (Fahrenwaldt, et al., 2009)	26
Abbildung 2-29: Absorptionsgrad der Metalle (Fahrenwaldt, et al., 2009).....	26
Abbildung 2-30: Intensitätsverteilung (Moden) im Querschnitt eines Laserstrahles (Fahrenwaldt, et al., 2009).....	27
Abbildung 2-31: An der Leistungsbilanz beteiligte Mechanismen (Hügel, et al., 2009).....	28

Abbildung 2-32: Schweißprozesse, links Wärmeleitungsschweißen, rechts Tiefschweißen (Fahrenwaldt, et al., 2009)	30
Abbildung 2-33: Verfahrensprinzip des Elektronstrahschweißens (Fahrenwaldt, et al., 2009)	31
Abbildung 2-34: Aufschmelzvorgang beim Elektronenstrahschweißen (Fahrenwaldt, et al., 2009) ..	32
Abbildung 3-1: Schematische Darstellung des Gleeble 1500 Simulationssystems (Kleber, 1998)	34
Abbildung 3-2: Einspannung der Versuchsprobe	36
Abbildung 3-3: Einfachgekerbte Probengeometrie	39
Abbildung 3-4: Doppeltgekerbte Probengeometrie	40
Abbildung 3-5: Positionierung der Thermoelemente bei der einseitig und doppelt gekerbter Probe	41
Abbildung 3-6: Variation der Spaltbreite bei der beidseitig gekerbten Probe	42
Abbildung 3-7: Elektronenstrahschweißanlage pro-beam S20-6, April 2010	44
Abbildung 3-8: Versuchsaufbau EBW (Seitenansicht)	45
Abbildung 3-9: Versuchsaufbau EBW (Draufsicht)	45
Abbildung 3-10: Spindeluniversalprüfmaschine RMC 100	46
Abbildung 3-11: Spindeluniversalprüfmaschine	46
Abbildung 3-12: Spindeluniversalprüfmaschine	46
Abbildung 3-13: Sonderflachzugprobe (voestalpine Stahl interne Bezeichnung)	47
Abbildung 3-14: Flachzugprobe F03 (Bezugsnorm DIN EN 10002/1)	47
Abbildung 4-1: Temperaturverläufe der Proben bei Variation der Einspannlänge	48
Abbildung 4-2: Funktion der Einspannlänge über die $t_{8,5}$ - Zeit	49
Abbildung 4-3: Härteverlauf über den erwärmten Bereich bei einer Einspannlänge von 7.5 mm	50
Abbildung 4-4: Funktion der Einspannlänge über das Verhältnis der Breite WZ zu Blechstärke	50
Abbildung 4-5: Härteverlauf bei Erhitzung auf 1300°C und 9mm Backenabstand	51
Abbildung 4-6: Temperaturverläufe bei der Erhitzung auf 1300°C mit unterschiedlichen Einspannlängen	52
Abbildung 4-7: $t_{8,5}$ - Zeit und rel. WZ Breite als Funktion des Backenabstandes (Spitzentemperatur 1300°C)	52
Abbildung 4-8: Thermischer Zyklus bei Variation der Aufheizrate	53
Abbildung 4-9: Gemessene min. Härte bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen	53
Abbildung 4-10: Härteverlauf bei schneller Aufheizung	54
Abbildung 4-11: Thermischer Zyklus zur Verifizierung der Reproduzierbarkeit bei 7.5mm Einspannlänge und schneller Erhitzung auf 1000°C	55
Abbildung 4-12: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 1000°C (ohne Halten), Einspannlänge von 7.5 mm	55
Abbildung 4-13: Übersicht $t_{8,5}$ - Zeit, rel. Breite der WZ bei unterschiedlichen Einspannlängen (Reproduzierbarkeit)	56
Abbildung 4-14: Min. Härte über der Spitzentemperatur (Reproduzierbarkeit)	57
Abbildung 4-15: Thermische Zyklen mit der einfach gekerbten Probengeometrie	58
Abbildung 4-16: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am oberen Rand bei 15mm Backenabstand und Vorwärmung	59
Abbildung 4-17: Thermische Zyklen der einseitig gekerbten Probe	60
Abbildung 4-18: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am Kerbgrund bei 15mm Backenabstand und Vorwärmung	61
Abbildung 4-19: Härteverläufe bei Halten auf der Spitzentemperatur (links) und ohne Halten auf Spitzentemperatur dafür mit Vorwärmung (rechts)	61
Abbildung 4-20: Temperaturverläufe der beidseitig gekerbten Probe	62

Abbildung 4-21: Spaltbreite vs. relative Breite der WZ	63
Abbildung 4-22: Min. Härte über der Spitzentemperatur (Doppelseitig geschlitzt)	64
Abbildung 4-23: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 2mm Spaltbreite.....	65
Abbildung 4-24: Härteverlauf am Kerbgrund bei 2mm Spaltbreite	65
Abbildung 4-25: Übersicht der Zugversuche der Gleeble- Proben des Grundwerkstoffes GW, sowie mit unterschiedlichen Spaltbreiten (0 bis 12 mm)/eingestellte Spitzentemperaturen 950 bis 1000°C.....	67
Abbildung 4-26: Härteverlauf über die Laserschweißung mit der höchsten Streckenenergie (7,50 kJ/cm)	68
Abbildung 4-27: Härteverlauf über die Laserschweißung mit der mittleren Streckenenergie (5,00 kJ/cm)	69
Abbildung 4-28: Härteverlauf über die Laserschweißung mit der geringsten Streckenenergie (3,75 kJ/cm)	69
Abbildung 4-29: Übersicht der Probenentnahme bei den Laserschweißversuchen (höchster Streckenenergie)	70
Abbildung 4-30: Makroätzungen der Ober- und Unterseite der Flachzugproben F03 bei hoher Streckenenergie.....	71
Abbildung 4-31: Makroätzungen der Oberflächen der Sonderflachzugproben bei hoher Streckenenergie.....	71
Abbildung 4-32: Makroätzungen der Oberflächen der Flachzugproben F03 in Abhängigkeit der Streckenenergie.....	72
Abbildung 4-33: Übersicht der Zugversuche der Laserschweißproben (Probenform F03)/unterschiedliche Streckenenergie und Porenbehaftete Schweißnähte.....	73
Abbildung 4-34: Übersicht der Zugversuche der Laserschweißproben (Sonderflachzugproben)/ unterschiedliche Streckenenergie und Porenbehaftete Schweißnähte	74
Abbildung 4-35: Bruchfläche der Zugprobe mit hoher Streckenenergie, Probe A21	75
Abbildung 4-36: Bruchfläche der Zugprobe mit geringer Streckenenergie, Probe A33	75
Abbildung 4-37: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,95 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	77
Abbildung 4-38: Härteverlauf über EBW- Stumpfnah mit 7,5 kJ/cm Streckenenergie (Rand).....	77
Abbildung 4-39: WZ Breite über der Streckenenergie.....	78
Abbildung 4-40: Aufhärtung der Schweißnaht über der Streckenenergie	78
Abbildung 4-41: Mikrohärteverlauf der Elektronenstrahlschweißung V6 (0,95kJ/cm).....	79
Abbildung 4-42: Übersicht der Probenentnahme für die Verbindungsschweißung mit den Parametern V6	80
Abbildung 4-43: Übersicht der Probenentnahme für die Blindnaht mit den Parametern B6 (0,95 kJ/cm)	81
Abbildung 4-44: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der Blechstärke	83
Abbildung 4-45: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der relativen Probenbreite	83
Abbildung 4-46: Zugfestigkeit in Abhängigkeit der relativen Breite der Weichen Zone	84
Abbildung 4-47: Bruch EBW V6 (Geringe Streckenenergie 0,95 kJ/cm)	84
Abbildung 4-48: Bruch EBW V27 (Hohe Streckenenergie 7,5 kJ/cm)	84
Abbildung 5-1: Übersicht Ergebnisse Zugfestigkeit vs. relative Breite der WZ für S 700MC.....	86
Abbildung 5-2: Relative Zugfestigkeit über die relative Breite der WZ	87

Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1: Chemische Zusammensetzung HT80 und HT50 (Sato, et al., 1970)	20
Tabelle 3-1: Chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes	33
Tabelle 3-2: Mechanische Eigenschaften des Grundwerkstoffes	33
Tabelle 3-3: Heizvorgang bei der 1. Versuchsserie	37
Tabelle 3-4: Heizvorgang bei der 2. Versuchsserie	37
Tabelle 3-5: Heizvorgänge bei der 3. Versuchsserie	37
Tabelle 3-6: Heizvorgänge bei der 4. Versuchsserie	38
Tabelle 3-7: Heizvorgänge bei den einfach gekerbten Proben	39
Tabelle 3-8: Aufheizzyklus bei der Temperaturmessung auf dem Schweißsimulator	41
Tabelle 3-9: Spaltbreiten beim Hauptversuch	42
Tabelle 3-10: Aufheizzyklus des Hauptversuches	42
Tabelle 3-11: Kenngrößen Laserschweißen	43
Tabelle 3-12: Elektronenstrahlschweißparameter	45
Tabelle 4-1: $t_{8,5}$ - Zeiten und relative WZ Breiten bei unterschiedlichen Einspannlängen	49
Tabelle 4-2: Aufstellung der Einspannlänge, der $t_{8,5}$ - Zeit und des Verhältnisses Breite WZ/ Blechstärke	51
Tabelle 4-3 : $t_{8,5}$ - Zeiten und relative WZ Breiten bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen und konstanter Einspannlänge	53
Tabelle 4-4: Aufstellung der Versuchsparameter bei der Überprüfung der Reproduzierbarkeit.....	56
Tabelle 4-5: Aufstellung der Versuchsparameter bei der einseitig geschlitzten Probe.....	58
Tabelle 4-6: Auswertung der Temperaturverläufe der einseitig gekerbten Probe	60
Tabelle 4-7: Auswertung der Temperaturverläufe der beidseitig gekerbten Probe	62
Tabelle 4-8: Breite der Weichen Zone	63
Tabelle 4-9: Spitzentemperatur und $t_{8,5}$ - Zeit	64
Tabelle 4-10: Zugfestigkeit bei unterschiedlich großen Weichen Zonen mit der breiten Pro- bengeometrie	66
Tabelle 4-11: Zugfestigkeit der schmalen Gleeble- Proben	66
Tabelle 4-12: Zugfestigkeit des Grundwerkstoffes	67
Tabelle 4-13: Ergebnisse der Zugversuche aus den Laserschweißproben.....	72
Tabelle 4-14: Ergebnisse der Härteprüfung der Elektronenstrahlschweißungen.....	76
Tabelle 4-15: Ergebnisse der Zugversuche aus den Elektronenstrahlschweißproben	81
Tabelle 4-16: Einfluss der Probenbreite auf die relative Breite der WZ X und die Zugfestigkeit	84

Literaturverzeichnis

- Anik, S. und Dorn, L. 1995.** *Schweißbeignung metallischer Werkstoffe*. Düsseldorf : Deutscher Verlag für Schweißtechnik, 1995. ISBN 3-87155-141-4.
- de Meester, B. 1997.** *The Weldability of Modern Structural TMPC Steels*. Louvain-la-Neuve : ISIJ International, Vol. 37, No. 6, 1997.
- Denys, Rudi. 1989.** *The Effect of HAZ Softening on the Fracture Characteristics of Modern Steel Weldments and the Practical Integrity of Marine Structures made by TMCP Steels*. Gent : Proc. EVALMAT, 1989.
- Dilthey, Ulrich. 2005.** *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2 - Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*. Aachen : Springer Verlag, 2005. ISBN 3-540-62661-1.
- Fahrenwaldt, Hans J. und Schuler, Volkmar. 2009.** *Praxiswissen Schweißtechnik*. Wiesbaden : Vieweg und Teubner, 2009. ISBN 978-3-8348-0382-5.
- Hochhauser, Franz Alois. 2009.** *Diplomarbeit- Die Weiche Zone beim Schweißen hochfester Stähle*. Graz : Technische Universität Graz, 2009.
- Honeycombe, Robert und Bhadeshia, H. 1995.** *Steels- Microstructure and properties- Second edition*. London : Edward Arnold, 1995. ISBN 0-340-58946-9.
- Hügel, Helmut und Graf, Thomas. 2009.** *Laser in der Fertigung*. Wiesbaden : Vieweg und Teubner, 2009. ISBN 978-3-8351-0005-3.
- Kleber, Siegfried. 1998.** *Dissertation- Physikalische Simulation eigenschaftsbestimmender Vorgänge beim thermomechanischen Walzen*. Graz : Technische Universität Graz, 1998.
- Lieneweg, Fitz. 1976.** *Handbuch der technischen Temperaturmessung*. Braunschweig : Vieweg Verlag, 1976. ISBN 3-528-08358-1.
- Mennen, J. 1962.** *Die Schweißtechnik im Zeichen neuzeitlicher Verfahren und Werkstoffe- Schweißen von Vergütungsstählen*. Düsseldorf : Deutscher Verlag für Schweißtechnik GmbH, 1962.
- Müller, R. 1966.** *Probleme beim Schweißen von vergüteten Baustählen*. Essen : DVS- Bericht, 1966.
- Nau, Matthias. 2004.** *Temperaturmessung mit Thermoelementen und Widerstandsthermometern*. Fulda : JUMO GmbH & Co. Kg, 2004. ISBN 978-3-935742-01-1.
- Satoh, Kunihiko und Toyoda, Masao. 1970.** *Static Strength of Welded Plates Including Soft Interlayer under Tension across a weld Line*. s.l. : Journal of Japan Welding Society, 37, 1970.
- Spindler, Helmut, et al. 2005.** *High strength and ultra ultra high strength hot rolled steel grades- Products for advanced applications*. Linz : voestalpine Stahl Linz, 2005.
- v. Dobeneck, Dietrich. 2007.** *Elektronenstrahl- Schweißen*. s.l. : pro- beam AG & Co.KgaA, 2007.
- Vollertsen, Frank. 1989.** *Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur*. München : Carl Hanser Verlag, 1989. ISBN 3-446-15584-8.

Wallner, F., Schimböck, R. und Rauch, R. 2000. *Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften-Verbesserte und neue TM-Stähle für geschweißte Konstruktionen.* Linz : voestalpine Stahl GmbH, 2000.

Abbildungsverzeichnis Anhang

Abbildung A 1: Härteverlauf über den erwärmten Bereich bei einer Einspannlänge von 11 mm	98
Abbildung A 2: Härteverlauf über den erwärmten Bereich bei einer Einspannlänge von 16 mm	99
Abbildung A 3: Härteverlauf über den erwärmten Bereich bei einer Einspannlänge von 22 mm	99
Abbildung A 4: Härteverlauf über den erwärmten Bereich bei einer Einspannlänge von 34 mm	100
Abbildung A 5: Härteverlauf bei Erhitzung auf 1300°C und 14mm Backenabstand.....	100
Abbildung A 6: Härteverlauf bei Erhitzung auf 1300°C und 25mm Backenabstand.....	101
Abbildung A 7: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 850°C und bei einer Einspannlänge von 7.5 mm.....	101
Abbildung A 8: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 950°C und bei einer Einspannlänge von 7.5 mm.....	102
Abbildung A 9: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 950°C und bei einer Einspannlänge von 7.5 mm.....	102
Abbildung A 10: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 1000°C und bei einer Einspannlänge von 10mm	103
Abbildung A 11: Härteverlauf bei schneller Erhitzung auf 1000°C und bei einer Einspannlänge von 15mm	103
Abbildung A 12: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am oberen Rand bei 9mm Backenabstand	104
Abbildung A 13: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am Kerbgrund bei 9mm Backenabstand	104
Abbildung A 14: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am oberen Rand bei 8mm Backenabstand und Vorwärmung.....	105
Abbildung A 15: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am Kerbgrund bei 8mm Backenabstand und Vorwärmung.....	105
Abbildung A 16: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am oberen Rand bei 10mm Backenabstand und kurzes Halten auf Spitztemperatur.....	106
Abbildung A 17: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am Kerbgrund bei 10mm Backenabstand und kurzes Halten auf Spitztemperatur.....	106
Abbildung A 18: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am oberen Rand bei 10mm Backenabstand und Vorwärmung.....	107
Abbildung A 19: Härteverlauf über die einseitig gekerbte Probe am Kerbgrund bei 10mm Backenabstand und Vorwärmung.....	107
Abbildung A 20: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 0,6mm Spaltbreite	108
Abbildung A 21: Härteverlauf am Kerbgrund bei 0,6mm Spaltbreite	108
Abbildung A 22: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 1mm Spaltbreite	109
Abbildung A 23: Härteverlauf am Kerbgrund bei 1mm Spaltbreite	109
Abbildung A 24: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 5mm Spaltbreite	110
Abbildung A 25: Härteverlauf am Kerbgrund bei 5mm Spaltbreite	110
Abbildung A 26: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 7mm Spaltbreite	111
Abbildung A 27: Härteverlauf am Kerbgrund bei 7mm Spaltbreite	111
Abbildung A 28: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 10mm Spaltbreite	112
Abbildung A 29: Härteverlauf am Kerbgrund bei 10mm Spaltbreite	112
Abbildung A 30: Härteverlauf über die Mitte der Probenbreite bei 12mm Spaltbreite	113
Abbildung A 31: Härteverlauf am Kerbgrund bei 12mm Spaltbreite	113

Abbildung A 32: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,75 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	114
Abbildung A 33: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,75 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	114
Abbildung A 34: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 3,5 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	115
Abbildung A 35: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 3,5 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	115
Abbildung A 36: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 5,0 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	116
Abbildung A 37: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 5,0 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	116
Abbildung A 38: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 7,5 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	117
Abbildung A 39: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 7,5 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	117
Abbildung A 40: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 10,0 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	118
Abbildung A 41: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 10,0 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	118
Abbildung A 42: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 12,0 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	119
Abbildung A 43: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 12,0 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	119
Abbildung A 44: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	120
Abbildung A 45: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	120
Abbildung A 46: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,75 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	121
Abbildung A 47: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,75 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	121
Abbildung A 48: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,81 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	122
Abbildung A 49: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,81 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	122
Abbildung A 50: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,79 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	123
Abbildung A 51: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,79 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	123
Abbildung A 52: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,9 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	124
Abbildung A 53: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,9 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	124
Abbildung A 54: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,95 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	125
Abbildung A 55: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,95 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	125
Abbildung A 56: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 7,5 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	126
Abbildung A 57: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	126
Abbildung A 58: Härteverlauf über EBW- Blindnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	127
Abbildung A 59: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,9 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	127
Abbildung A 60: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,9 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	128
Abbildung A 61: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,95 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	128
Abbildung A 62: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,95 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	129
Abbildung A 63: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 7,5 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	129
Abbildung A 64: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Rand)	130
Abbildung A 65: Härteverlauf über EBW- Verbindungsnaht mit 0,71 kJ/cm Streckenenergie (Mitte)	130
Abbildung A 66: Temperaturverläufe zur Verifizierung der Reproduzierbarkeit bei 7.5mm Einspannlänge und schneller Erhitzung auf 950°C.....	131
Abbildung A 67: Temperaturverläufe zur Verifizierung der Reproduzierbarkeit bei 10mm Einspannlänge und schneller Erhitzung auf 1000°C.....	131
Abbildung A 68: Temperaturverläufe zur Verifizierung der Reproduzierbarkeit bei 15mm Einspannlänge und schneller Erhitzung auf 1000°C.....	132
Abbildung A 69: Übersicht der Probenentnahme bei den Laserschweißversuchen (Mittlerer Streckenenergie)	133
Abbildung A 70: Übersicht der Probenentnahme bei den Laserschweißversuchen (niedriger Streckenenergie)	133

Abbildung A 71: Makroätzungen der Oberflächen der Flachzugproben F03 bei mittlerer Streckenenergie 134

Abbildung A 72: Makroätzungen der Oberflächen der Sonderflachzugproben bei mittlerer Streckenenergie 134

Abbildung A 73: Makroätzungen der Oberflächen der Flachzugproben F03 bei niedriger Streckenenergie 135

Abbildung A 74: Makroätzungen der Oberflächen der Sonderflachzugproben bei niedriger Streckenenergie 135

Anhang

A Härteverläufe

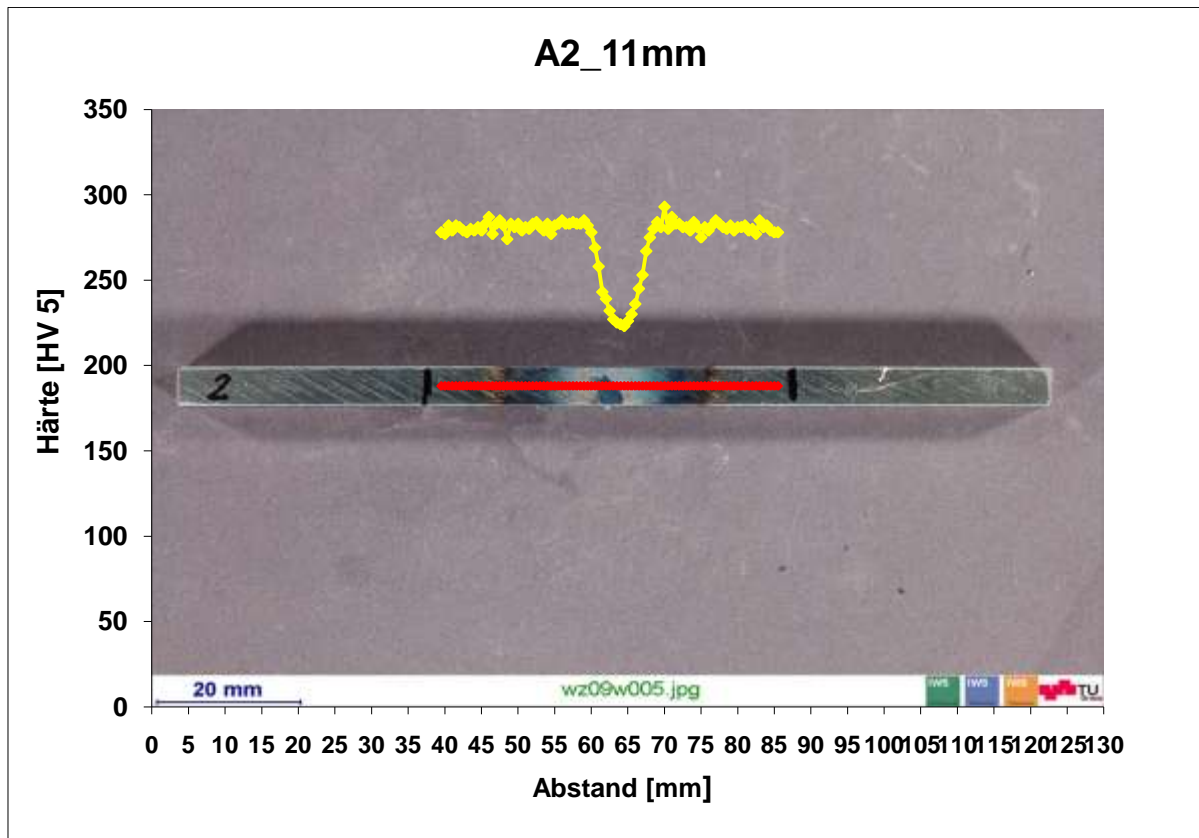


ABBILDUNG A 1: HÄRTEVERLAUF ÜBER DEN ERWÄRMTE BEREICH BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 11 MM

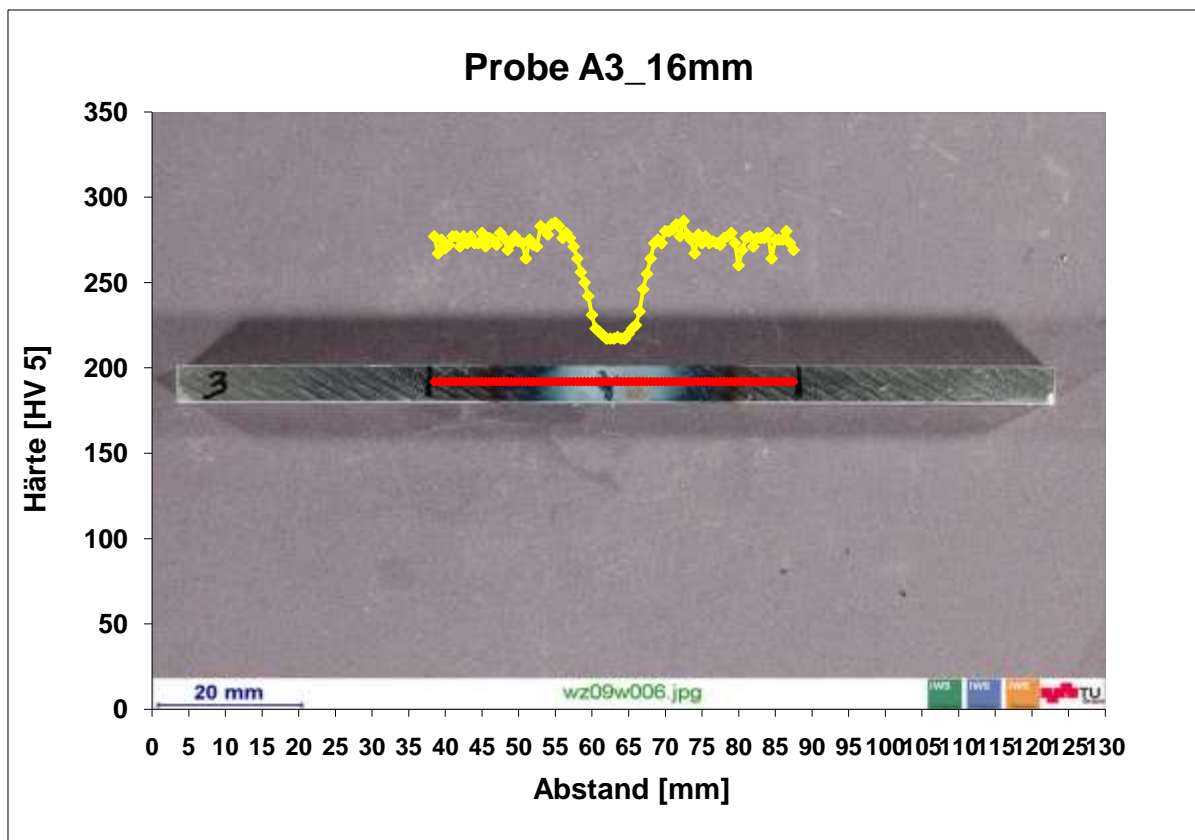


ABBILDUNG A 2: HÄRTEVERLAUF ÜBER DEN ERWÄRMTE BEREICH BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 16 MM

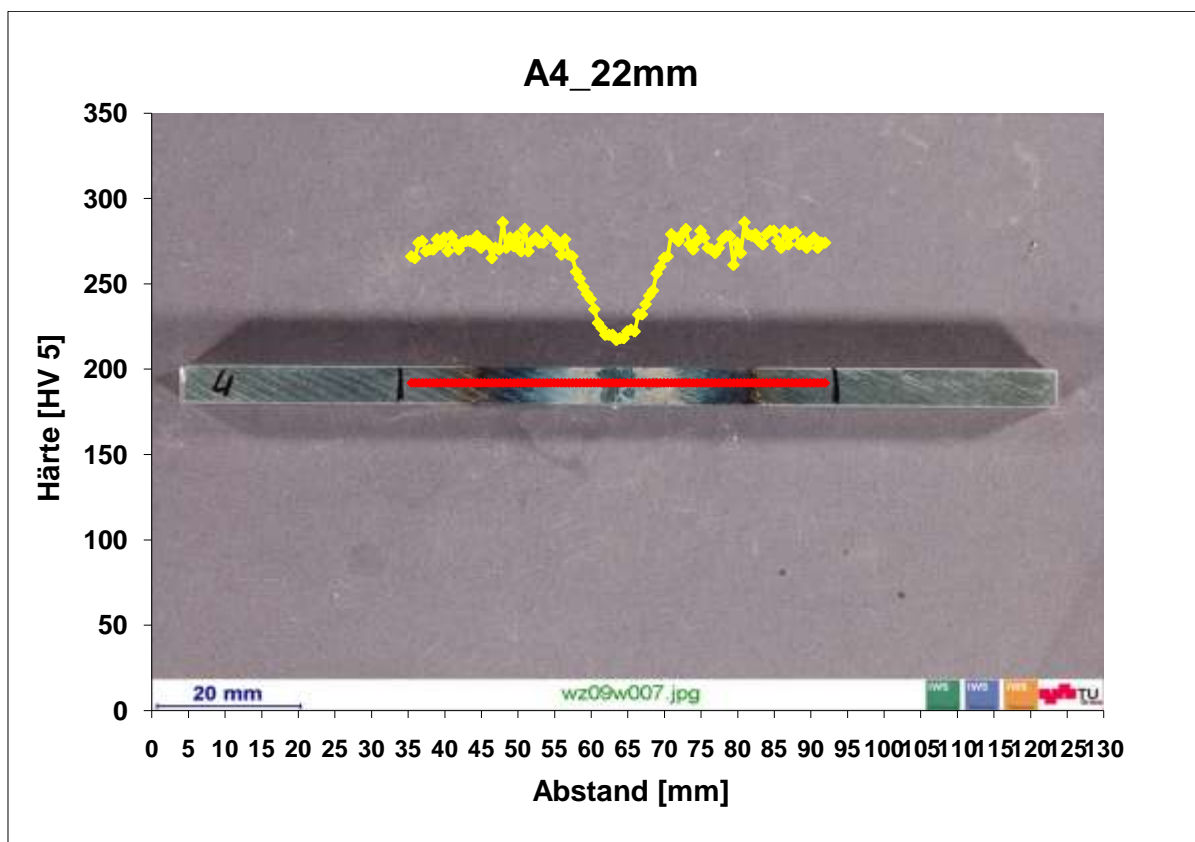


ABBILDUNG A 3: HÄRTEVERLAUF ÜBER DEN ERWÄRMTE BEREICH BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 22 MM

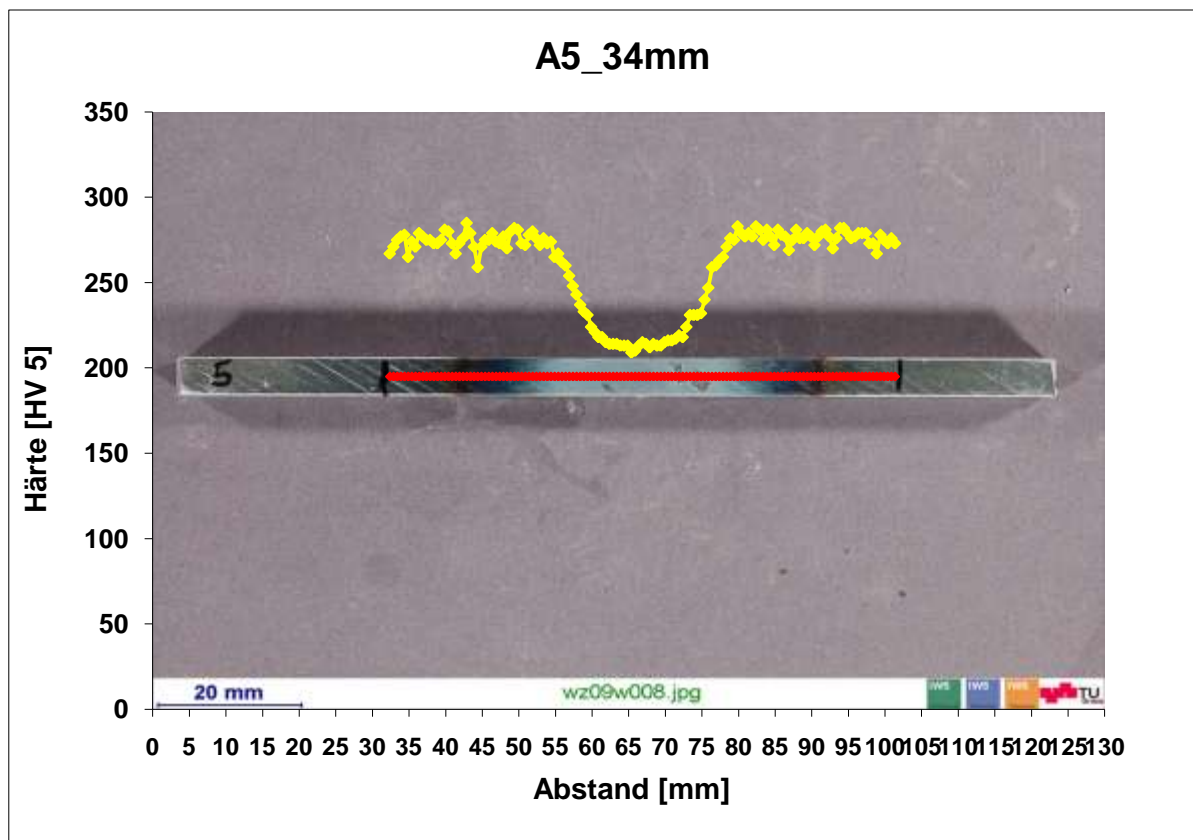


ABBILDUNG A 4: HÄRTEVERLAUF ÜBER DEN ERWÄRMTEN BEREICH BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 34 MM

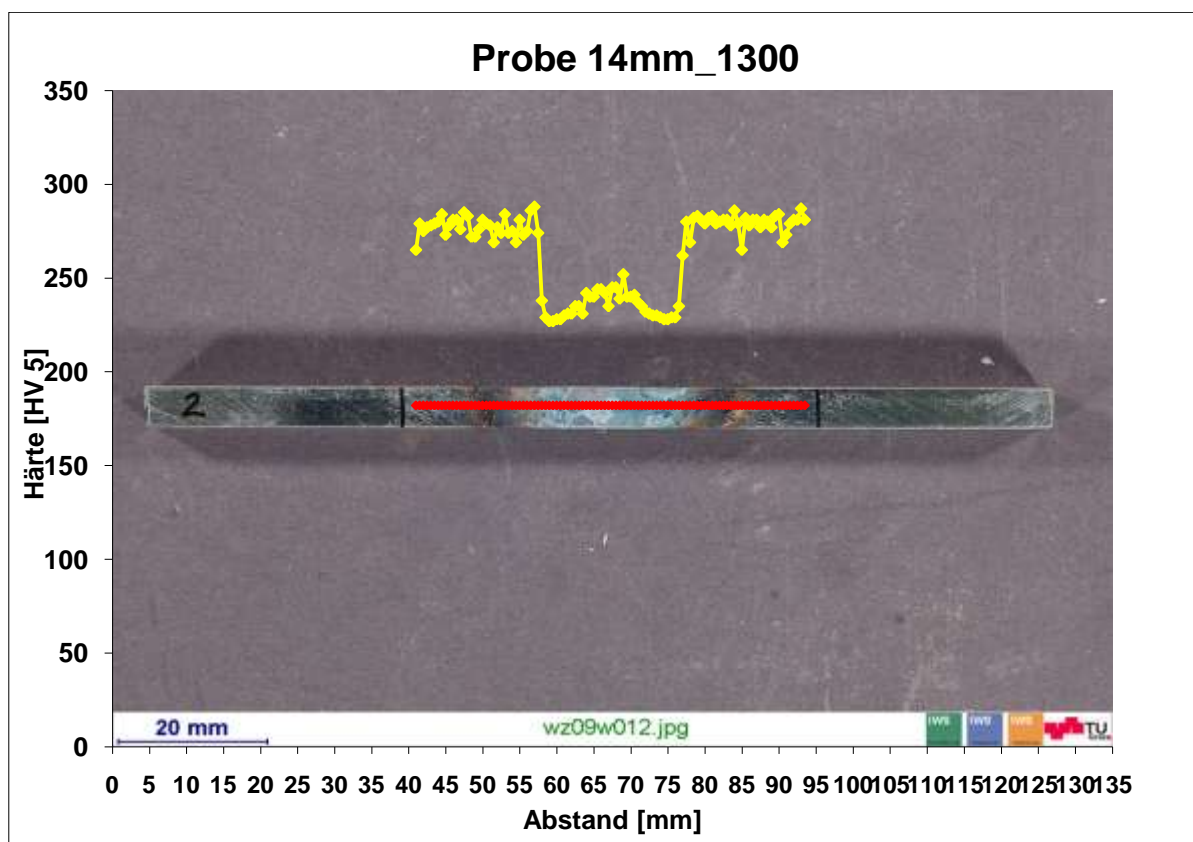


ABBILDUNG A 5: HÄRTEVERLAUF BEI ERHITZUNG AUF 1300°C UND 14MM BACKENABSTAND

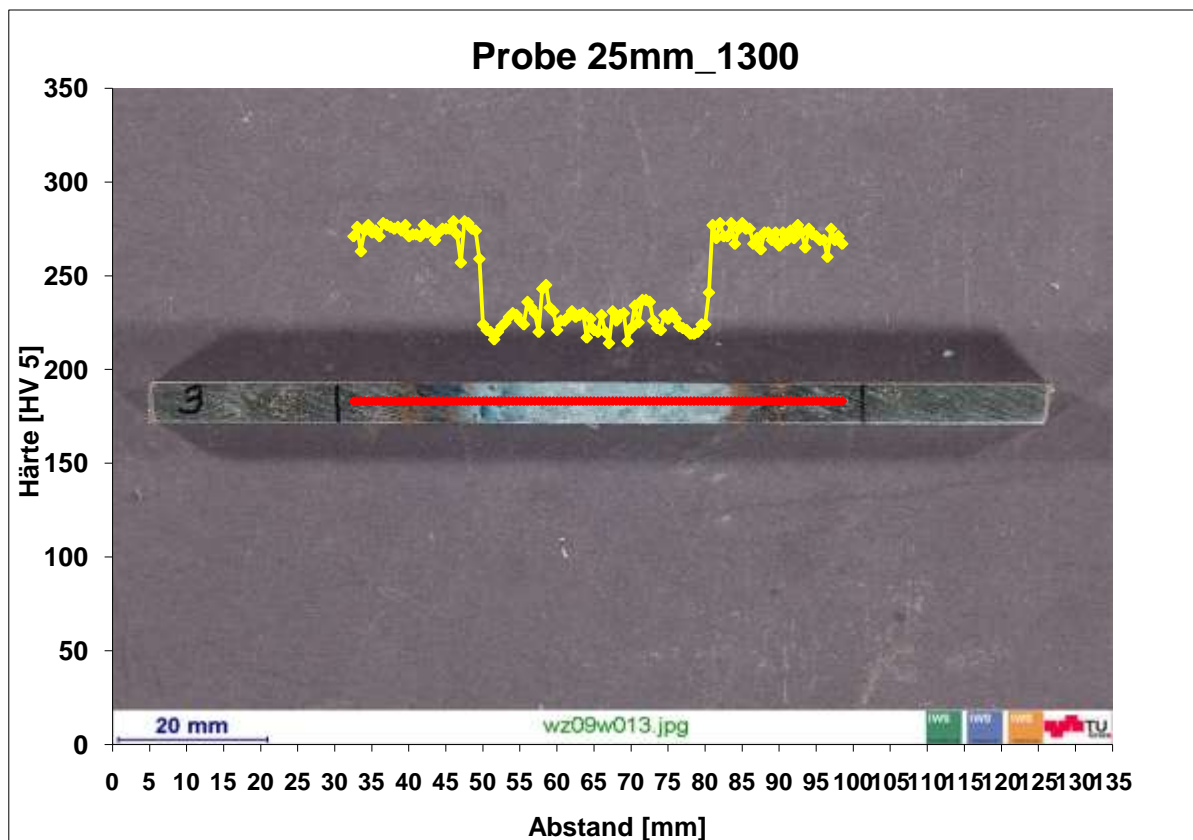


ABBILDUNG A 6: HÄRTEVERLAUF BEI ERHITZUNG AUF 1300°C UND 25MM BACKENABSTAND

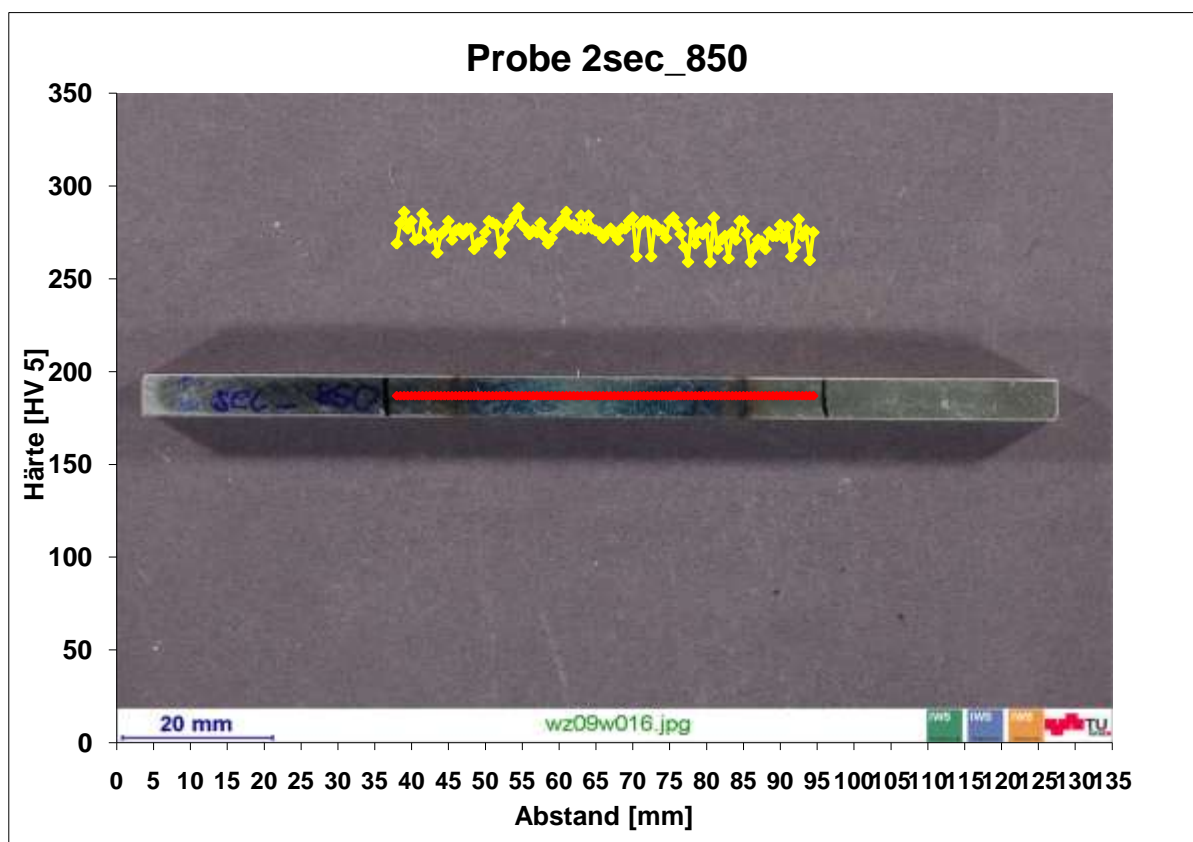


ABBILDUNG A 7: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 850°C UND BEI EINER EINSpanNLÄNGE VON 7.5 MM

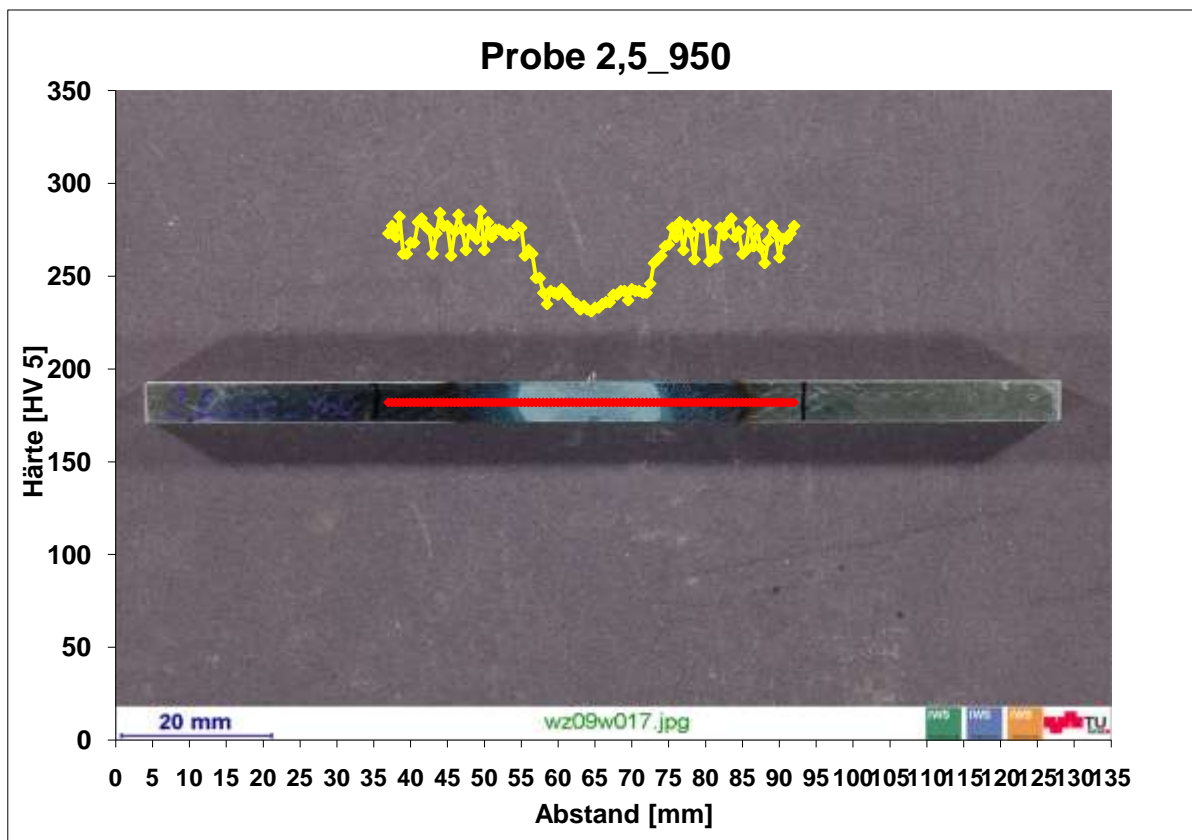


ABBILDUNG A 8: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 950°C UND BEI EINER EINSpanNLÄNGE VON 7.5 MM

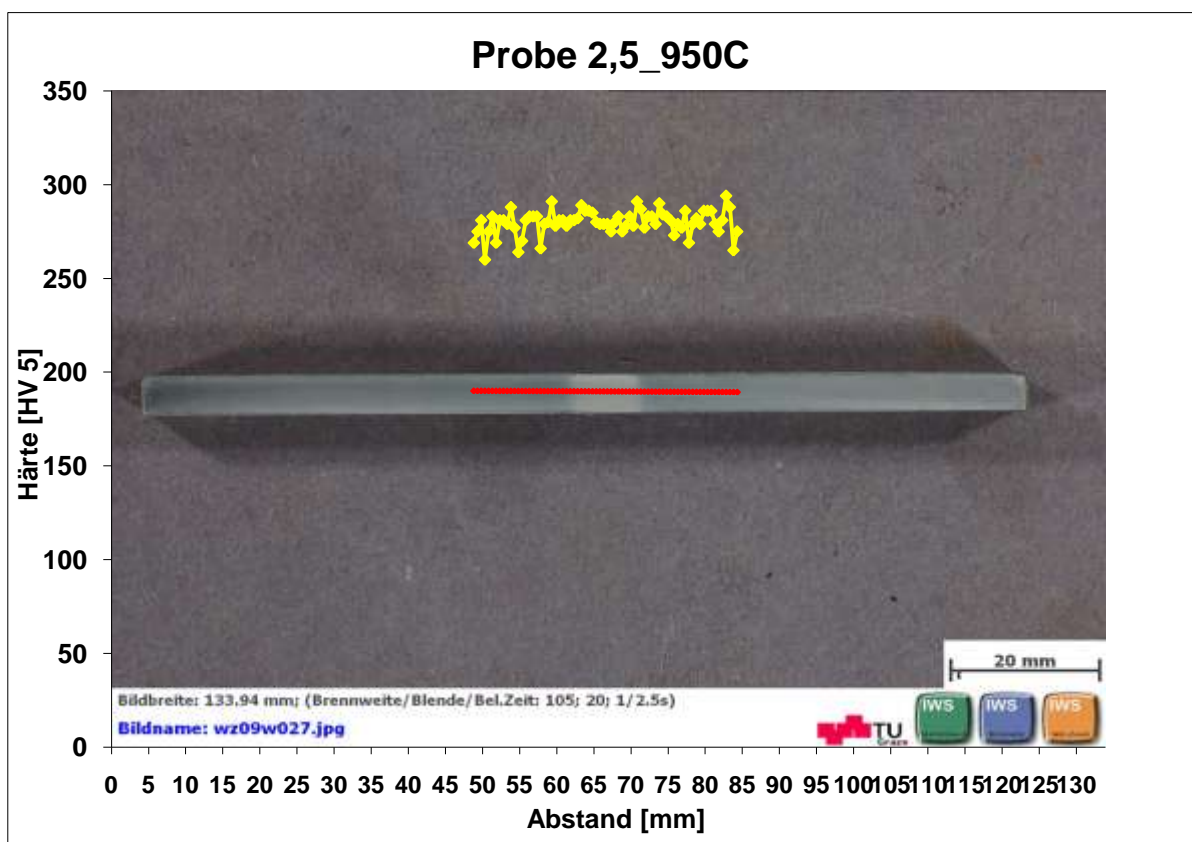


ABBILDUNG A 9: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 950°C UND BEI EINER EINSpanNLÄNGE VON 7.5 MM

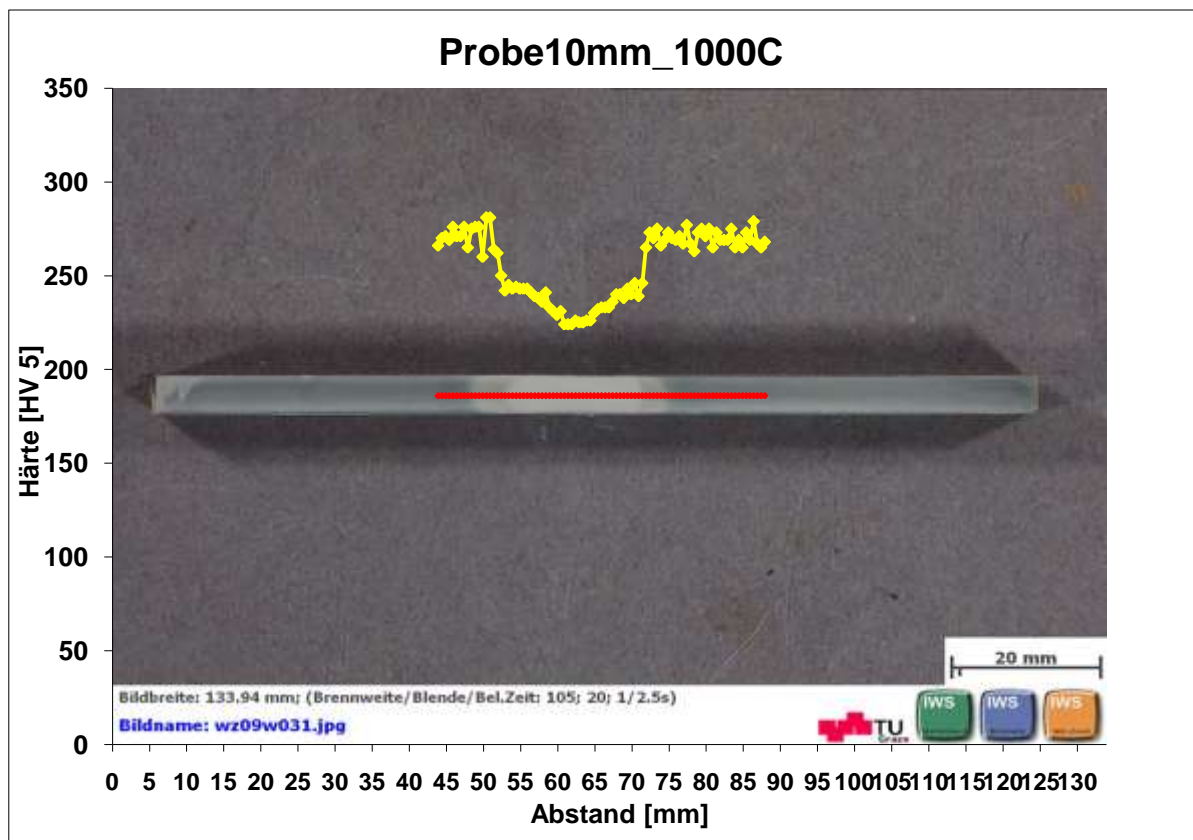


ABBILDUNG A 10: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C UND BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 10MM

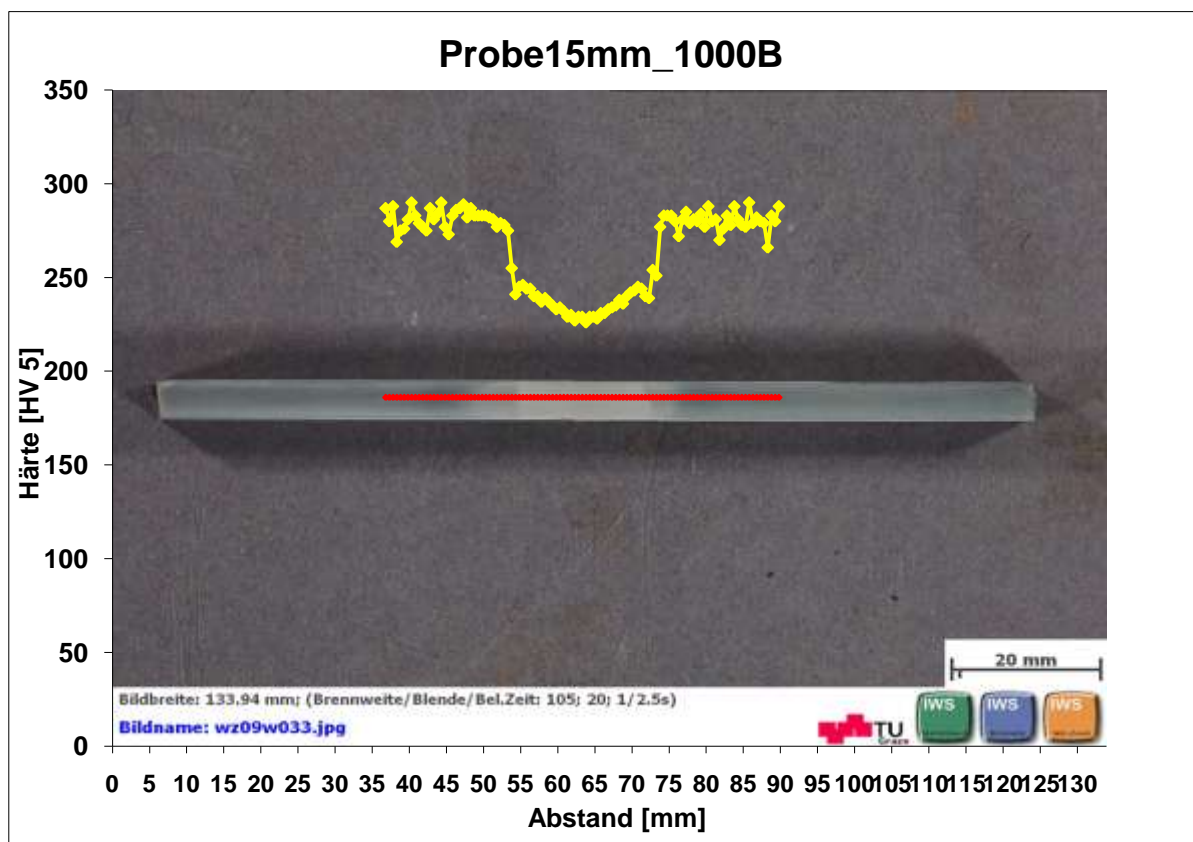


ABBILDUNG A 11: HÄRTEVERLAUF BEI SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C UND BEI EINER EINSPANNLÄNGE VON 15MM

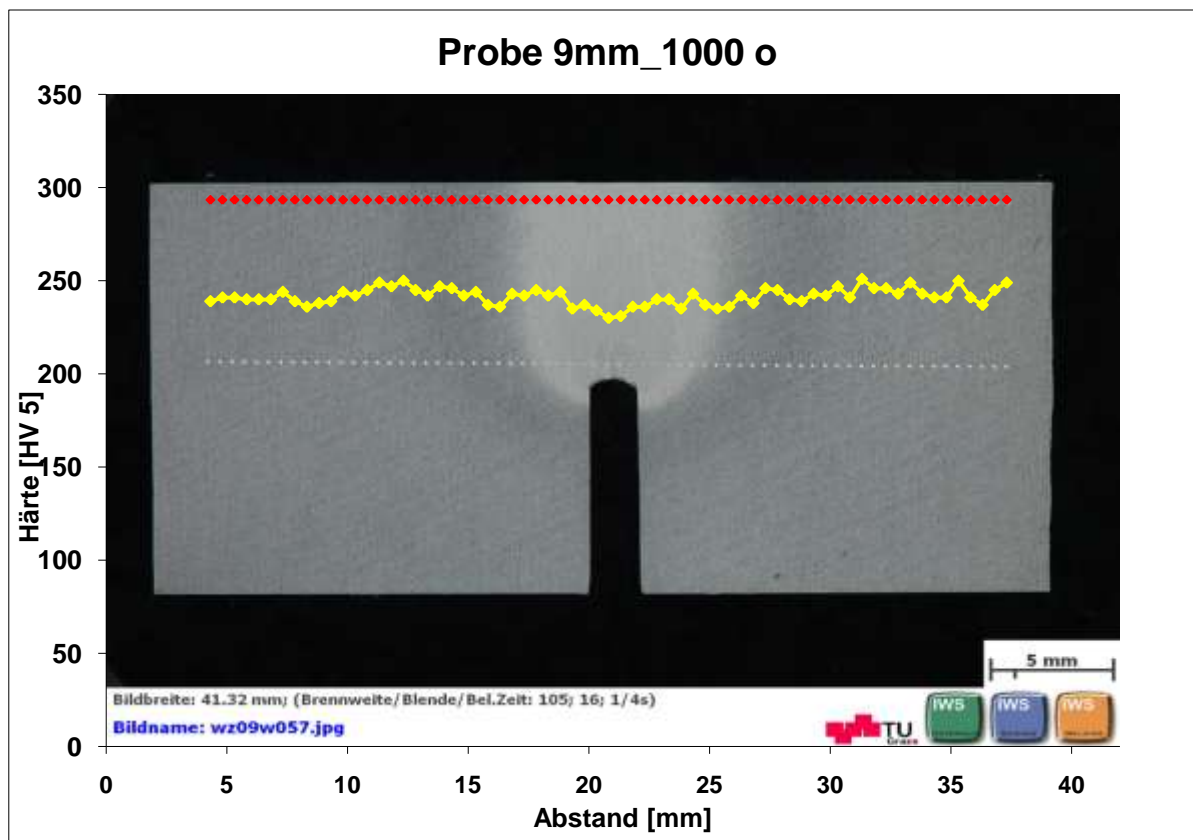


ABBILDUNG A 12: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM OBEREN RAND BEI 9MM BACKENABSTAND

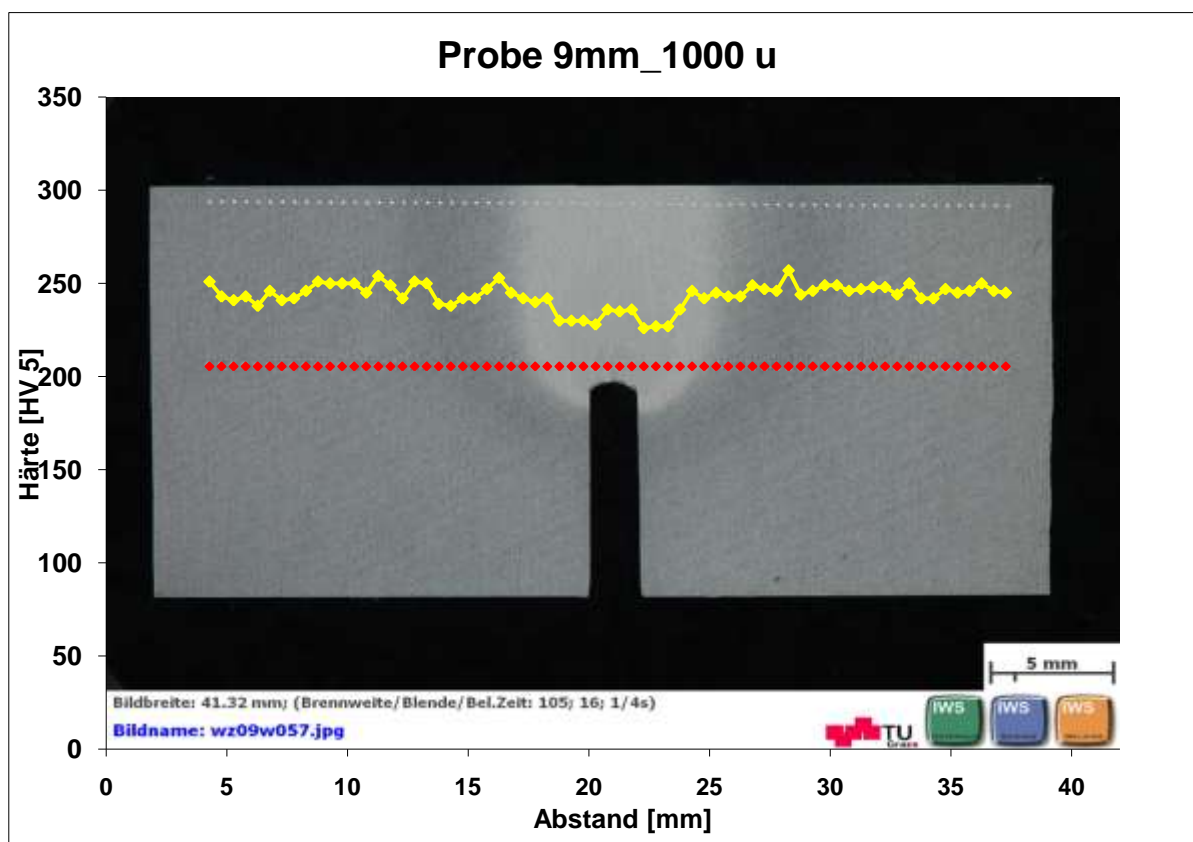


ABBILDUNG A 13: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM KERBGRUND BEI 9MM BACKENABSTAND

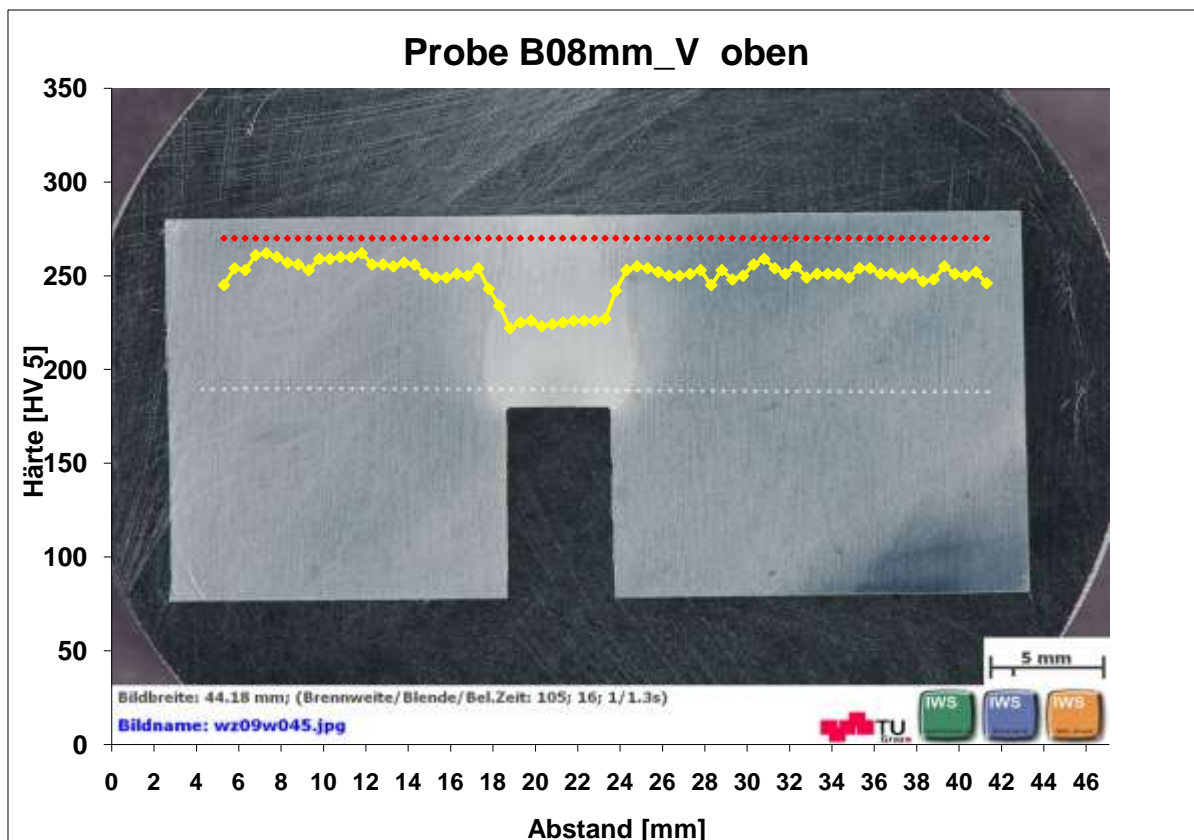


ABBILDUNG A 14: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM OBEREN RAND BEI 8MM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

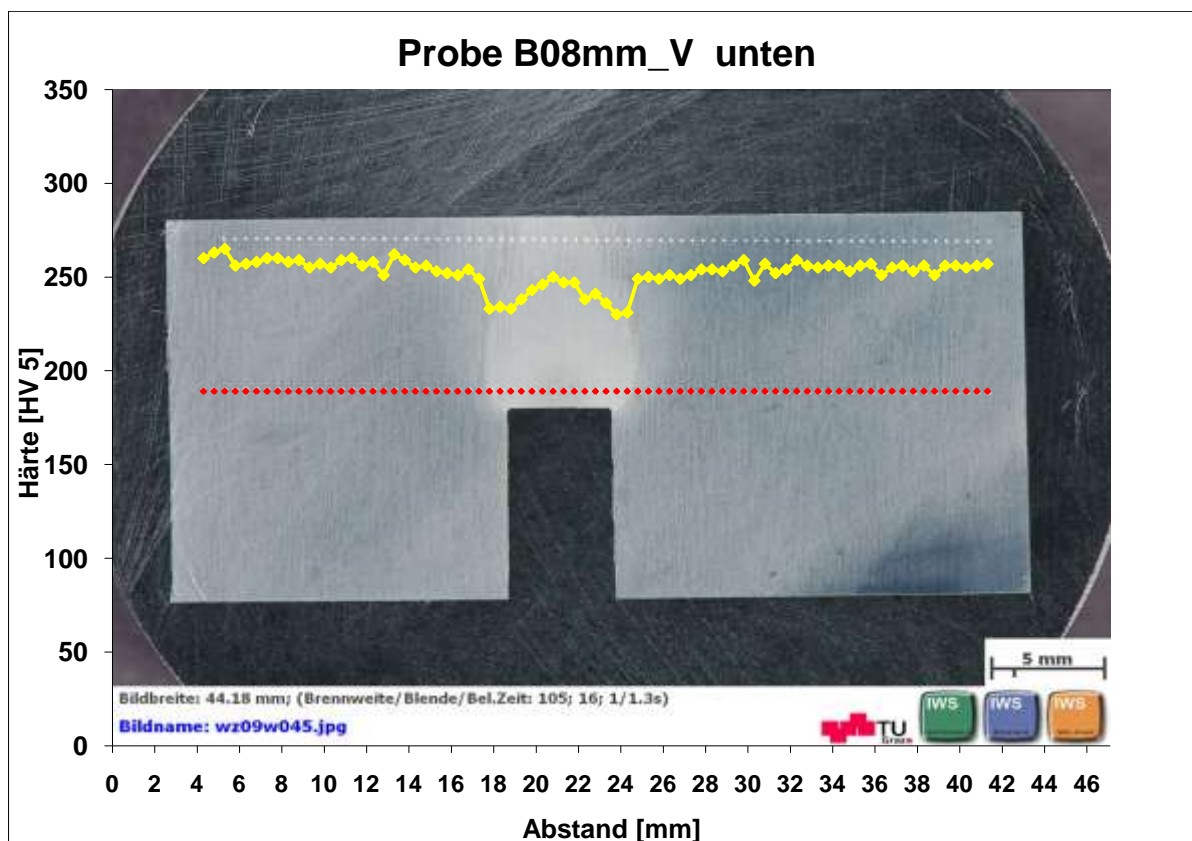


ABBILDUNG A 15: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM KERBGRUND BEI 8MM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

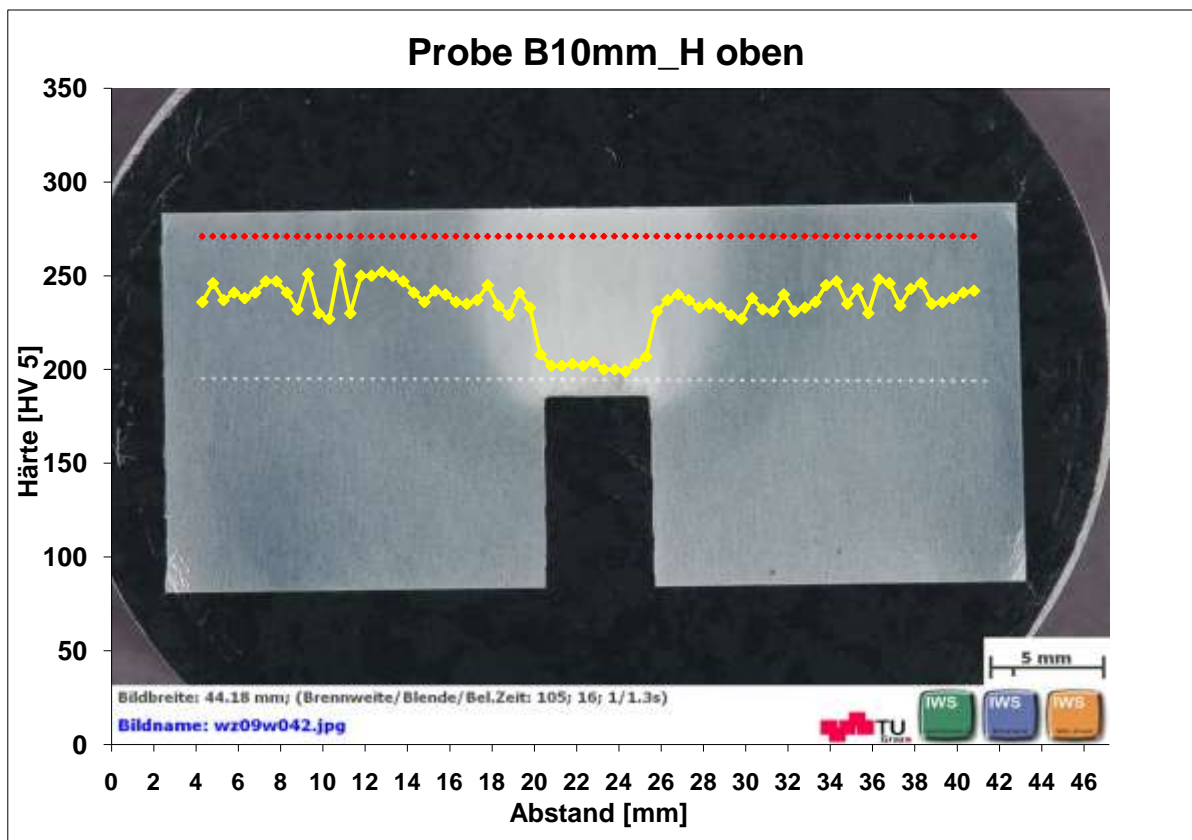


ABBILDUNG A 16: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM OBEREN RAND BEI 10MM BACKENABSTAND UND KURZES HALTEN AUF SPITZENTEMPERATUR

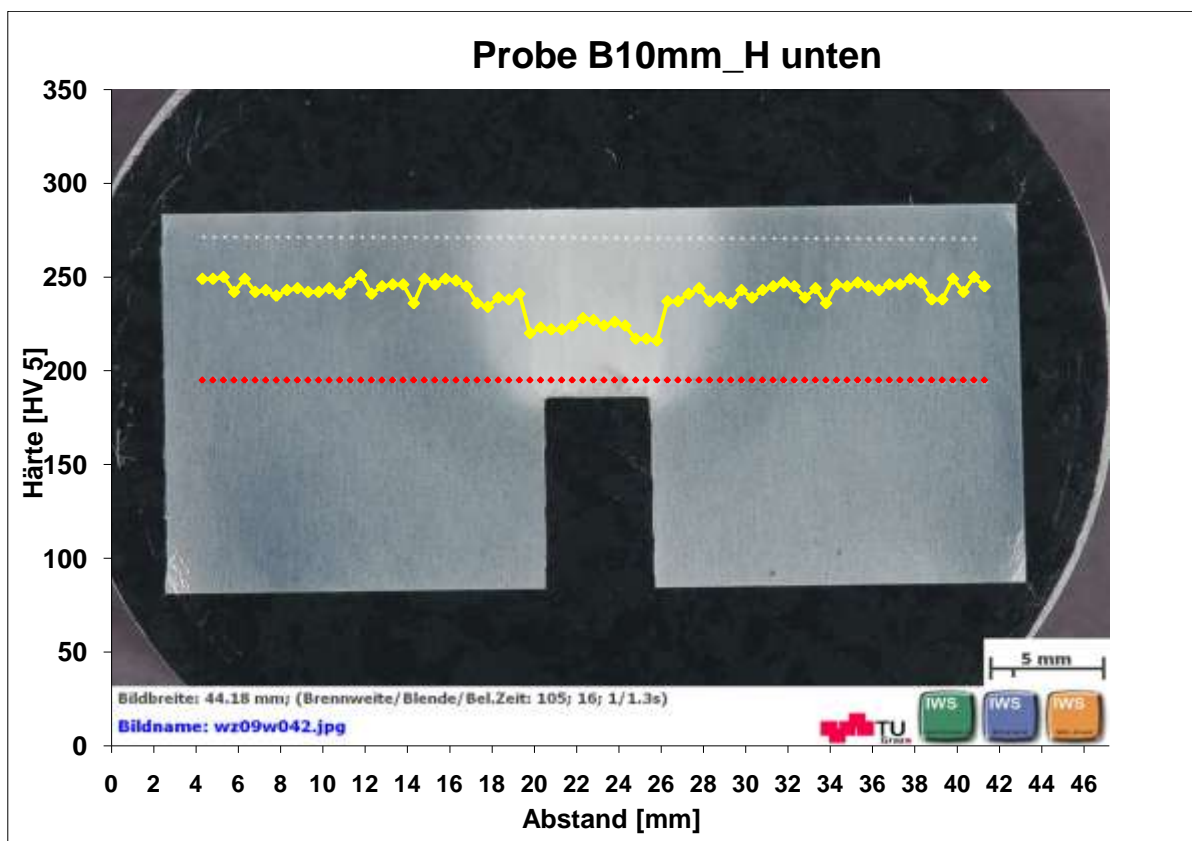


ABBILDUNG A 17: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM KERBGRUND BEI 10MM BACKENABSTAND UND KURZES HALTEN AUF SPITZENTEMPERATUR

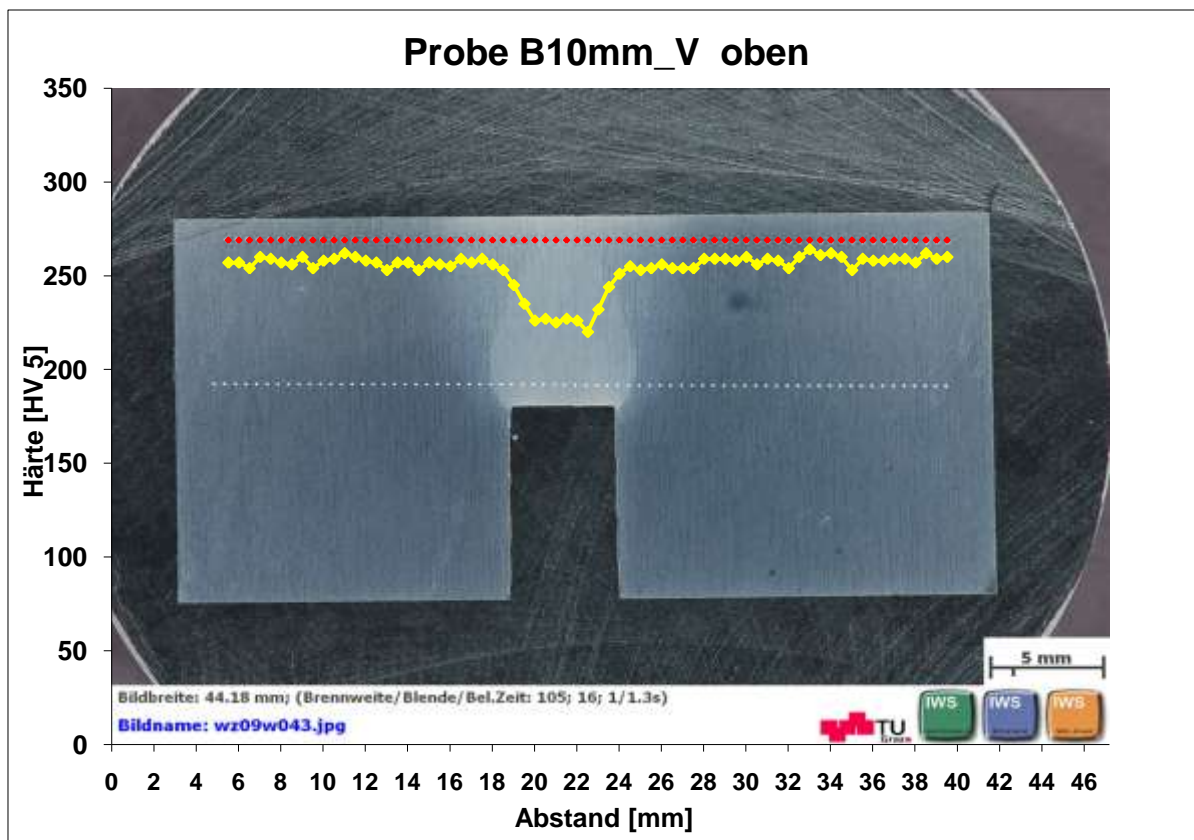


ABBILDUNG A 18: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM OBEREN RAND BEI 10MM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

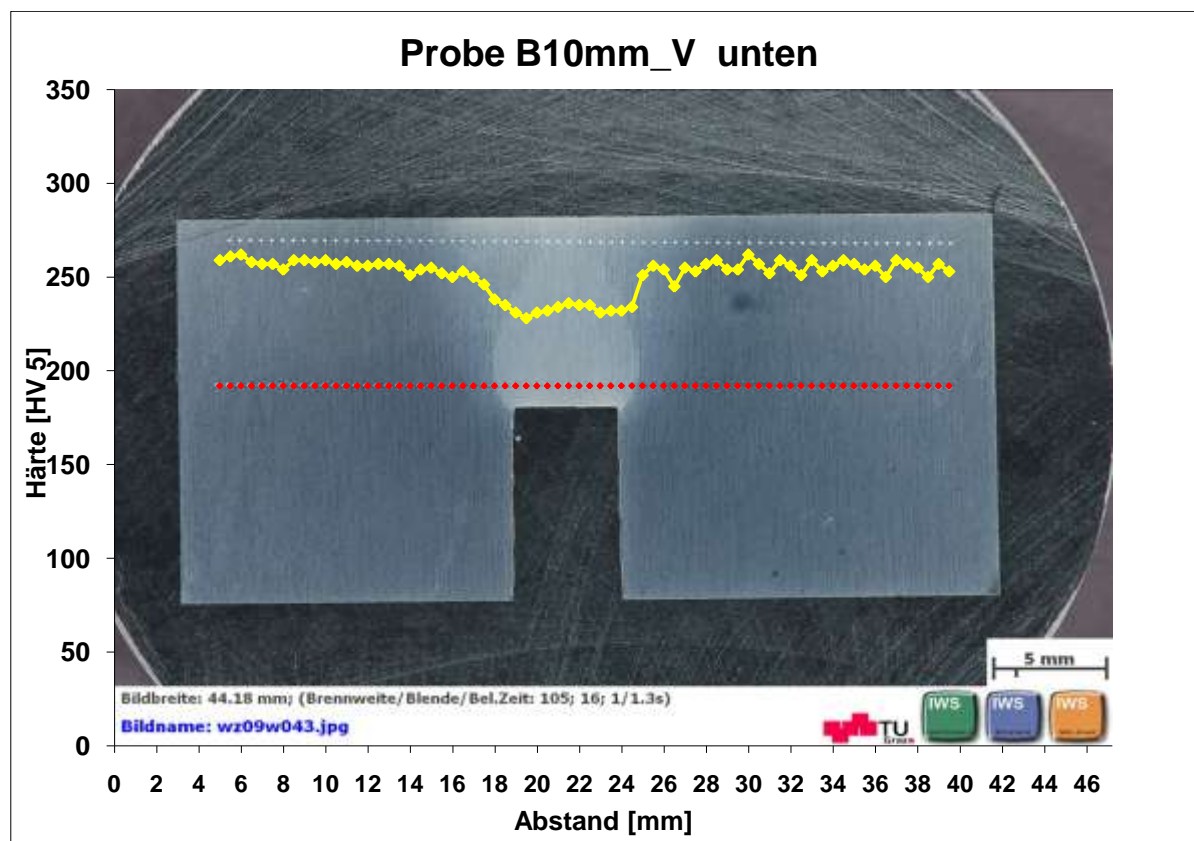


ABBILDUNG A 19: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE EINSEITIG GEKERBTE PROBE AM KERBGRUND BEI 10MMMM BACKENABSTAND UND VORWÄRMUNG

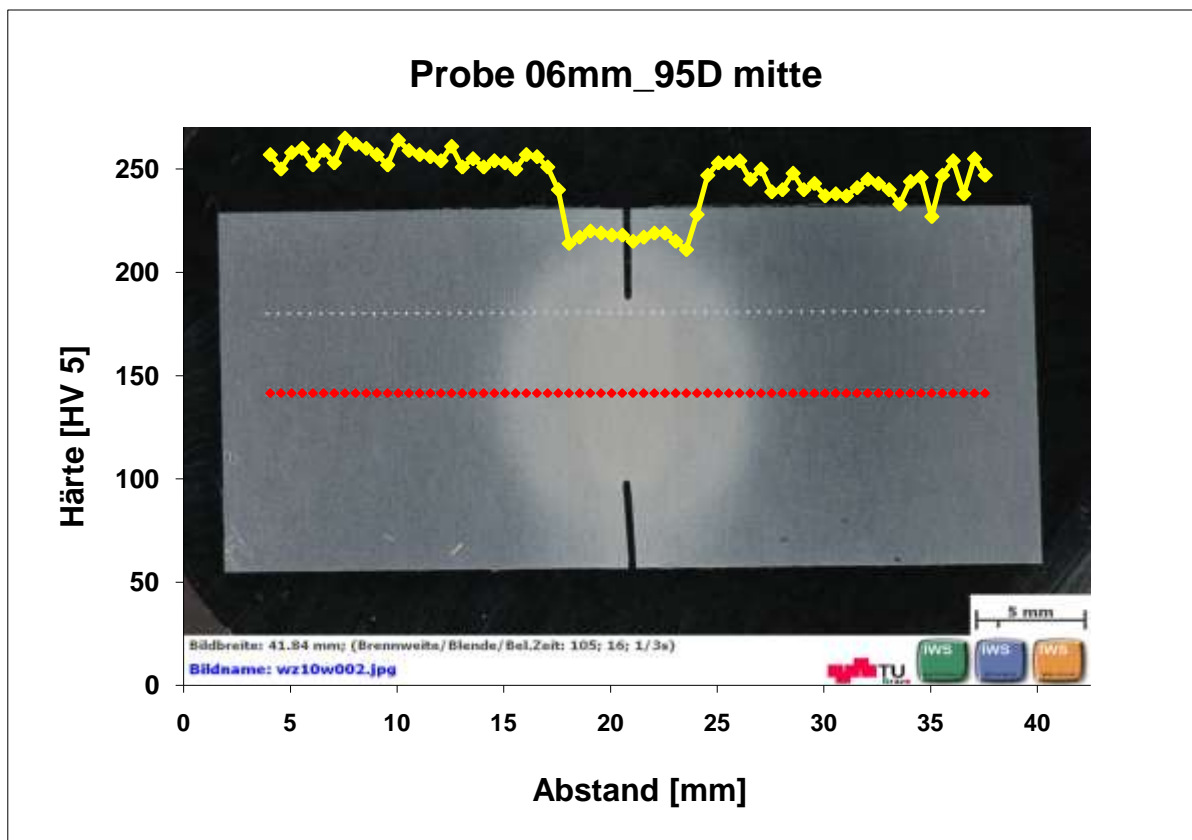


ABBILDUNG A 20: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 0,6MM SPALTBREITE

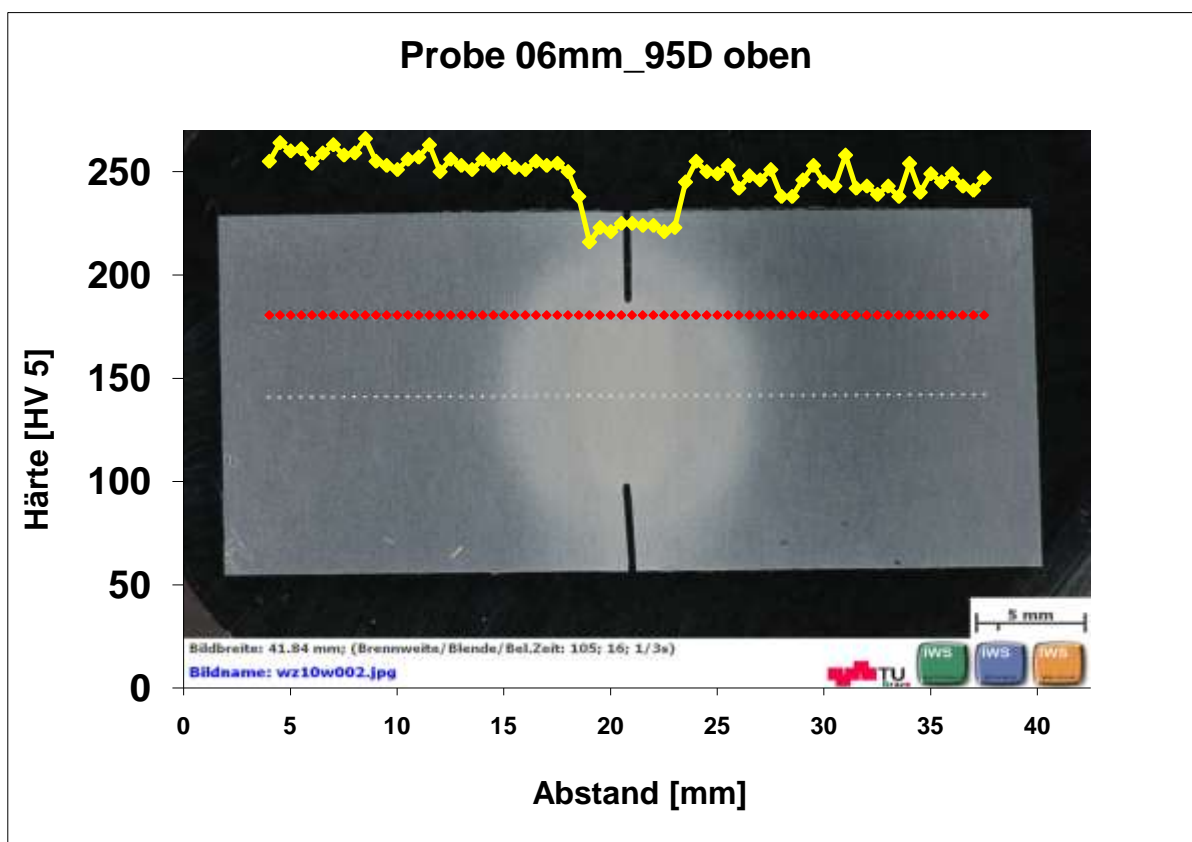


ABBILDUNG A 21: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 0,6MM SPALTBREITE

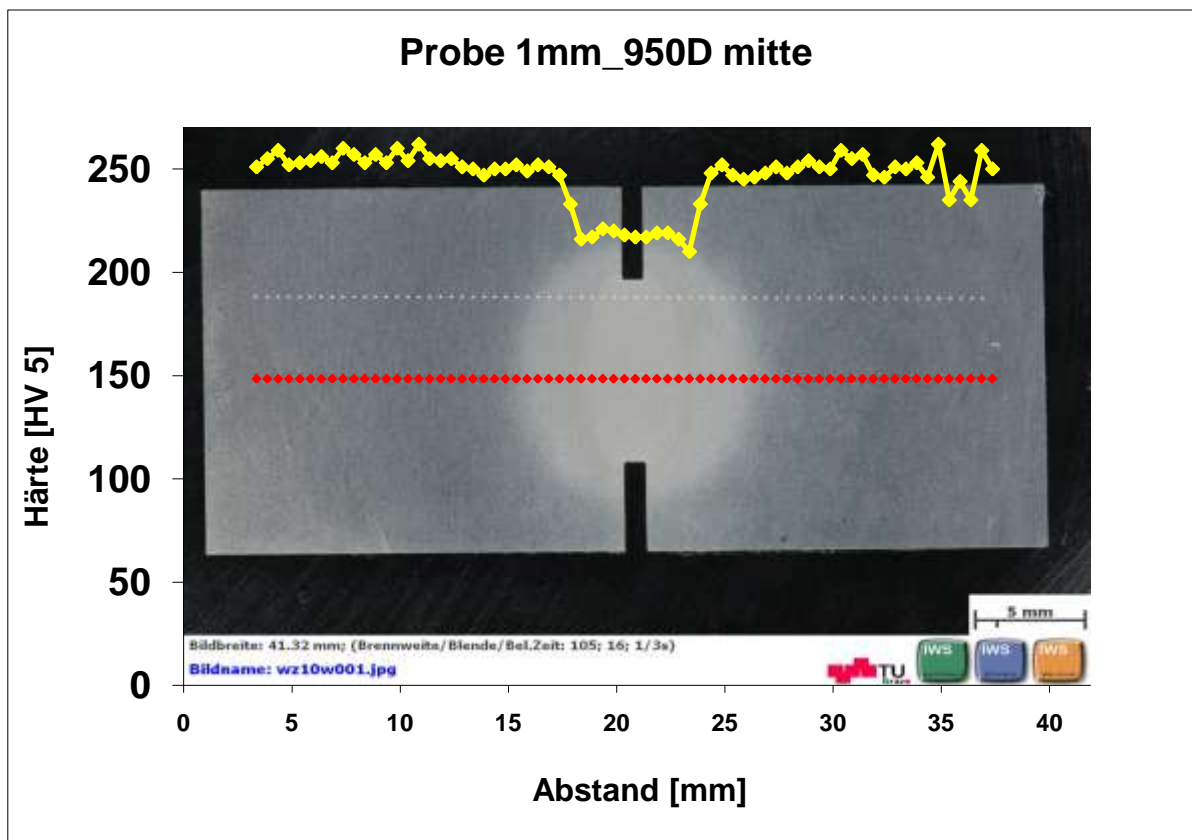


ABBILDUNG A 22: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 1MM SPALTBREITE

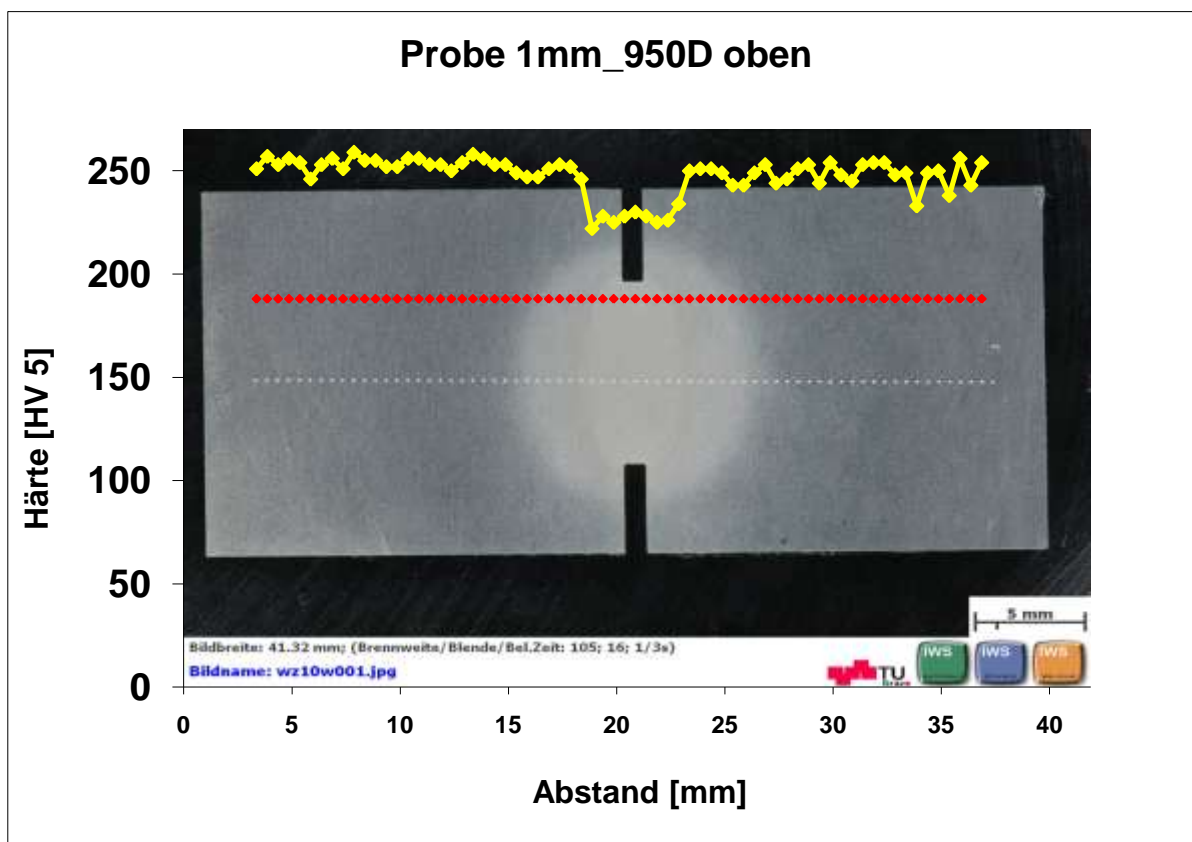


ABBILDUNG A 23: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 1MM SPALTBREITE

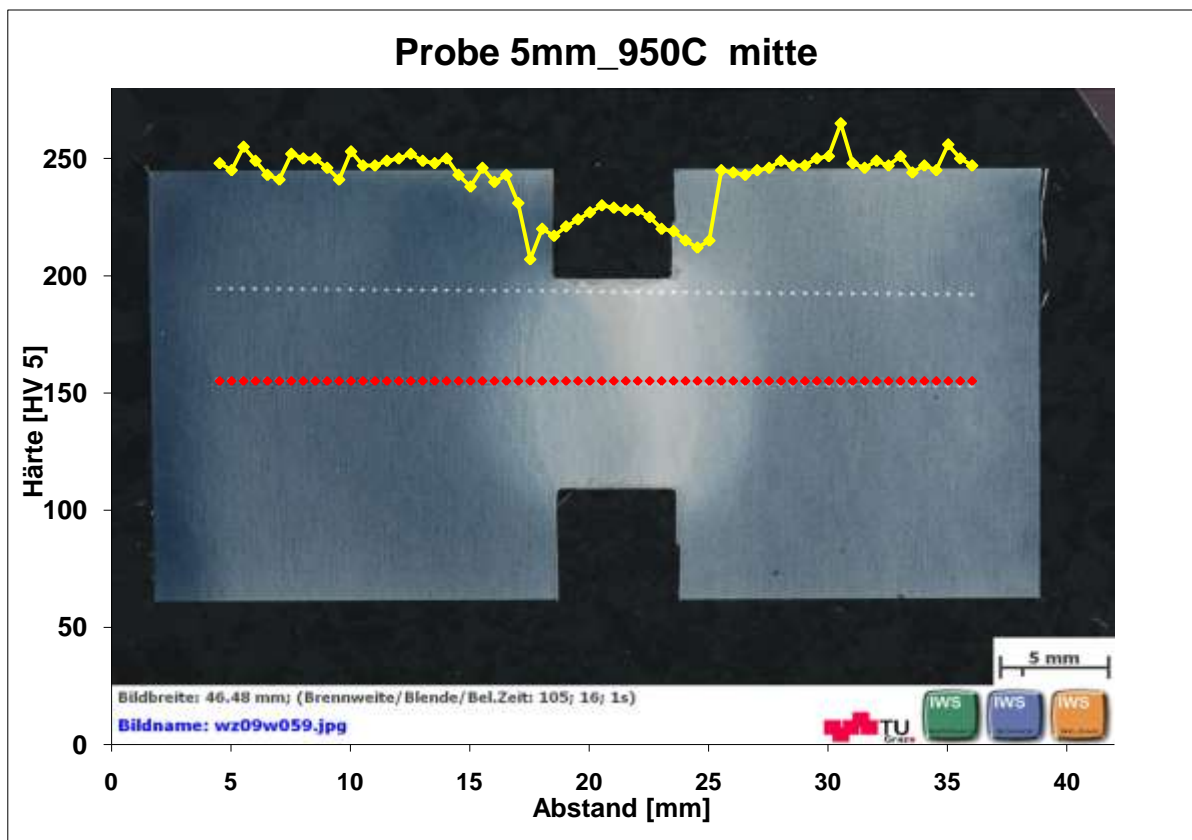


ABBILDUNG A 24: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 5MM SPALTBREITE

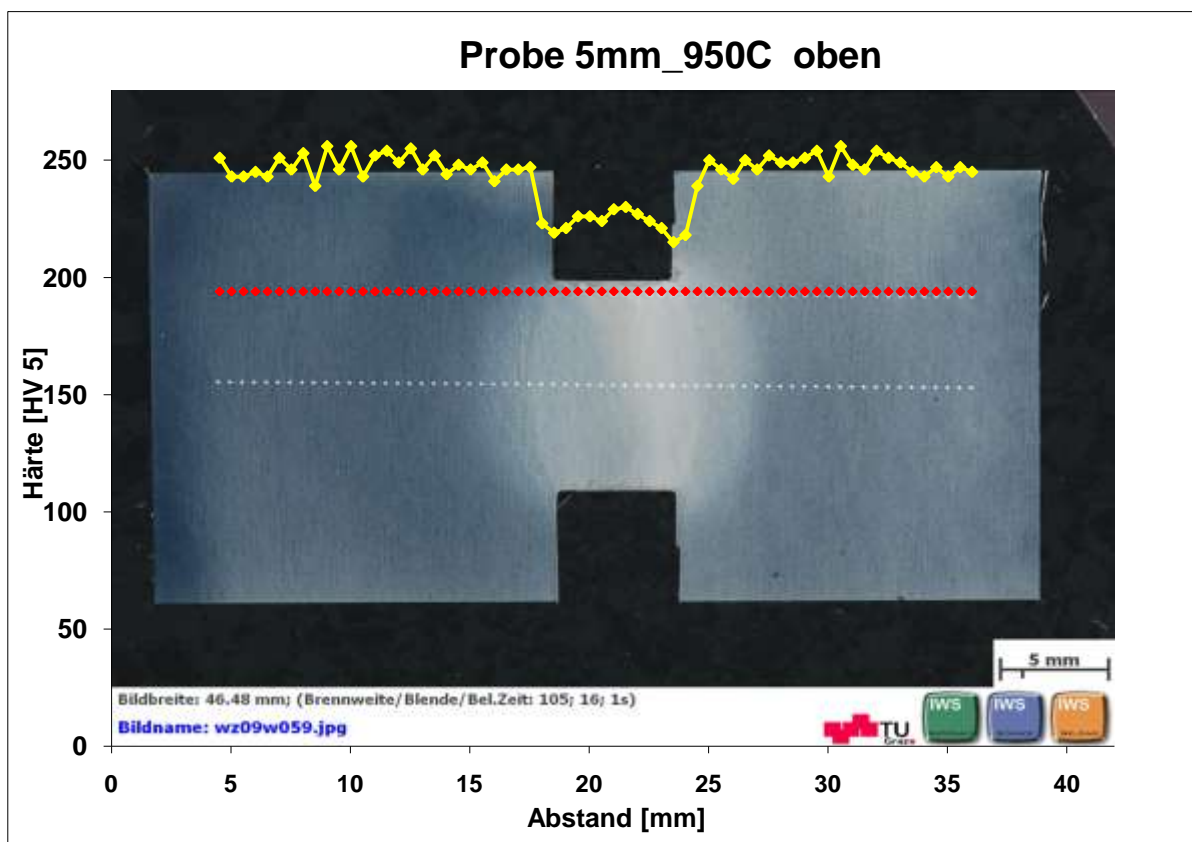


ABBILDUNG A 25: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 5MM SPALTBREITE

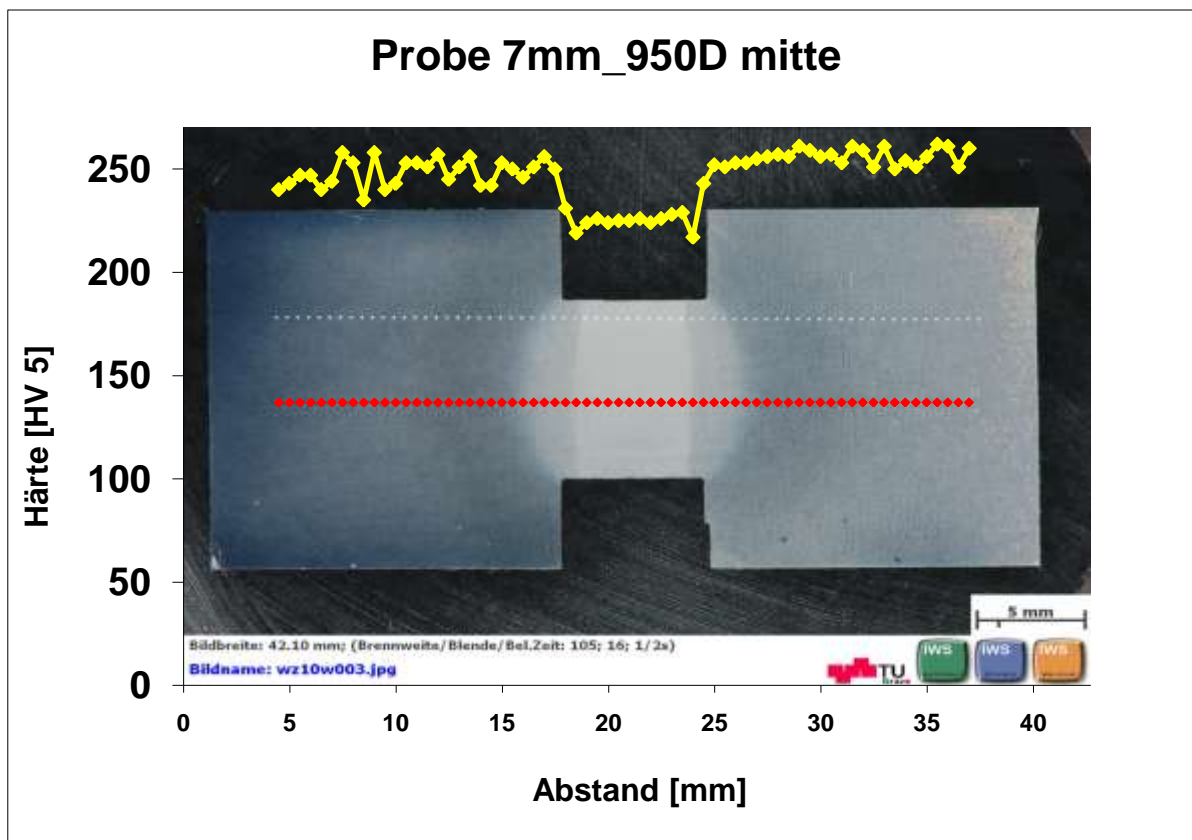


ABBILDUNG A 26: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 7MM SPALTBREITE

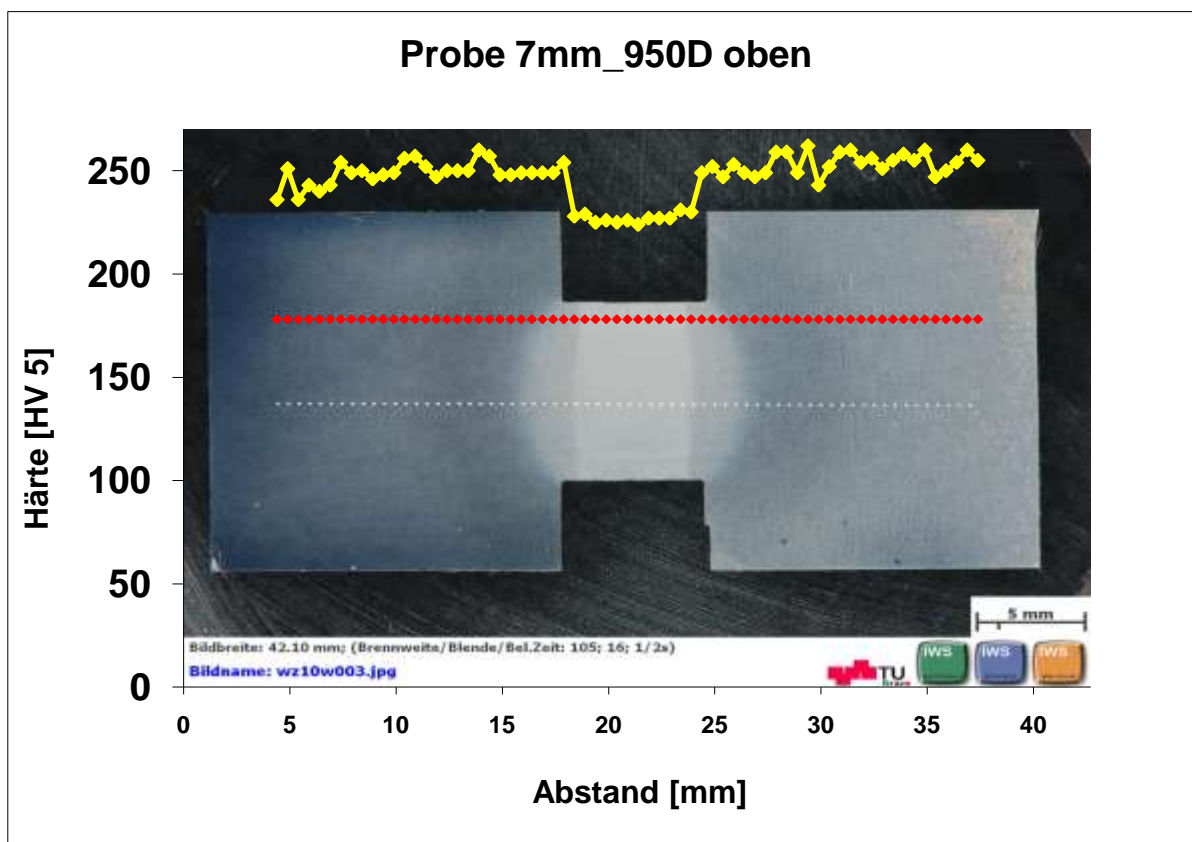


ABBILDUNG A 27: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 7MM SPALTBREITE

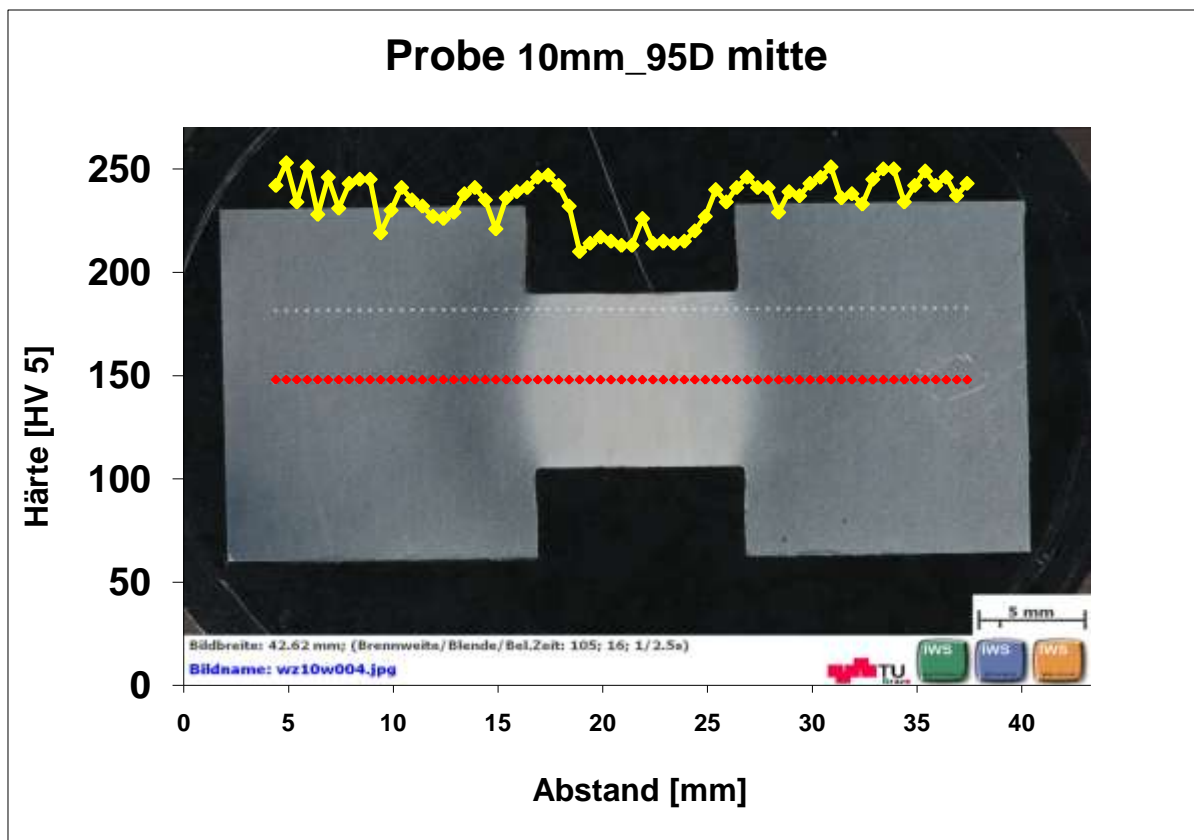


ABBILDUNG A 28 : HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 10MM SPALTBREITE

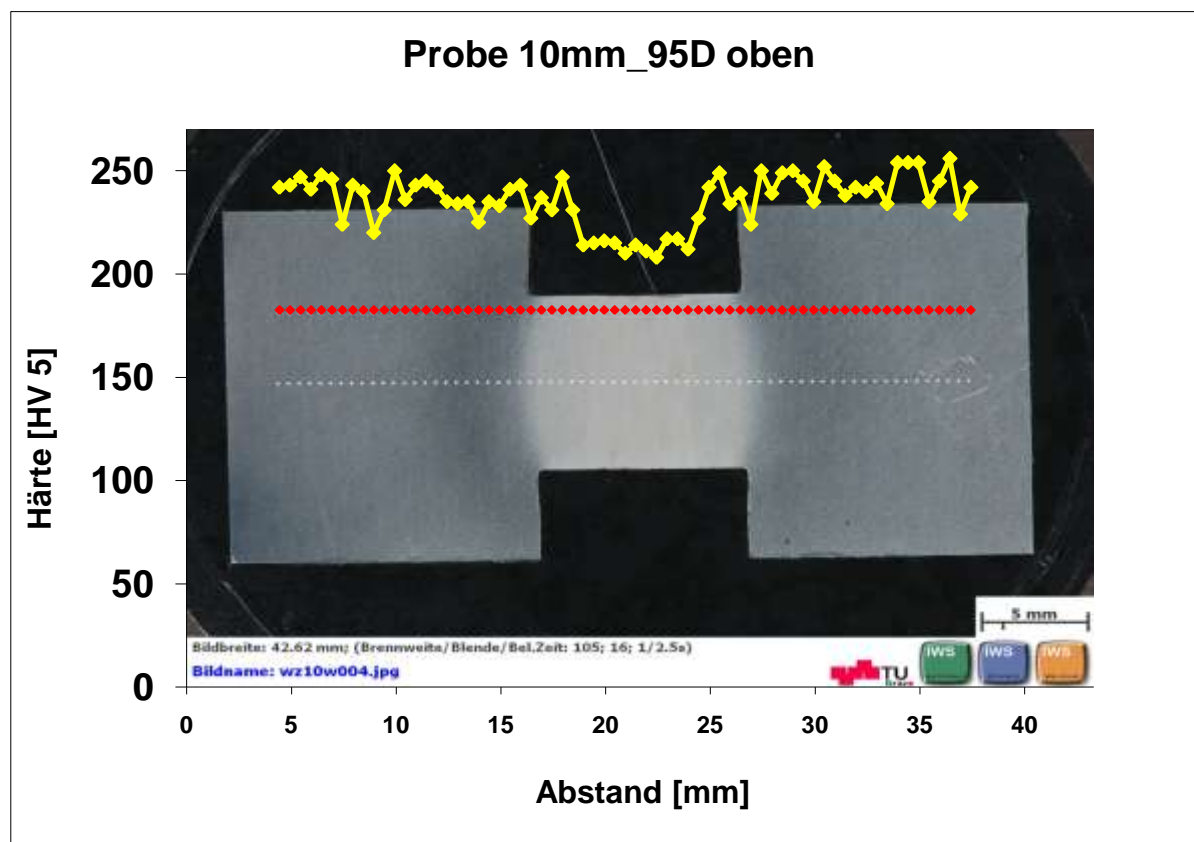


ABBILDUNG A 29: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 10MM SPALTBREITE

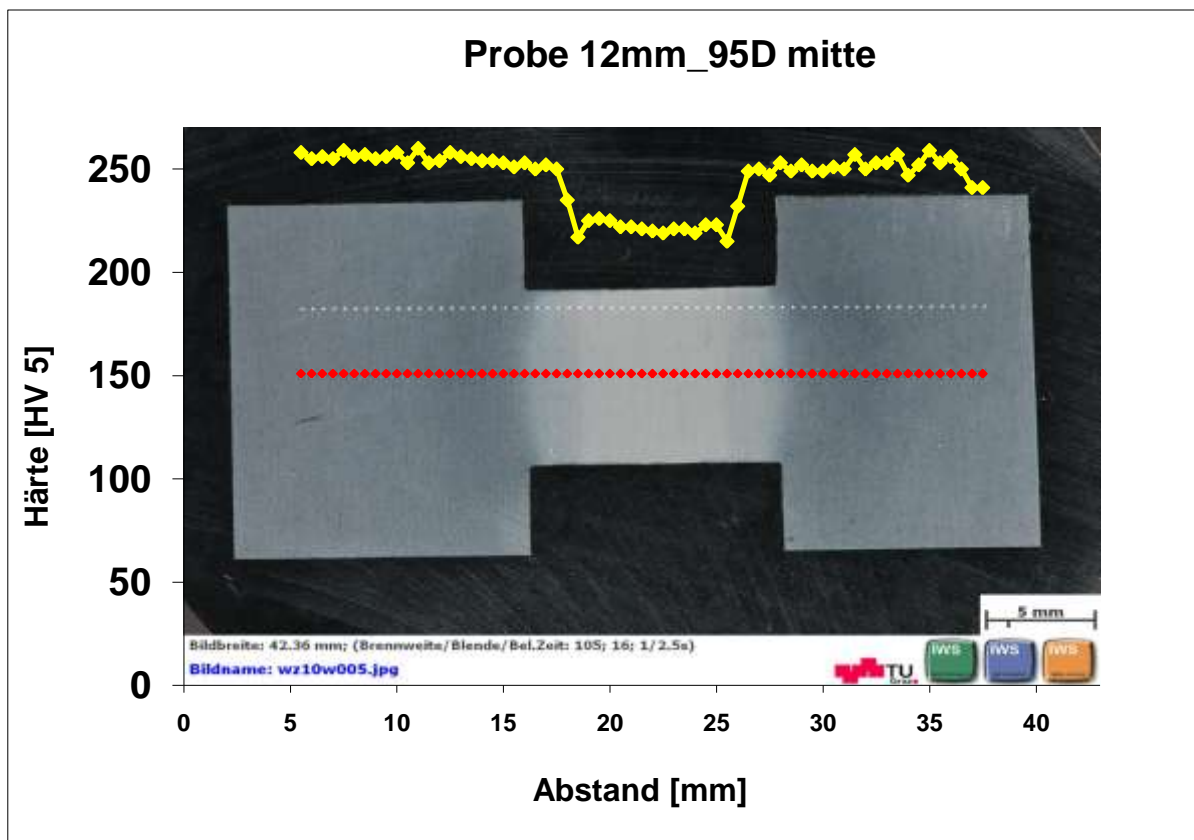


ABBILDUNG A 30: HÄRTEVERLAUF ÜBER DIE MITTE DER PROBENBREITE BEI 12MM SPALTBREITE

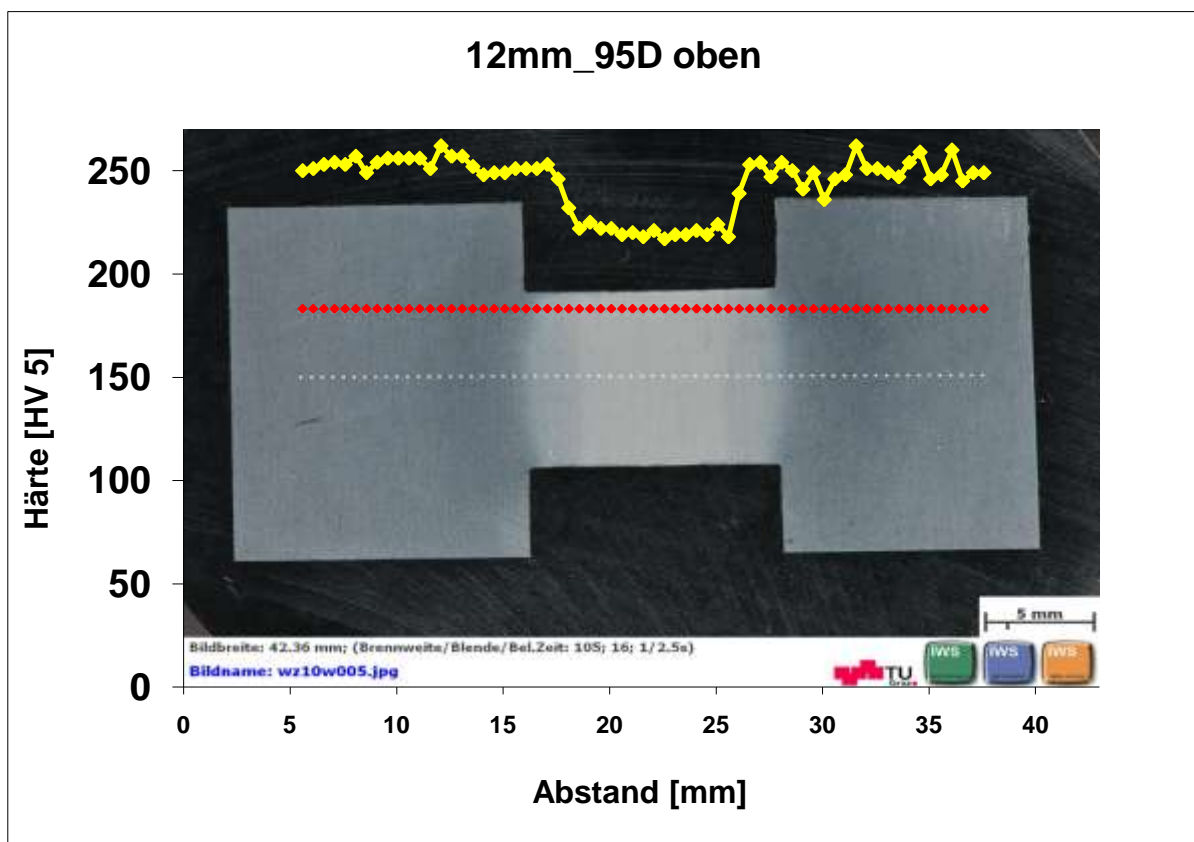


ABBILDUNG A 31: HÄRTEVERLAUF AM KERBGRUND BEI 12MM SPALTBREITE

B Härteverläufe Elektronenstrahlschweißen (Blindnähte)

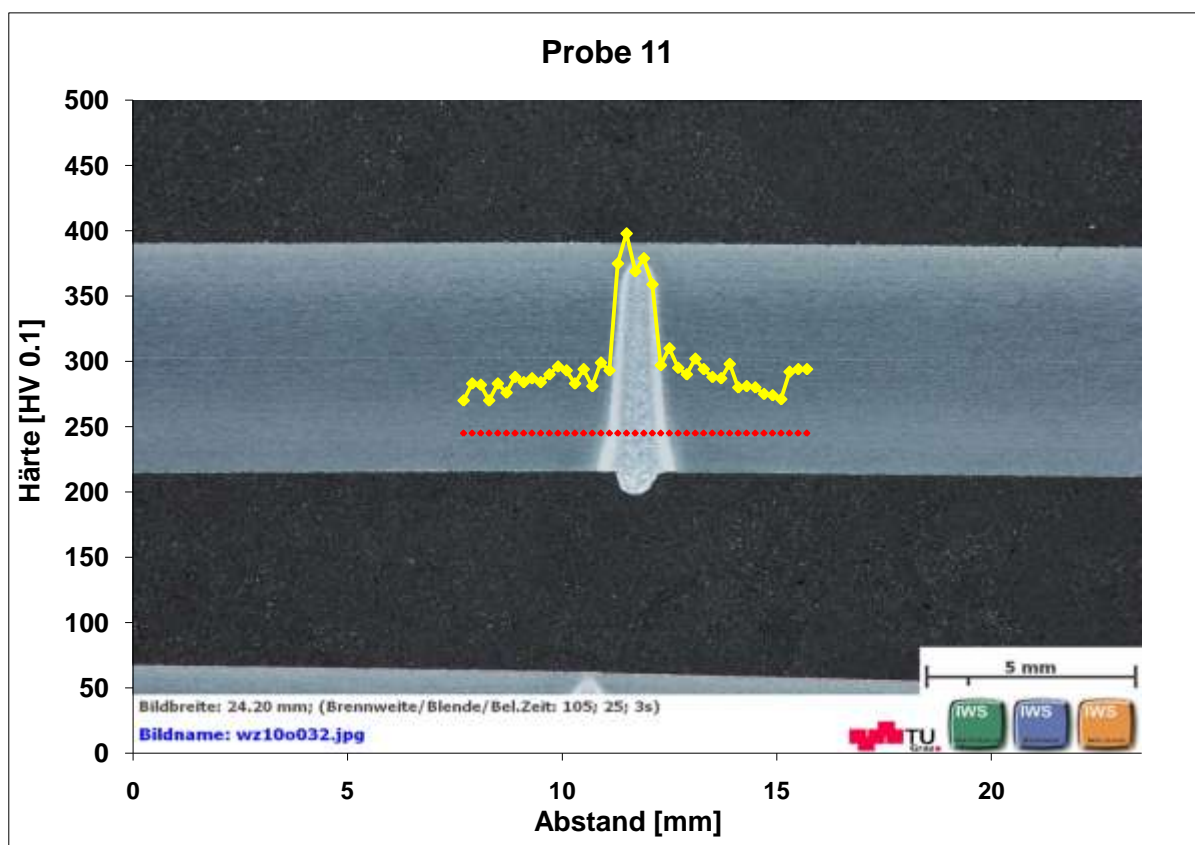


ABBILDUNG A 32: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,75 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

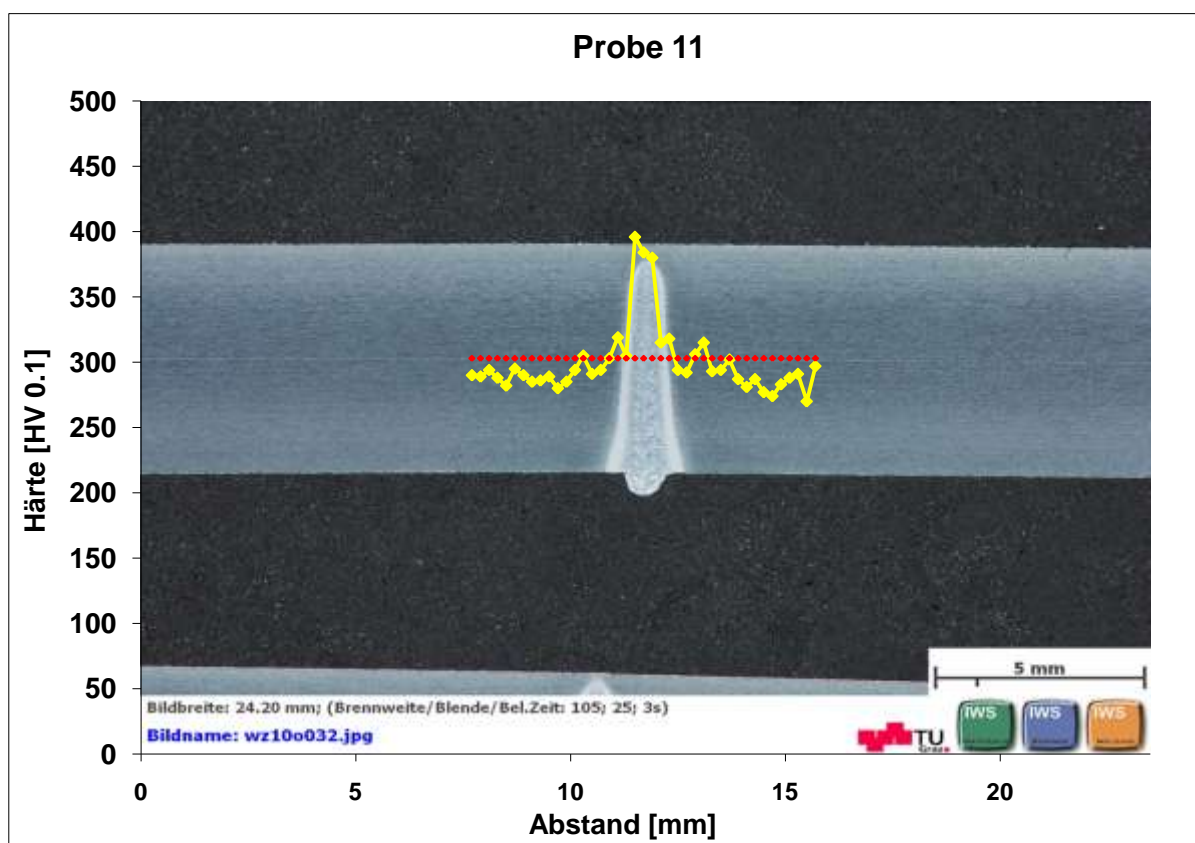


ABBILDUNG A 33: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,75 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

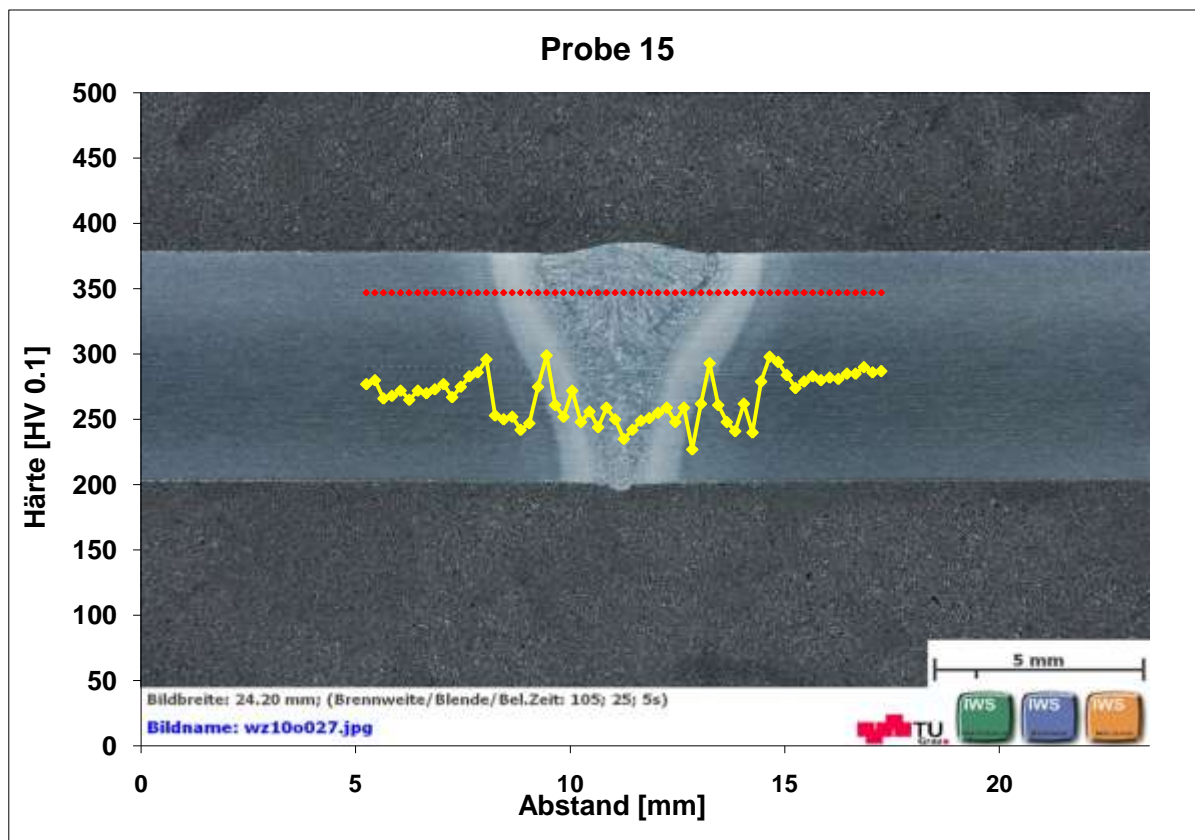


ABBILDUNG A 34: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 3,5 kJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

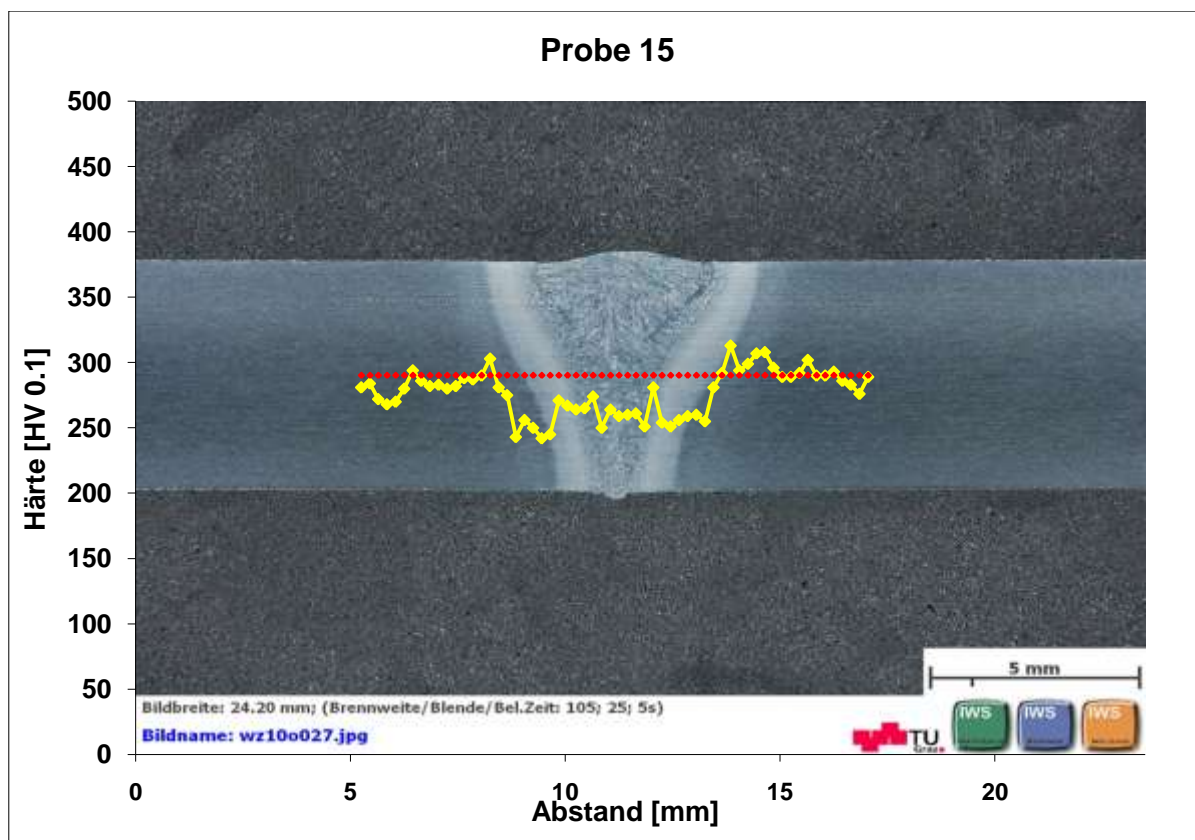


ABBILDUNG A 35: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 3,5 kJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

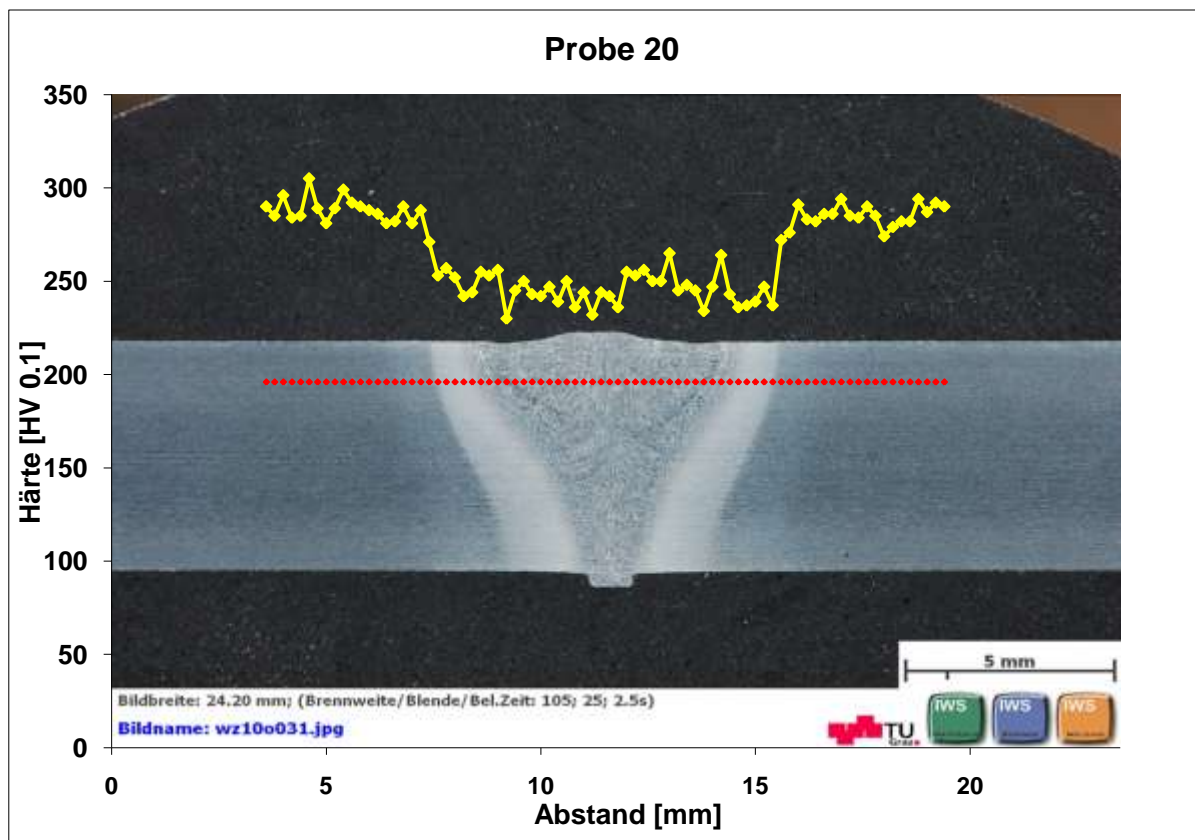


ABBILDUNG A 36: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 5,0 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

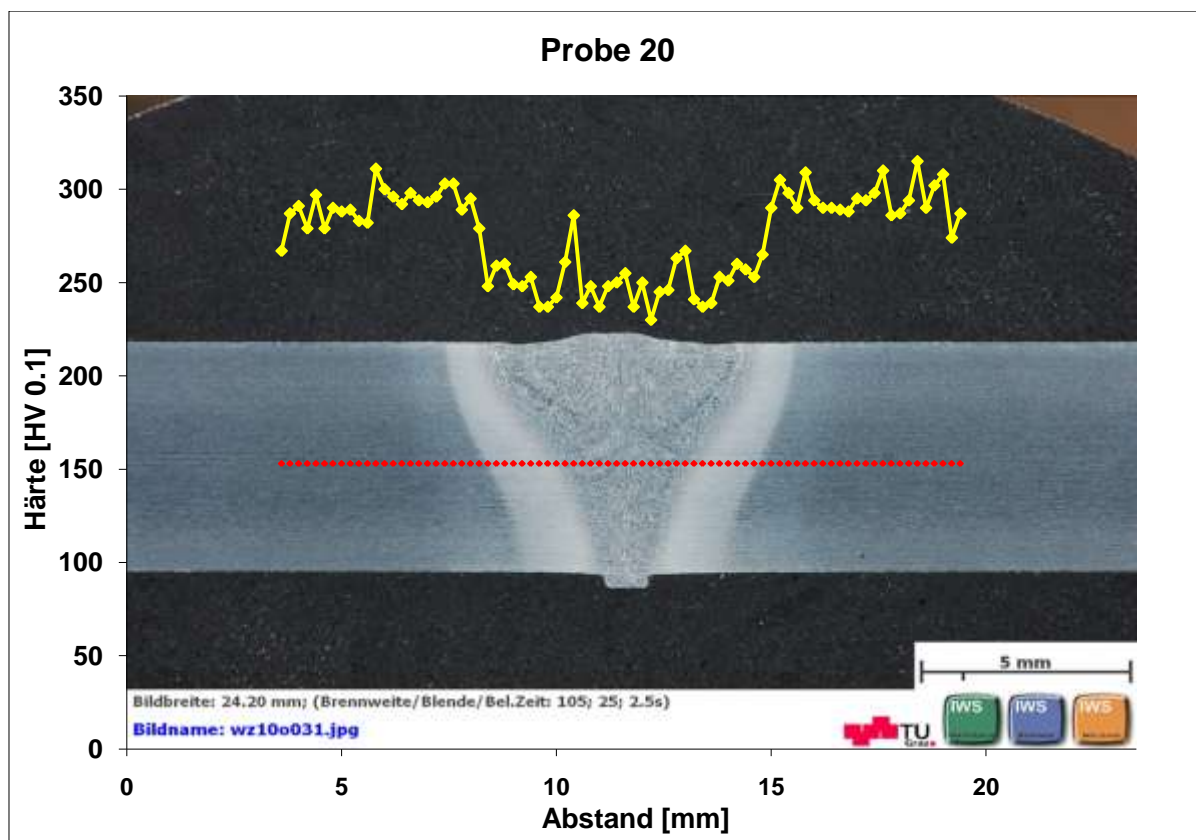


ABBILDUNG A 37: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 5,0 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

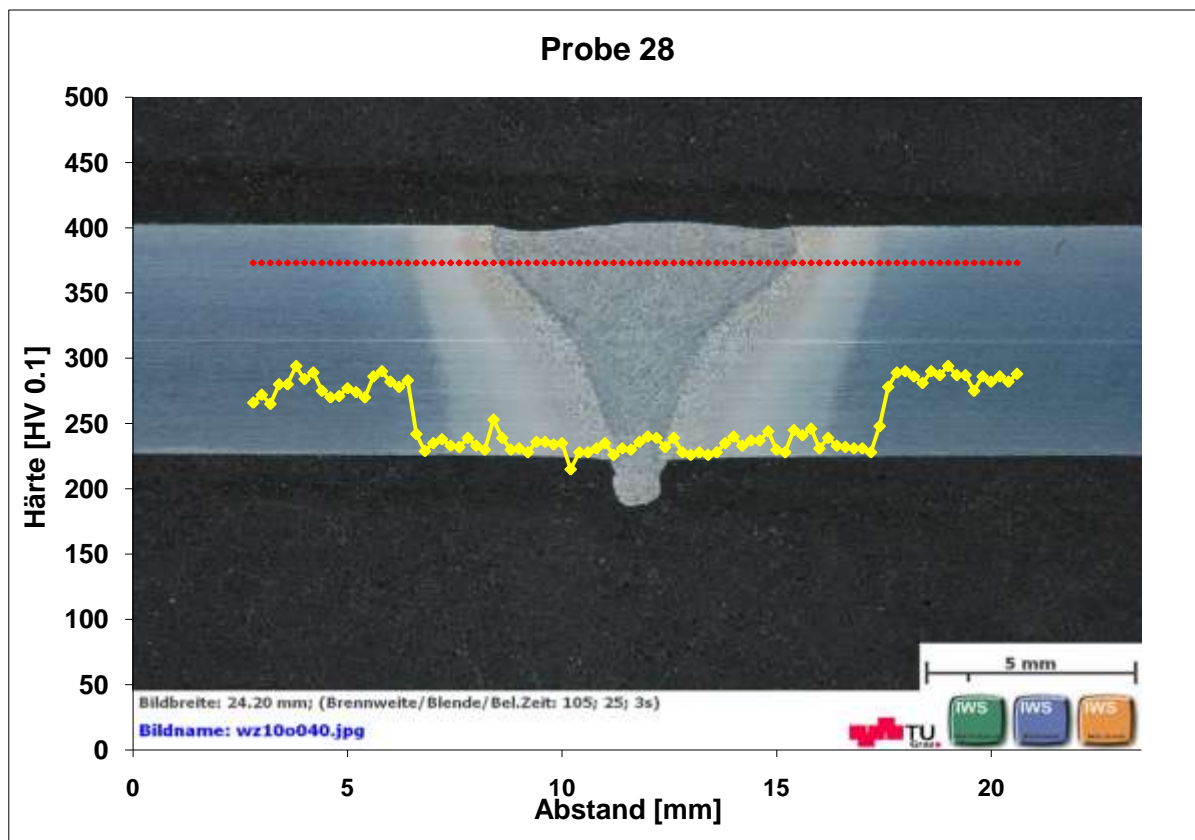


ABBILDUNG A 38: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 7,5 kJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

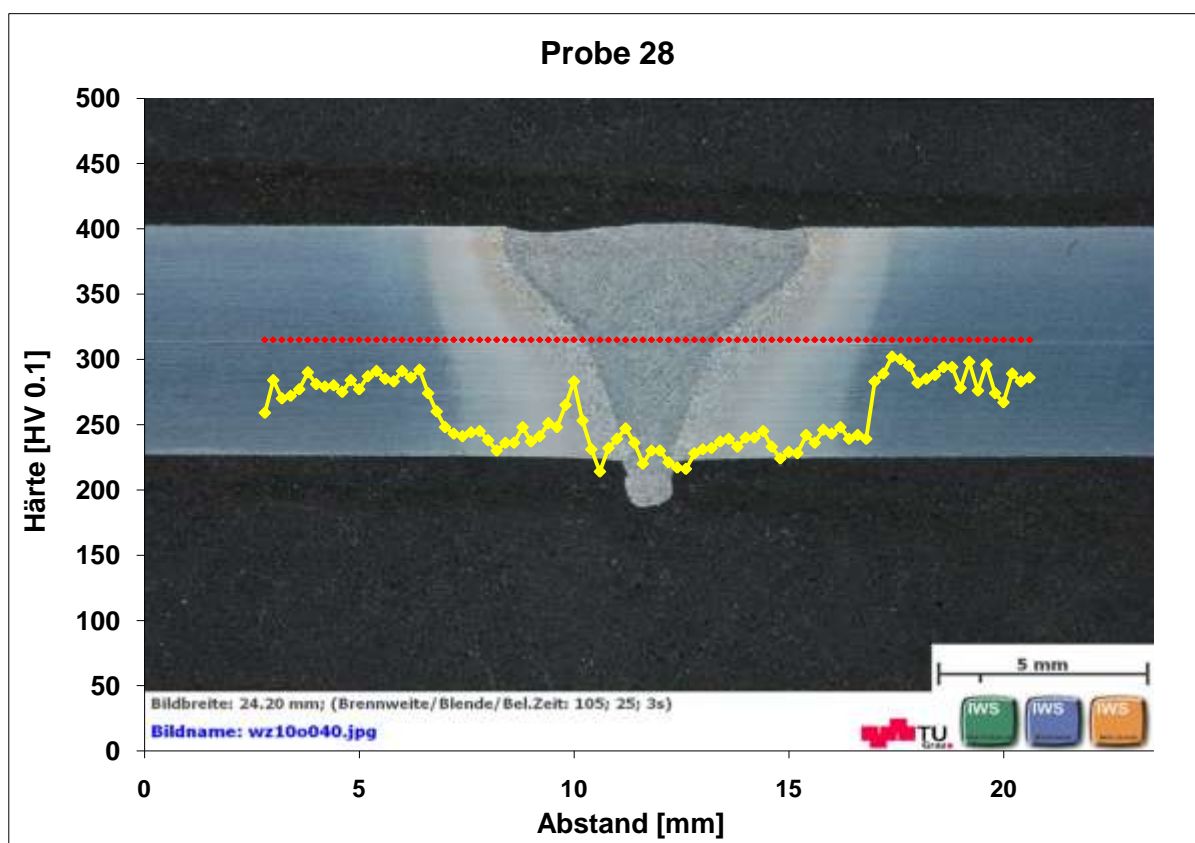


ABBILDUNG A 39: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 7,5 kJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

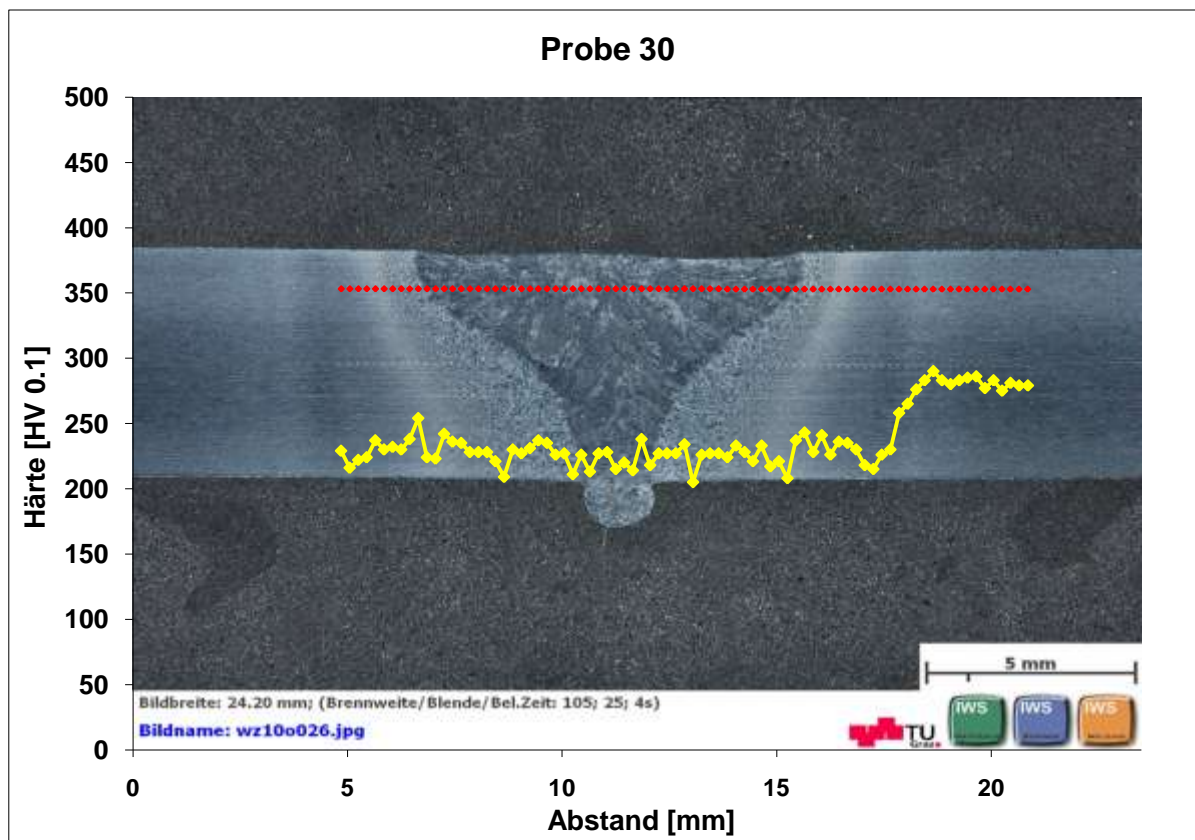


ABBILDUNG A 40: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 10,0 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

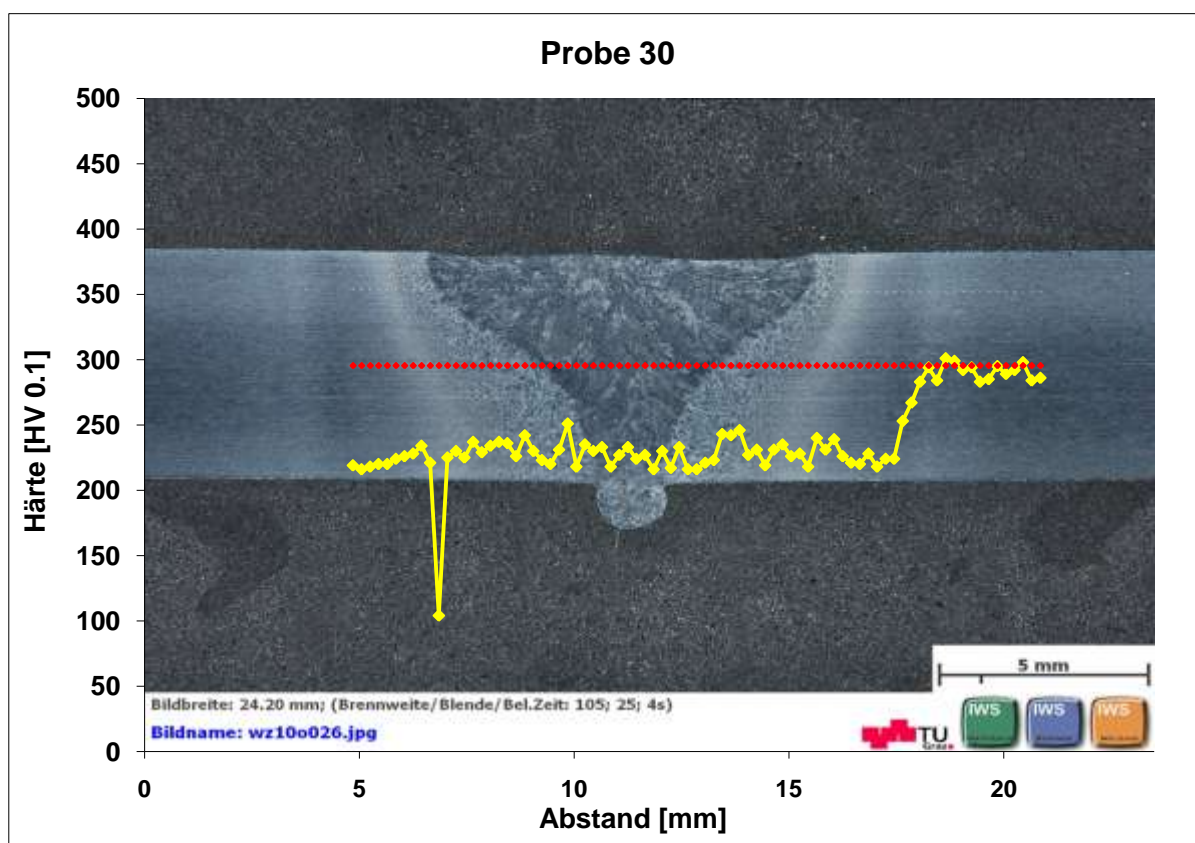


ABBILDUNG A 41: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 10,0 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

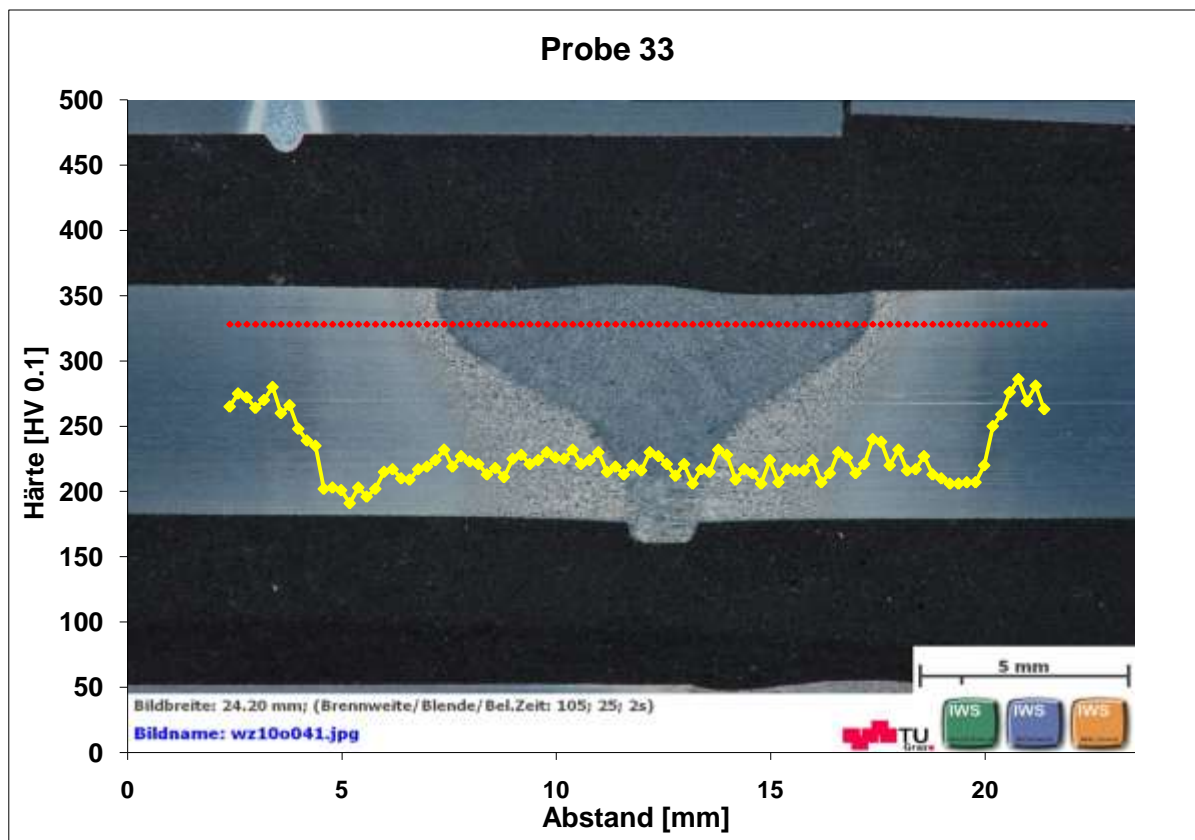


ABBILDUNG A 42: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 12,0 KJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

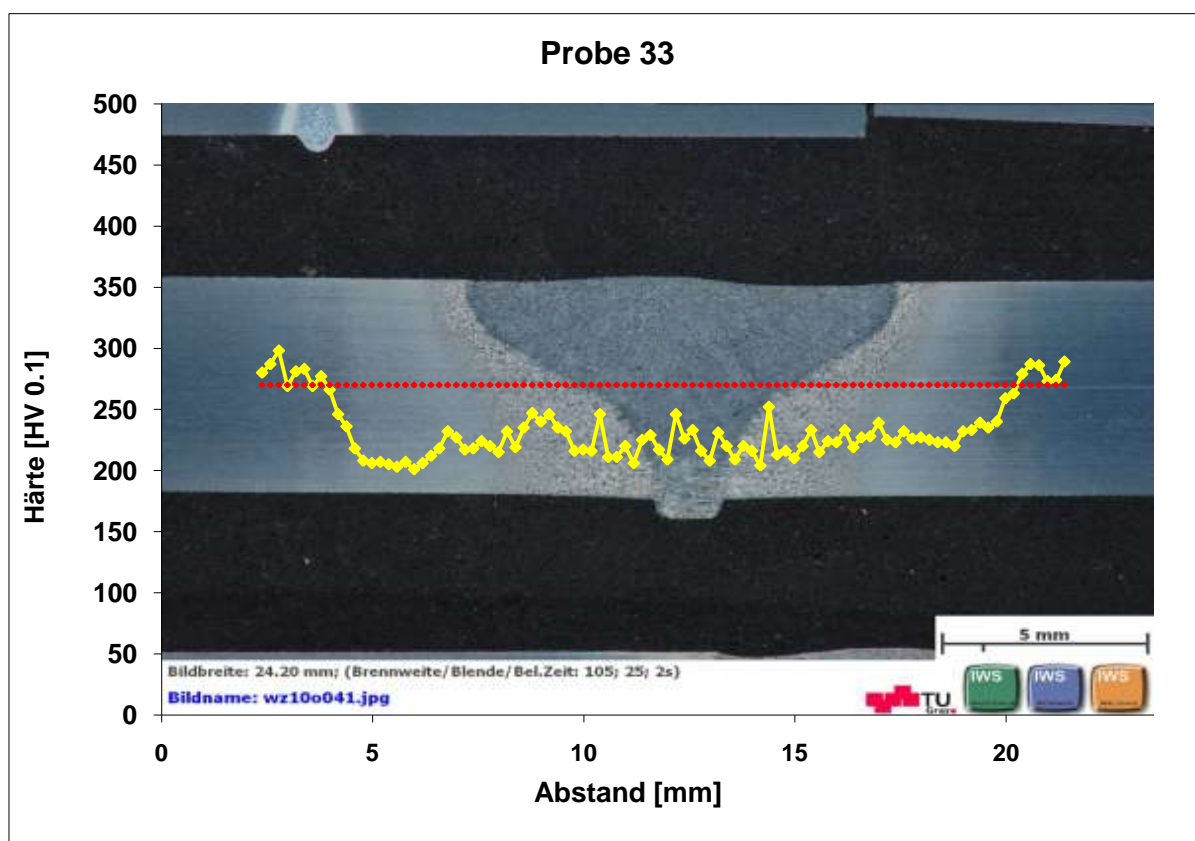


ABBILDUNG A 43: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 12,0 KJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

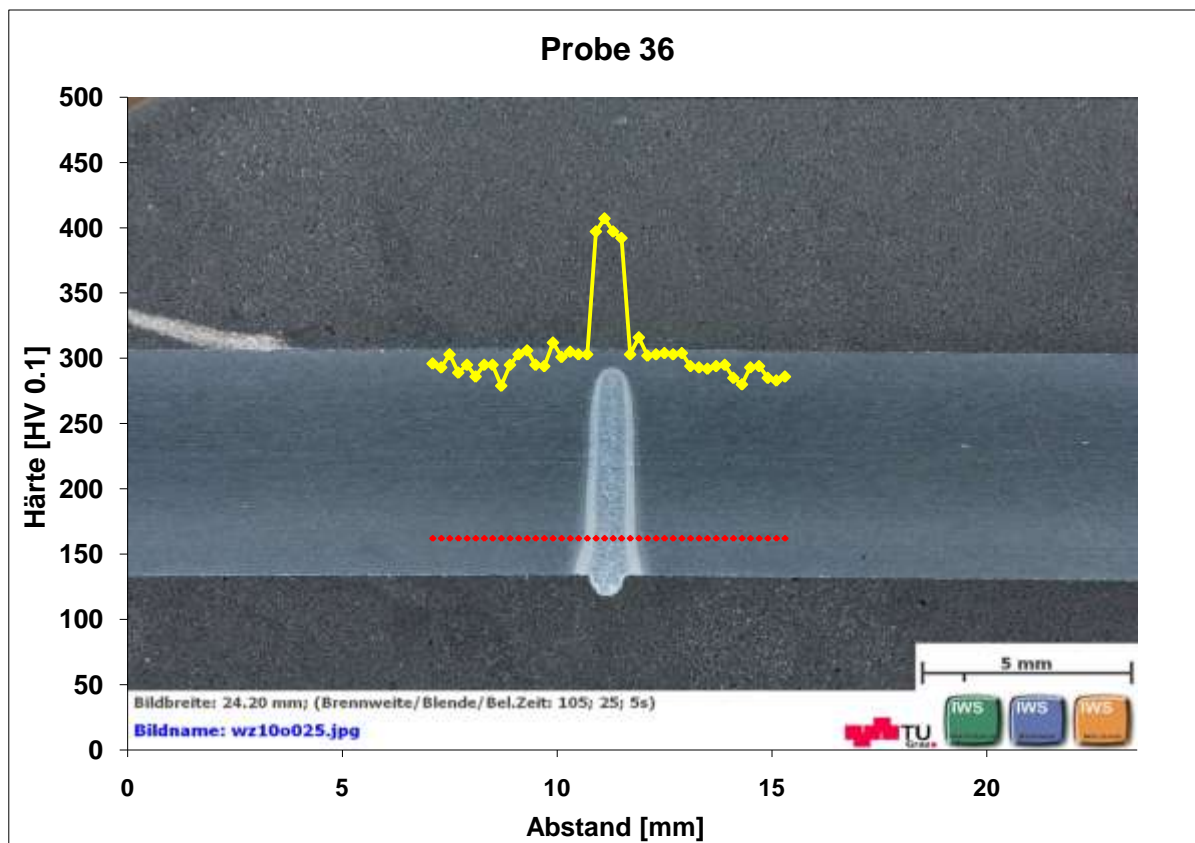


ABBILDUNG A 44: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,71 KJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

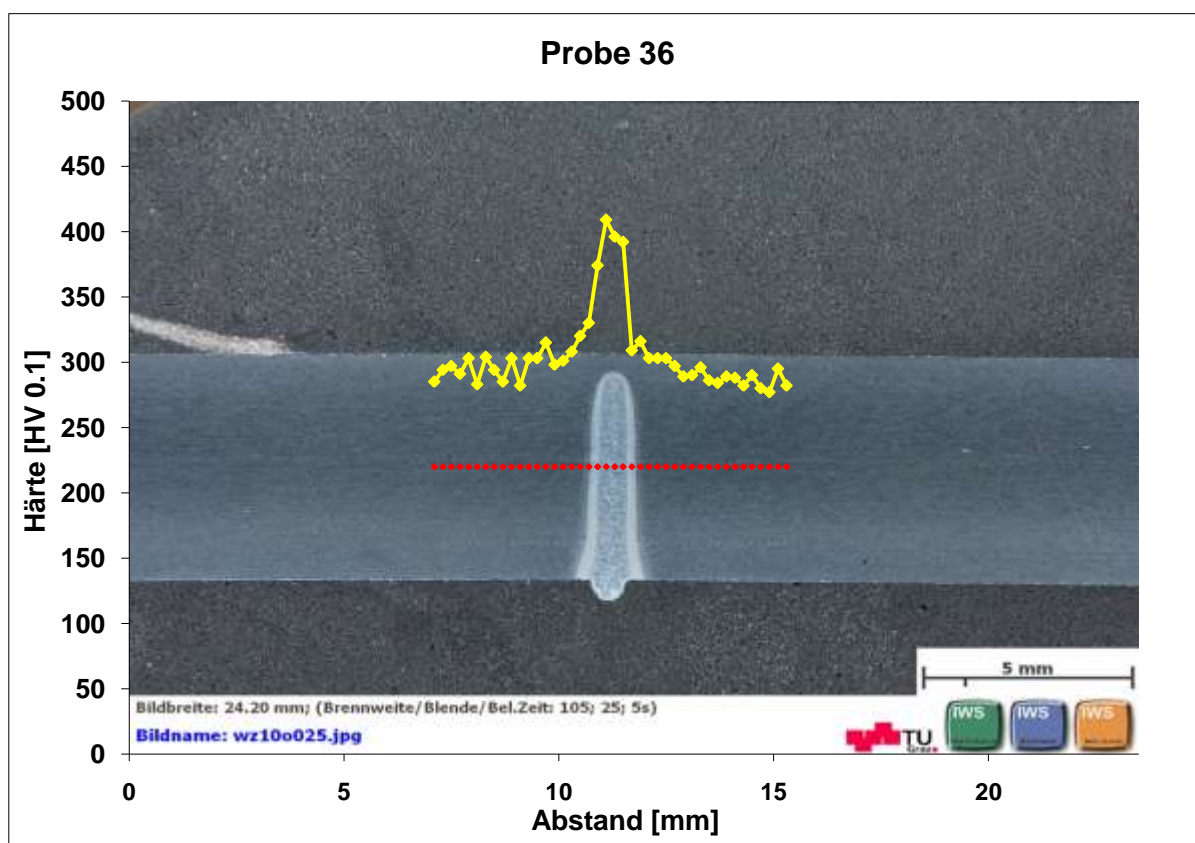


ABBILDUNG A 45: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,71 KJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

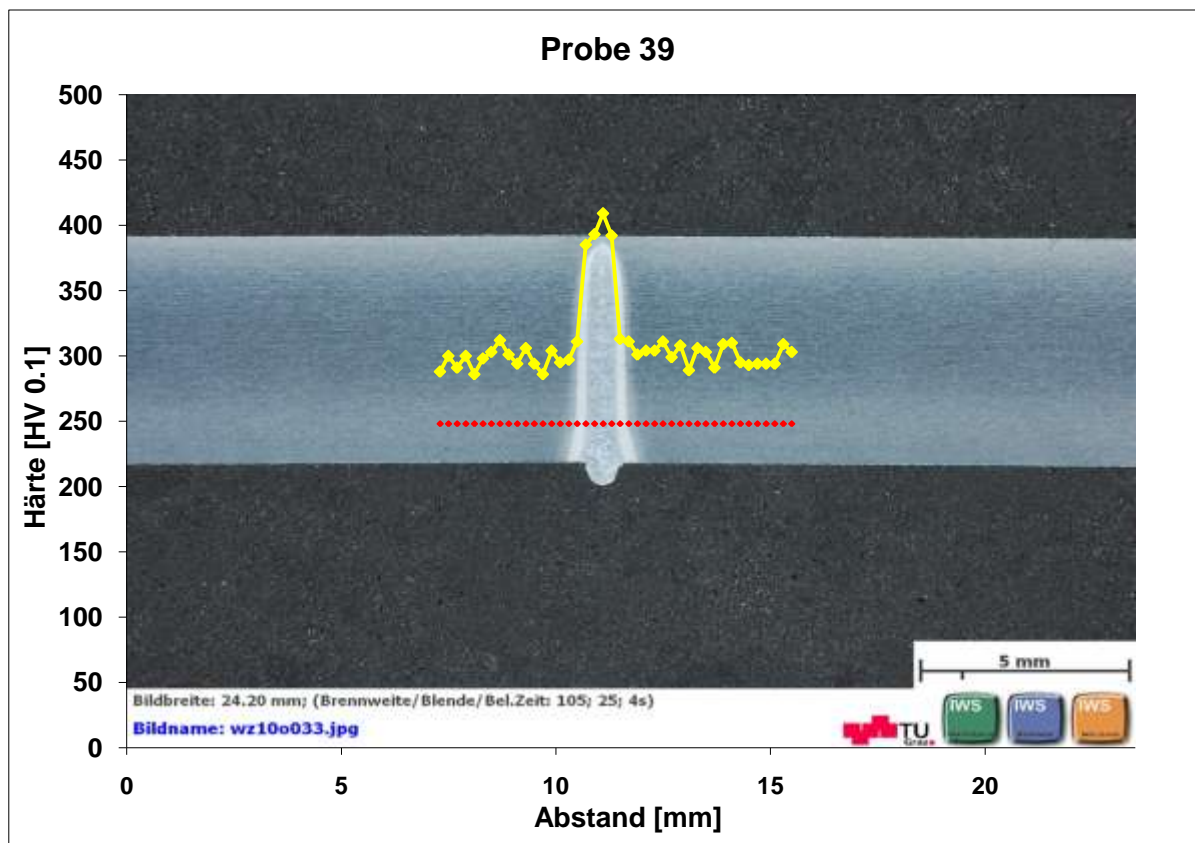


ABBILDUNG A 46: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,75 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

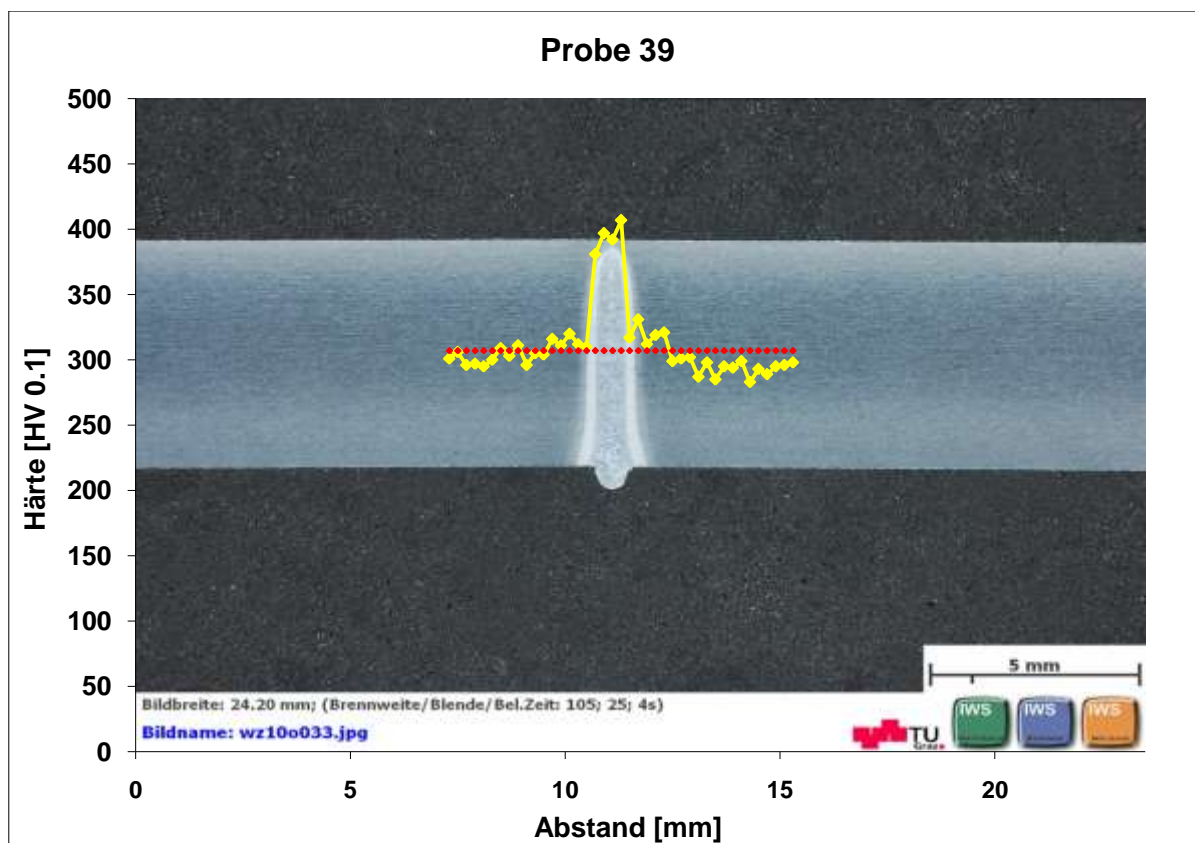


ABBILDUNG A 47: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,75 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

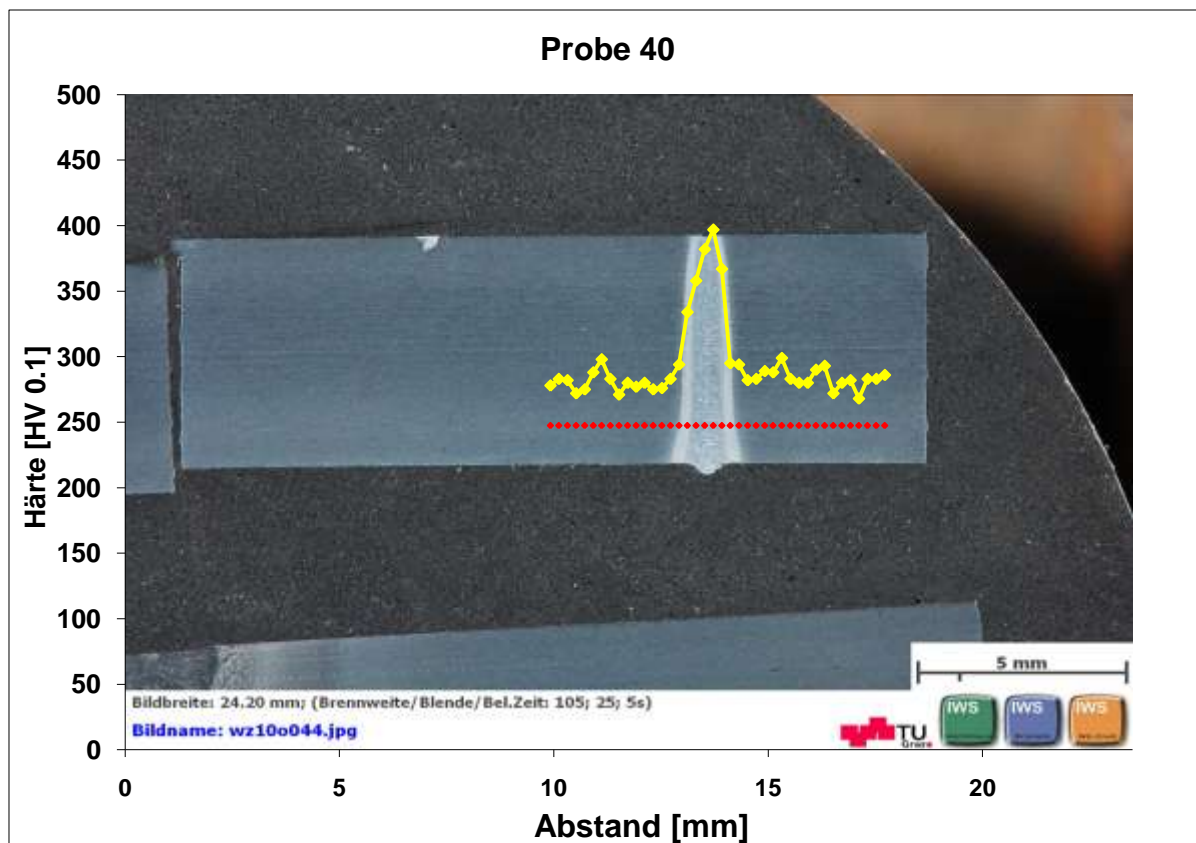


ABBILDUNG A 48: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,81 kJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

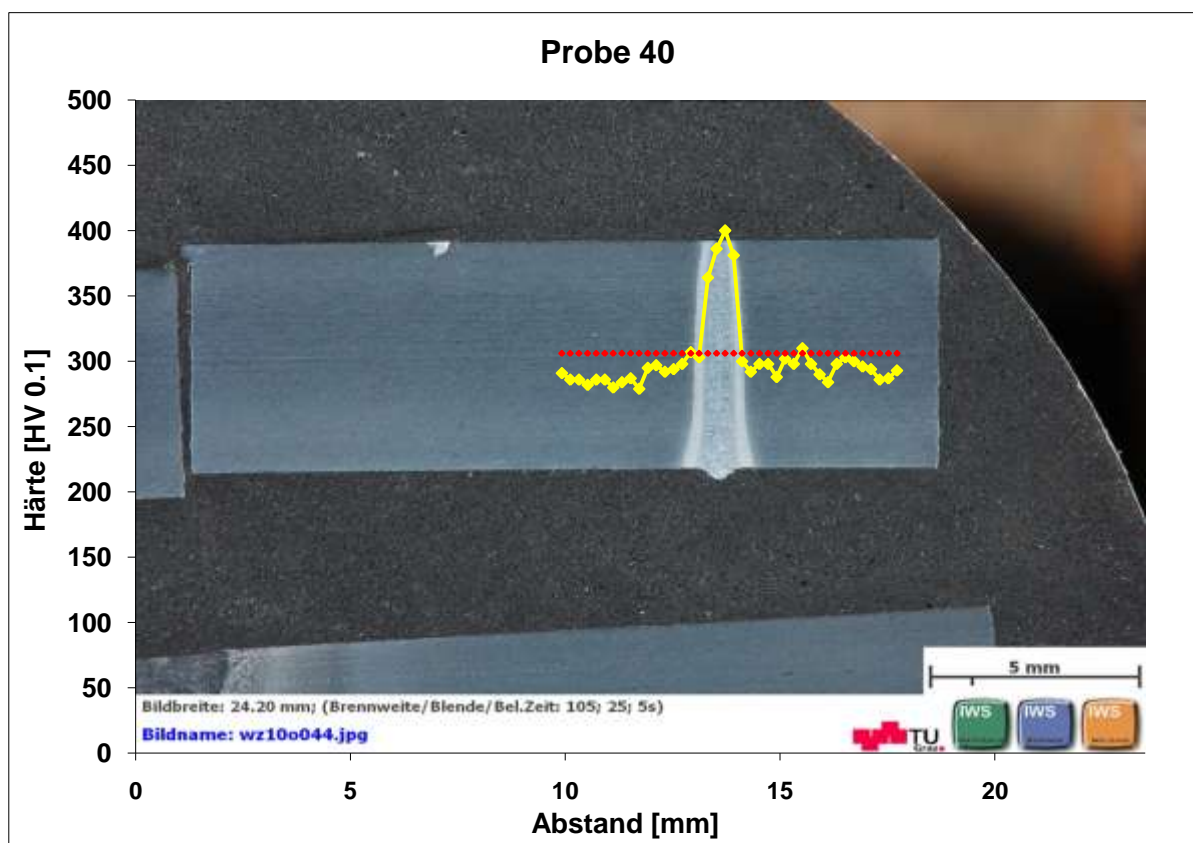


ABBILDUNG A 49: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,81 kJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

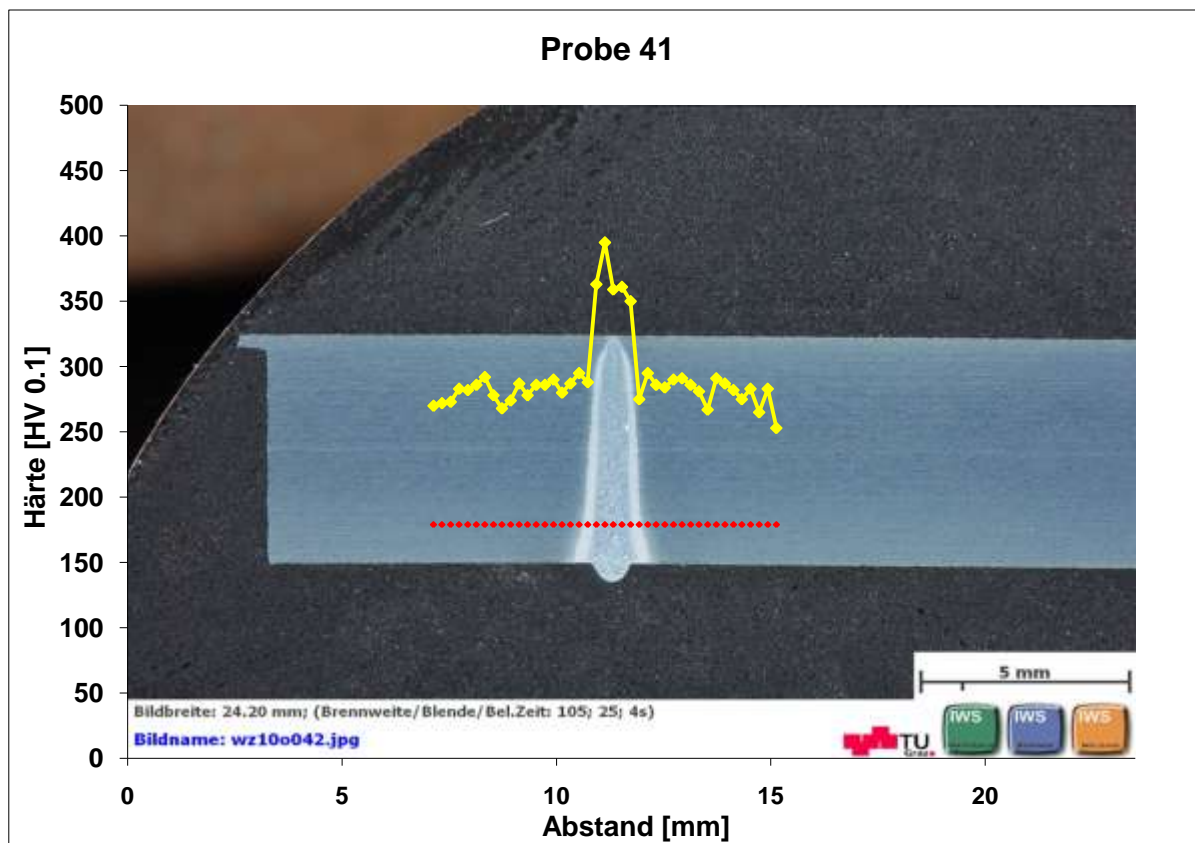


ABBILDUNG A 50: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,79 KJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

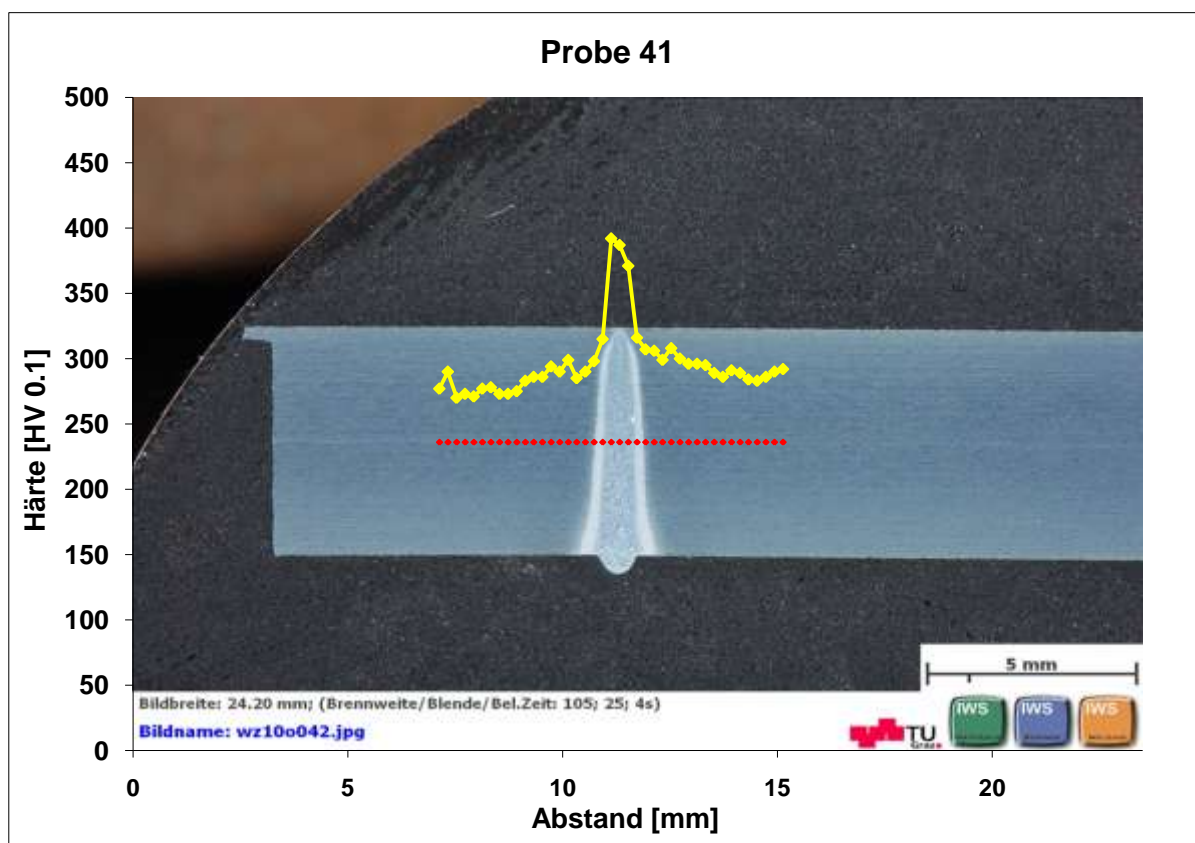


ABBILDUNG A 51: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,79 KJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

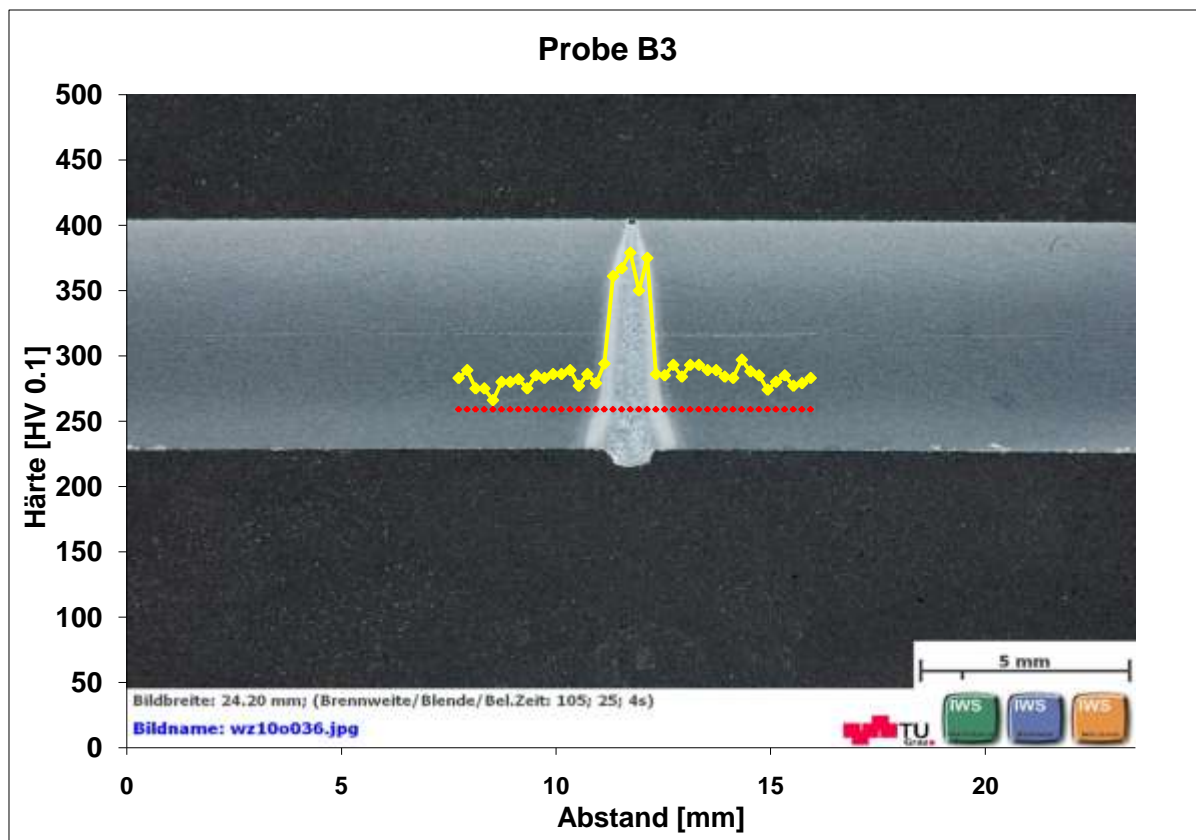


ABBILDUNG A 52: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,9 kJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

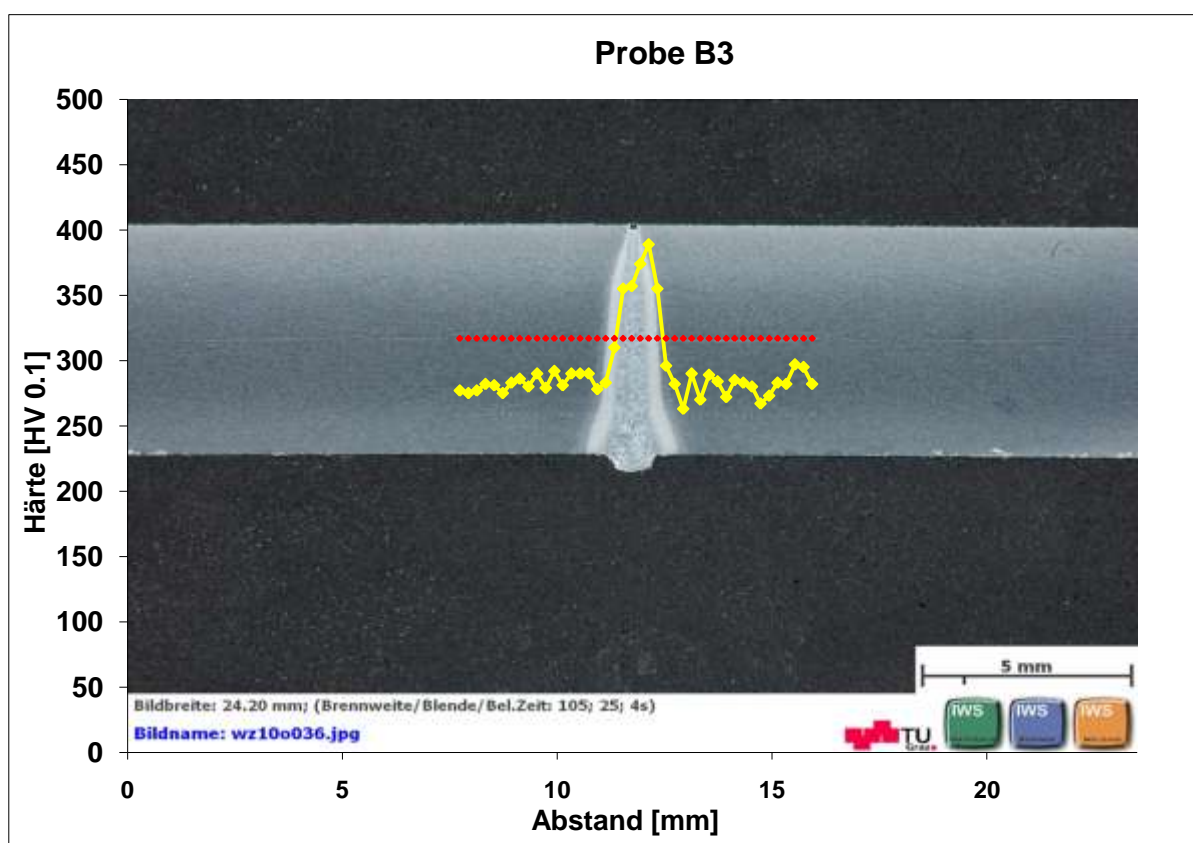


ABBILDUNG A 53: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,9 kJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

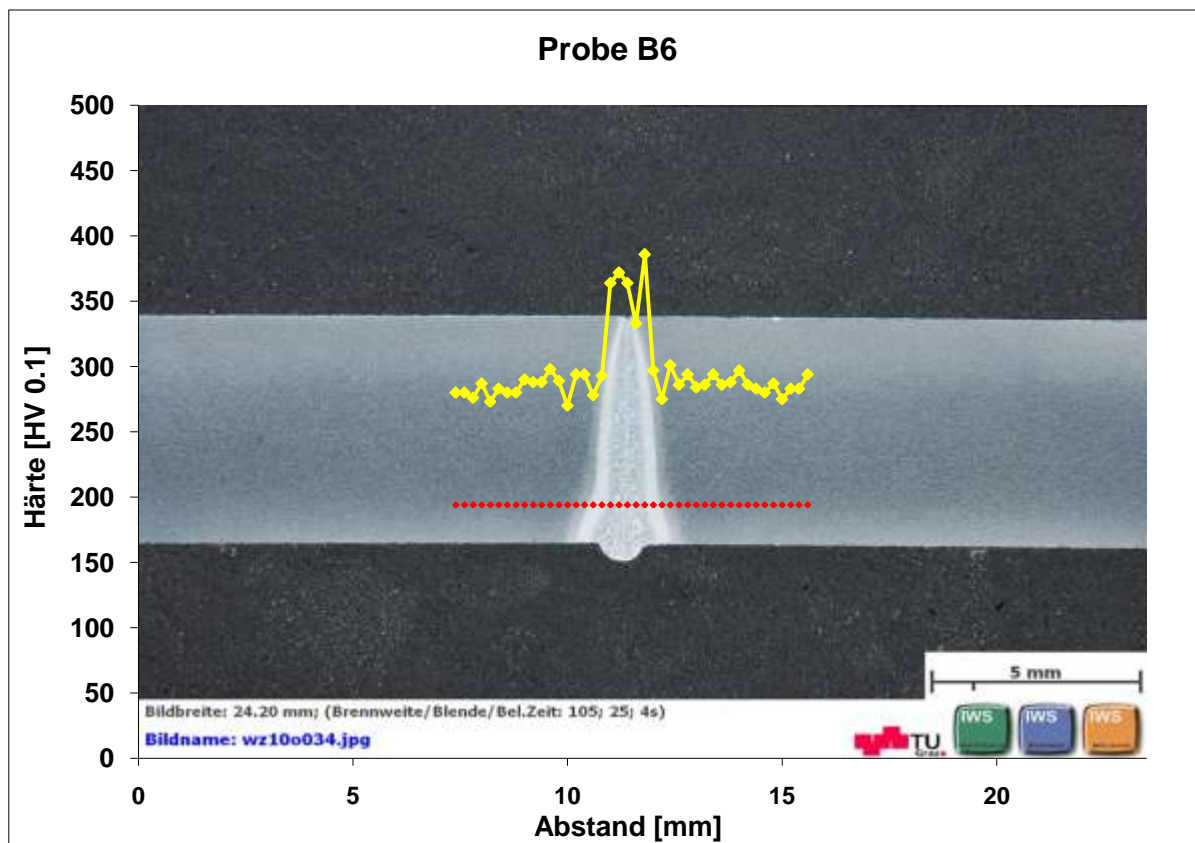


ABBILDUNG A 54: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,95 KJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

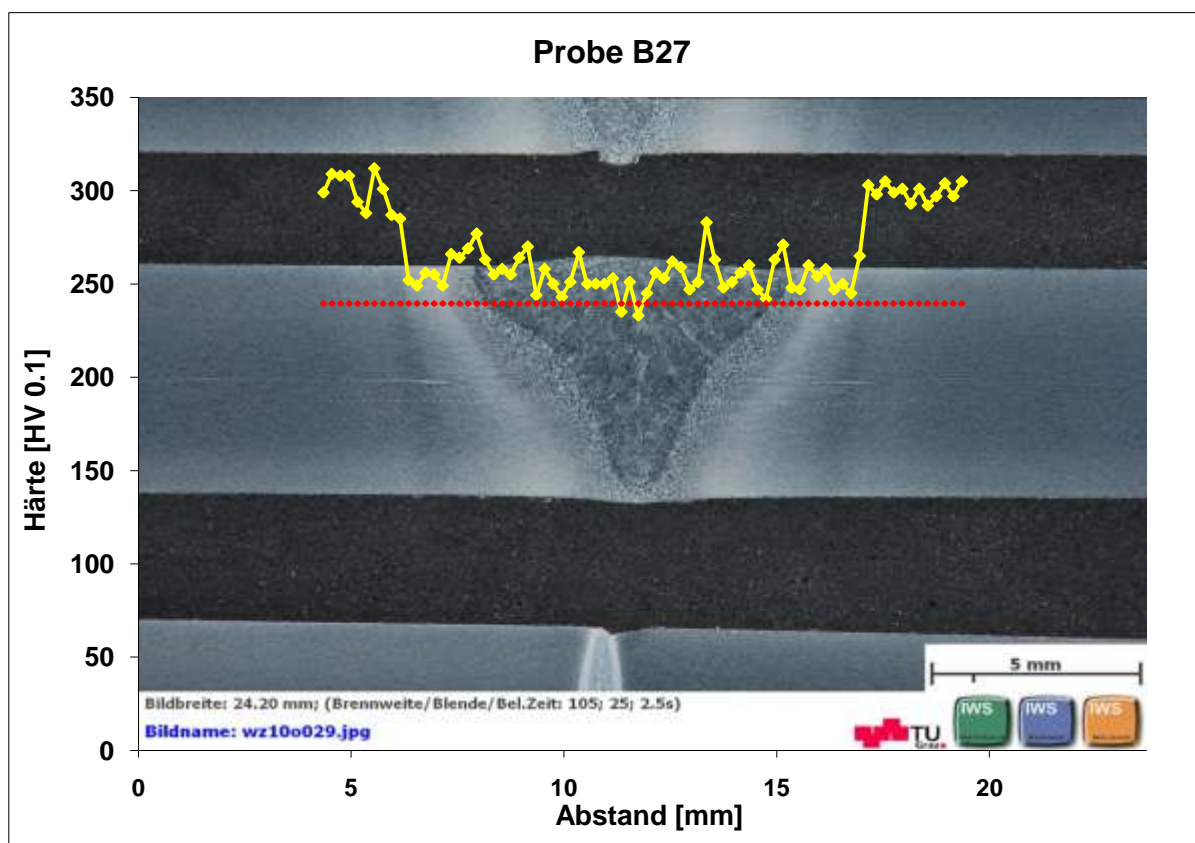


ABBILDUNG A 55: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,95 KJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

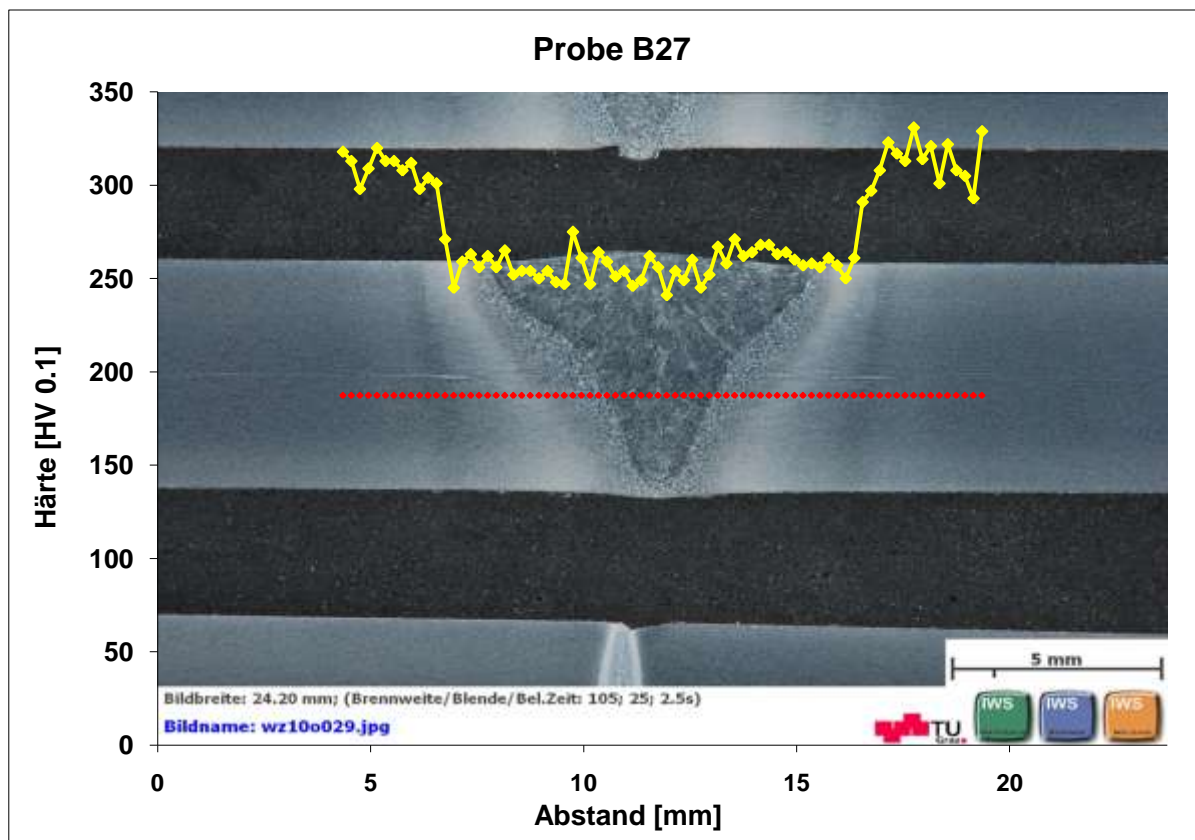


ABBILDUNG A 56: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 7,5 kJ/CM STRECKENENERGIE (MITTE)

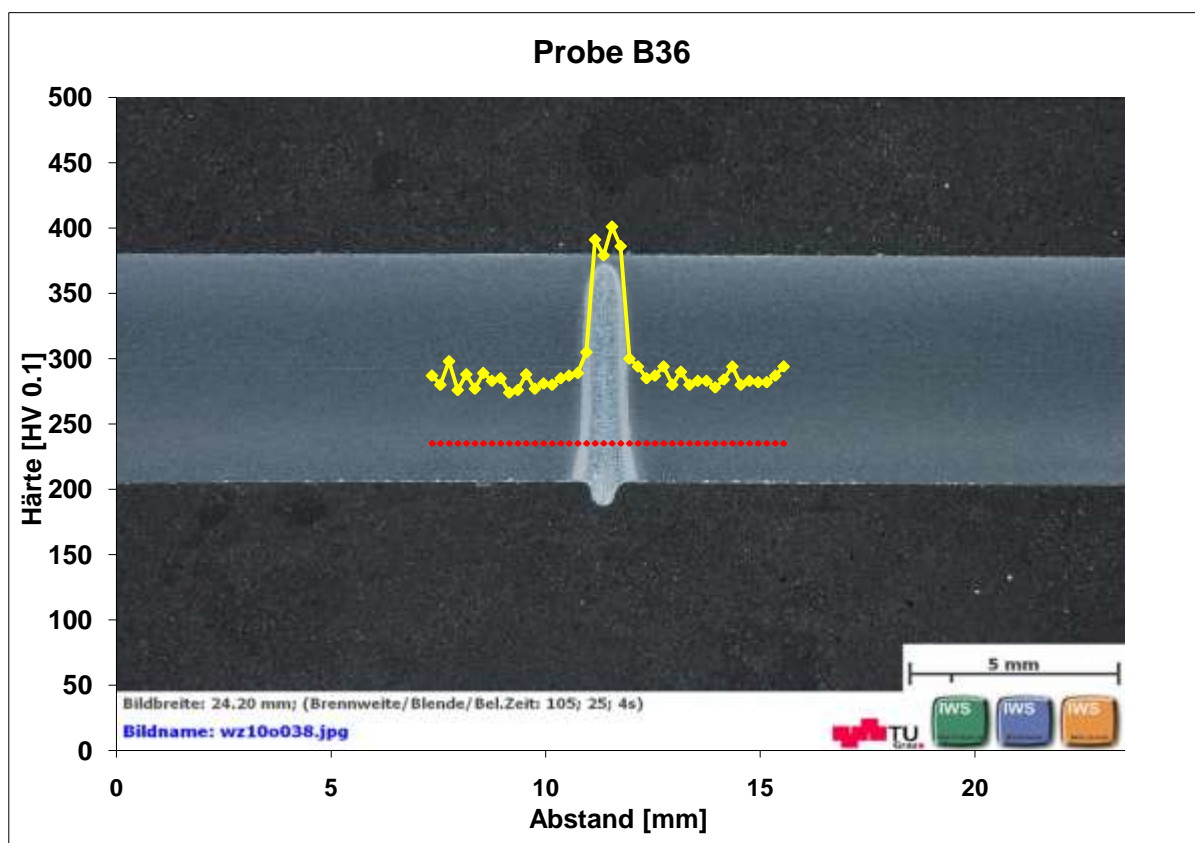


ABBILDUNG A 57: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,71 kJ/CM STRECKENENERGIE (RAND)

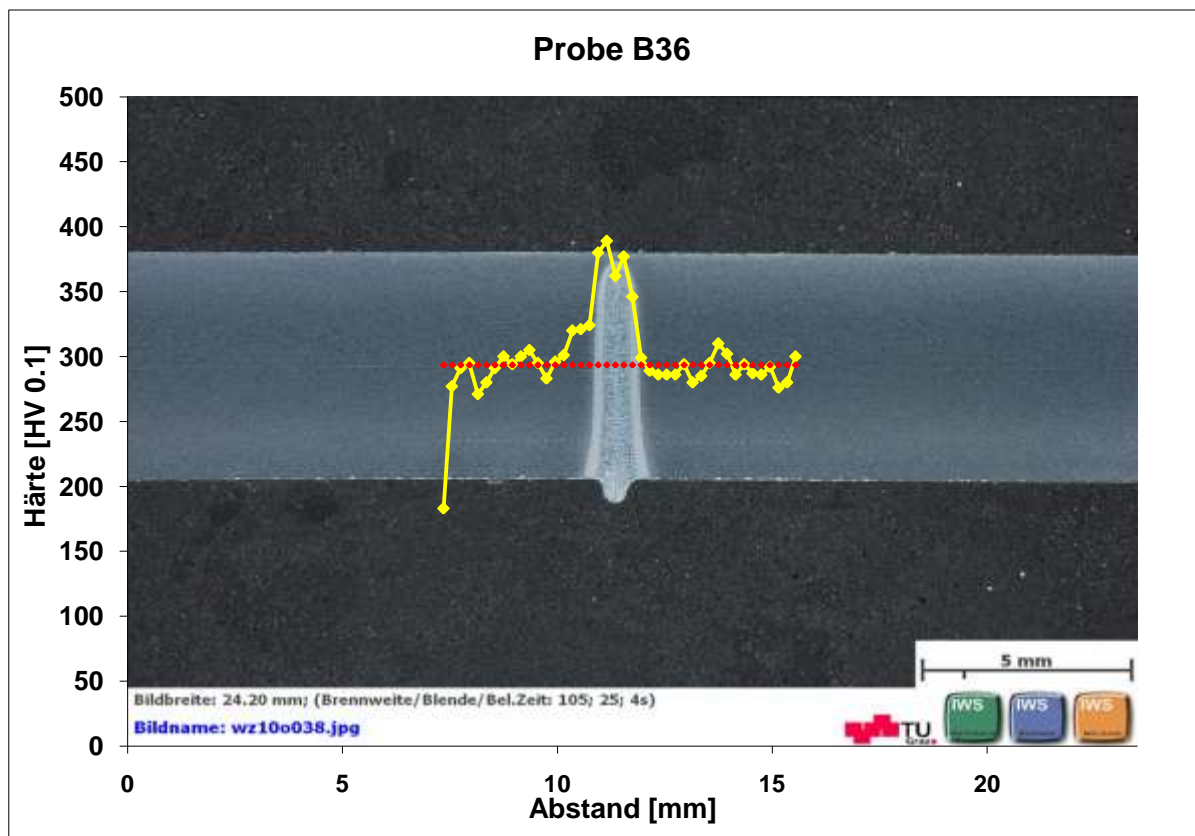


ABBILDUNG A 58: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- BLINDNAHT MIT 0,71 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

C Härteverläufe Elektronenstrahlschweißen (Verbindungsnahte)

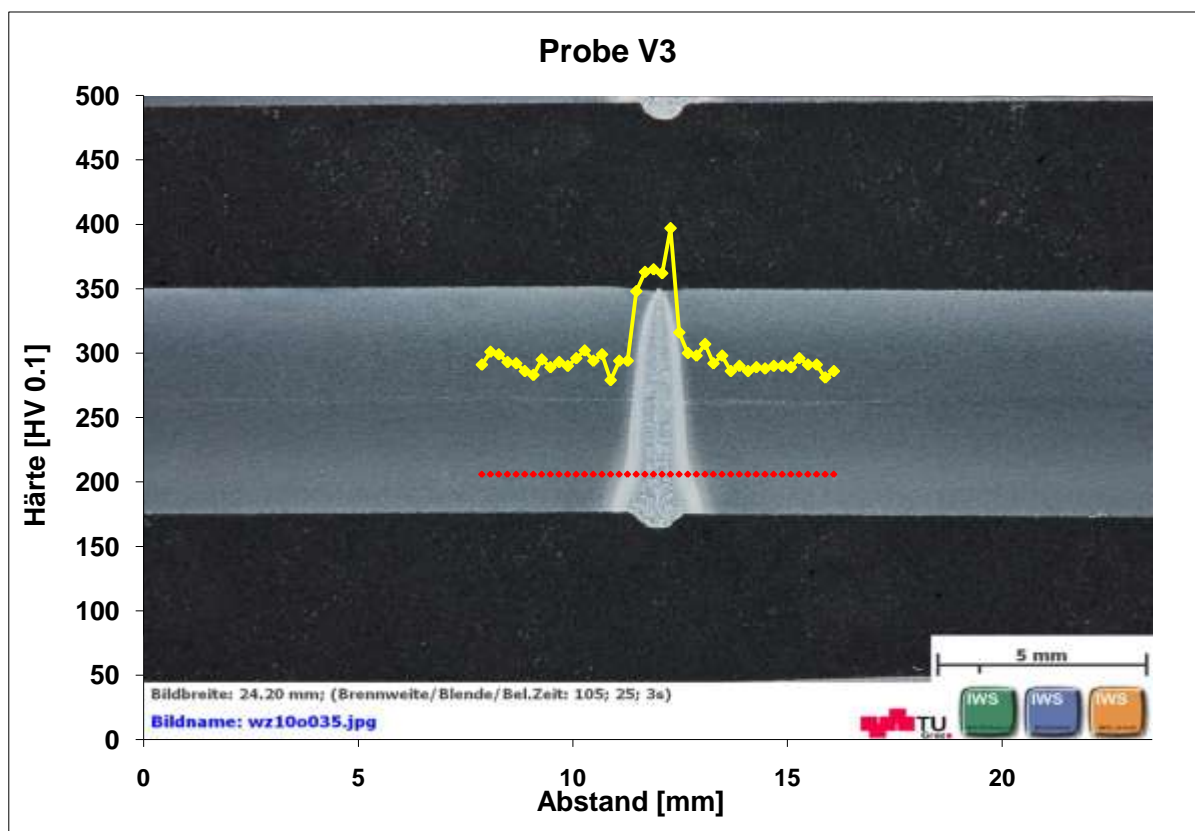


ABBILDUNG A 59: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,9 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

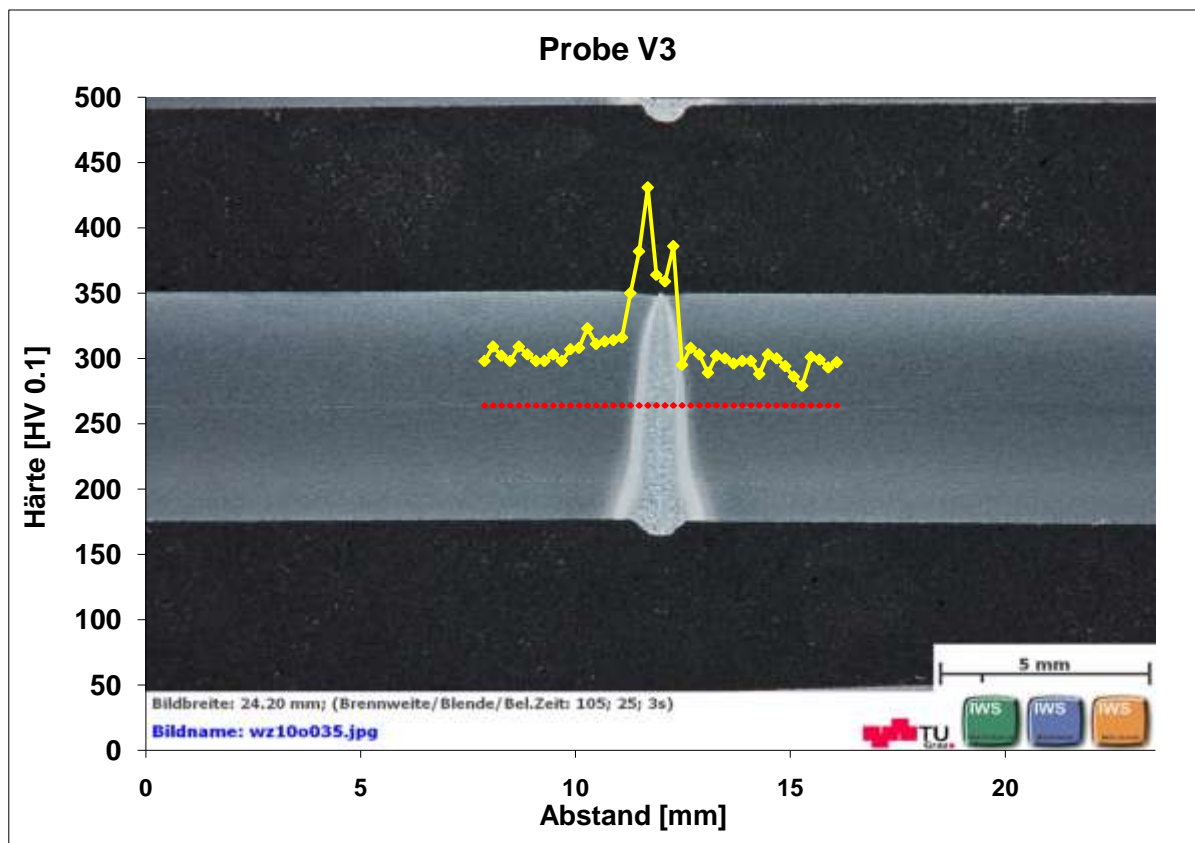


ABBILDUNG A 60: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,9 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

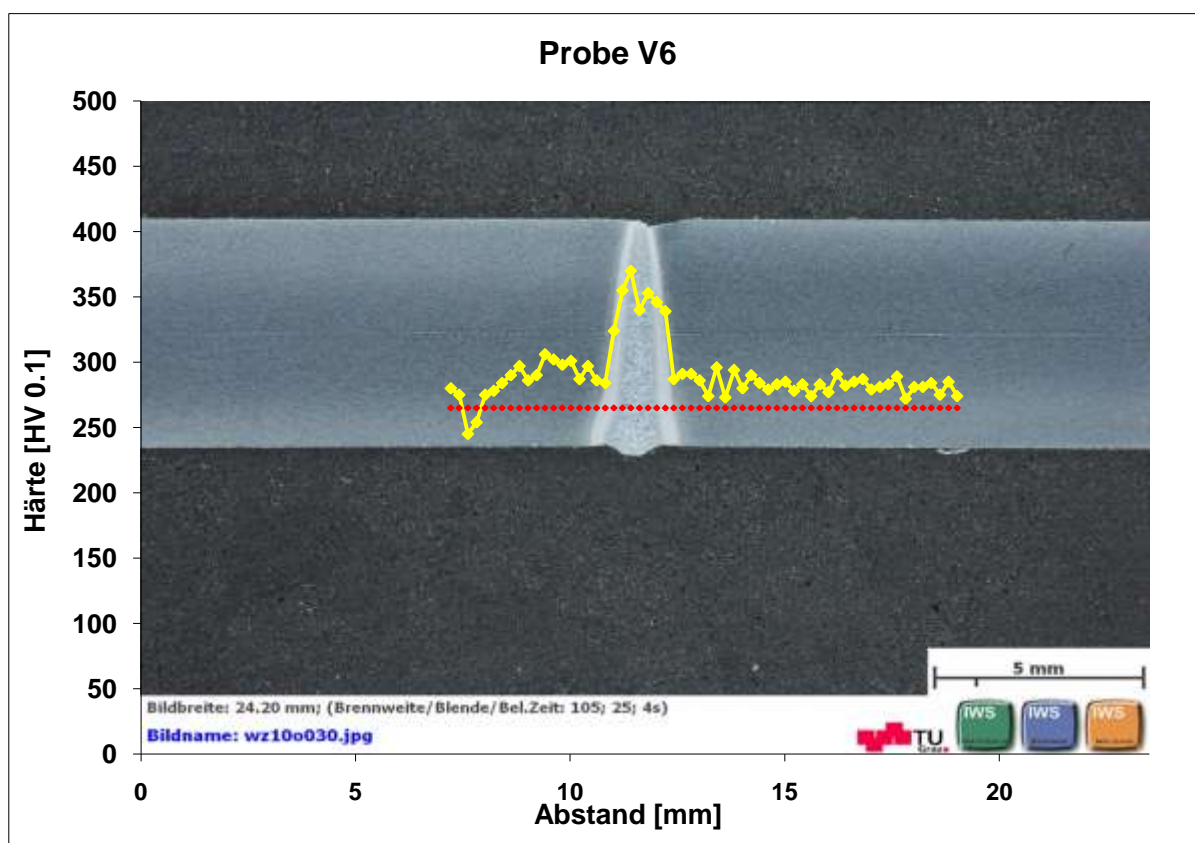


ABBILDUNG A 61: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,95 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

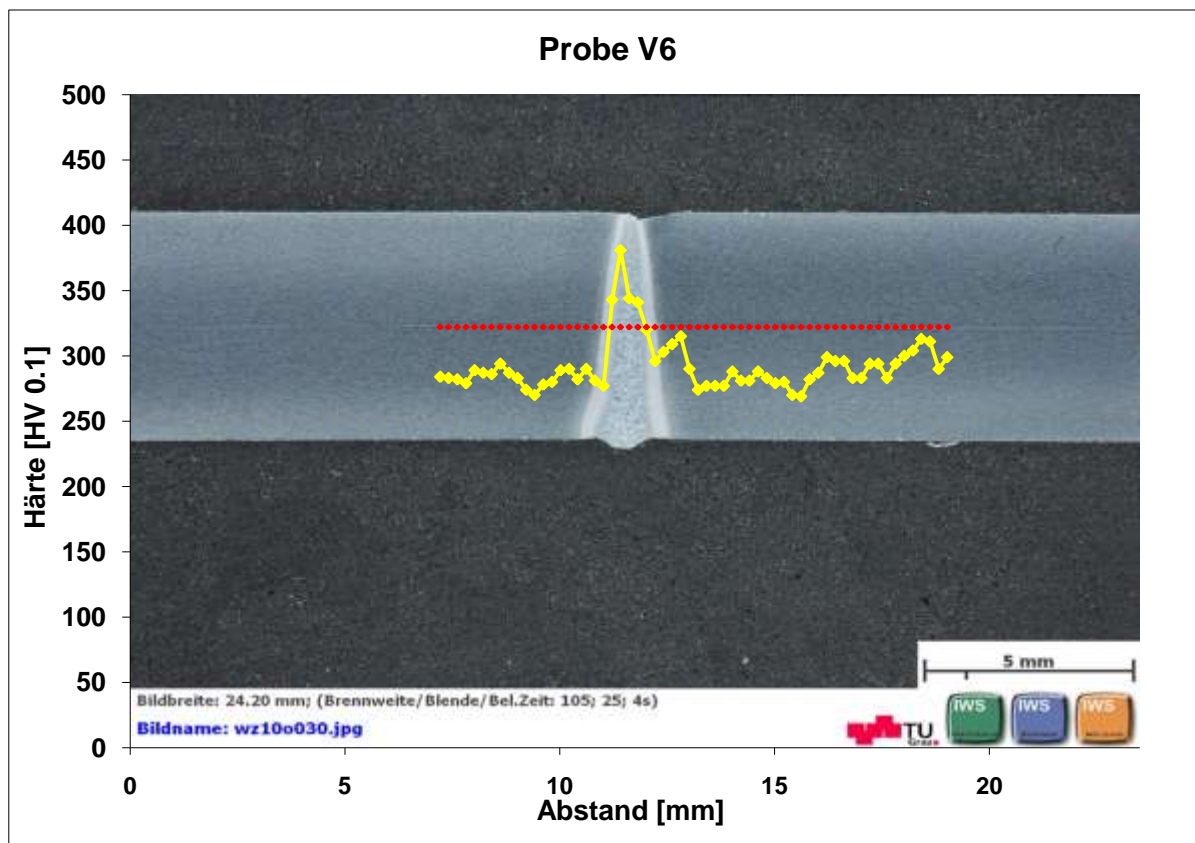


ABBILDUNG A 62: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,95 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

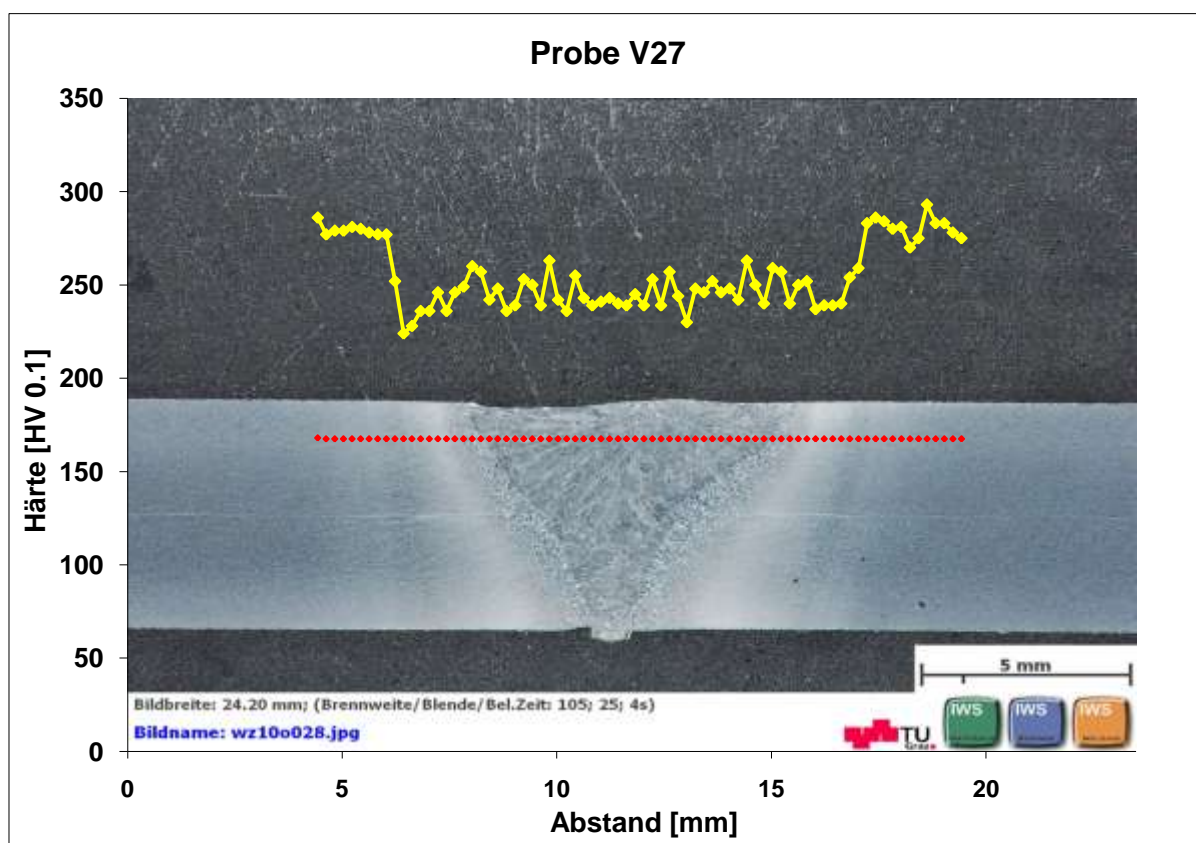


ABBILDUNG A 63: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 7,5 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

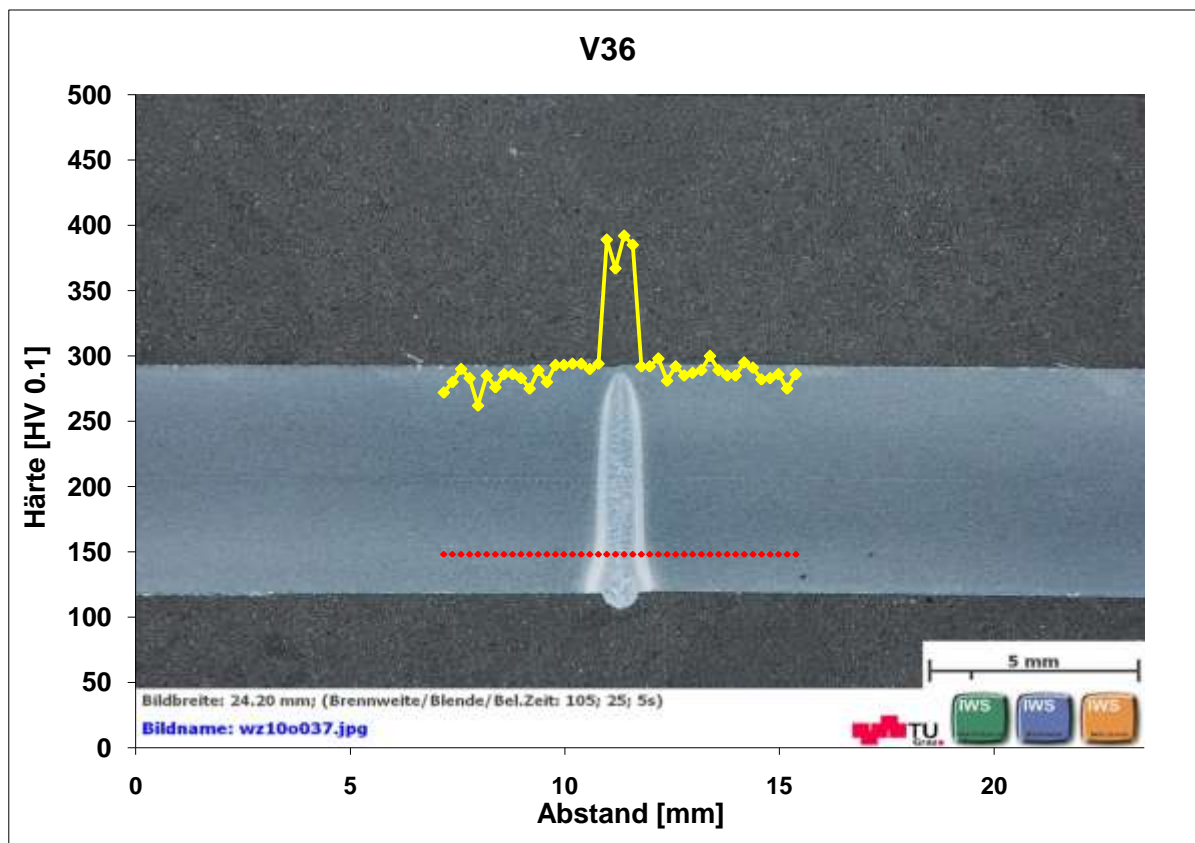


ABBILDUNG A 64: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,71 KJ/CM STRECKENERGIE (RAND)

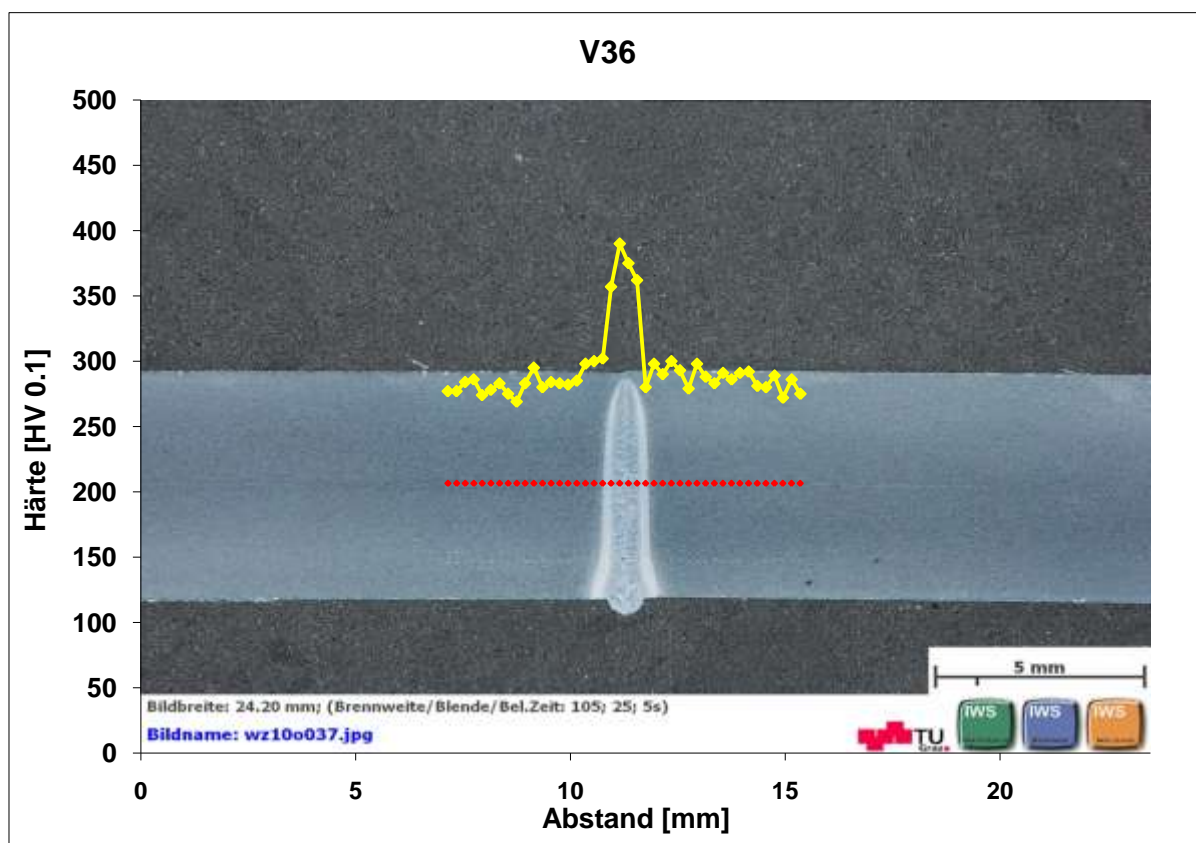


ABBILDUNG A 65: HÄRTEVERLAUF ÜBER EBW- VERBINDUNGSNAHT MIT 0,71 KJ/CM STRECKENERGIE (MITTE)

D Temperaturverläufe

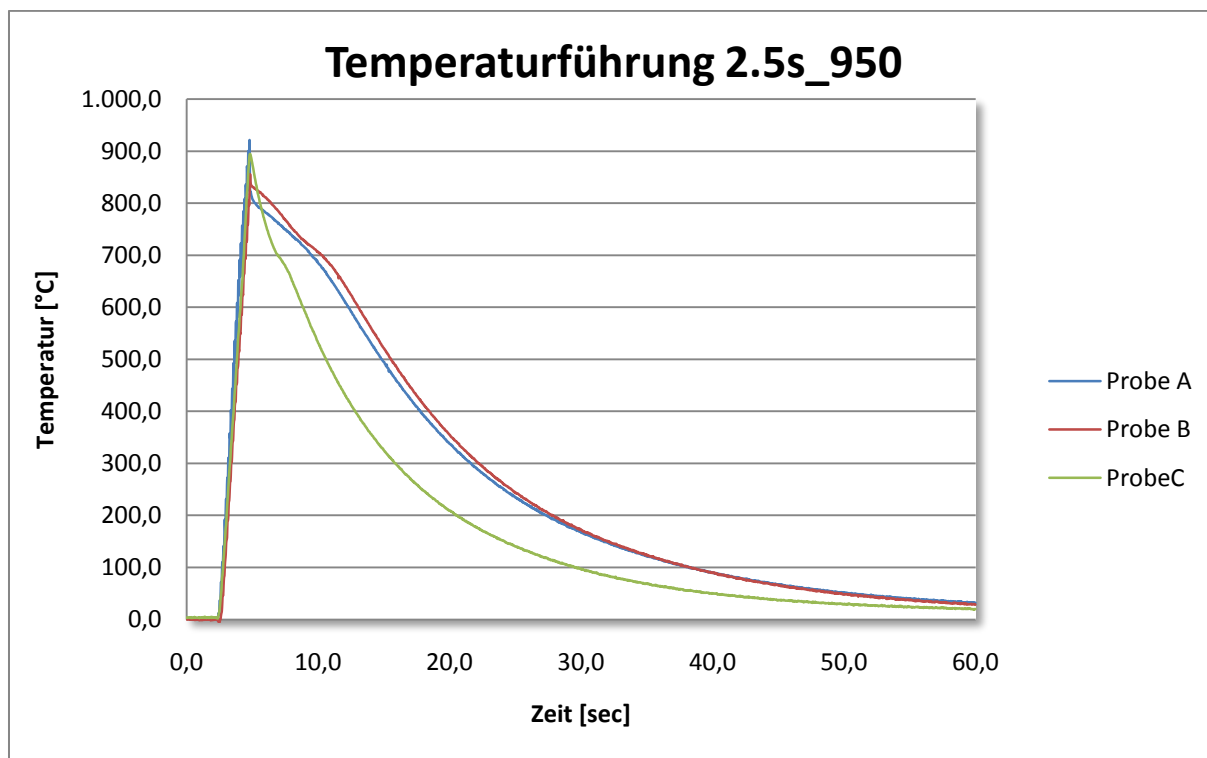


ABBILDUNG A 66: TEMPERATURVERLÄUFE ZUR VERIFIZIERUNG DER REPRODUZIERBARKEIT BEI 7.5MM EINSpanNLÄNGE UND SCHNELLER ERHITZUNG AUF 950°C

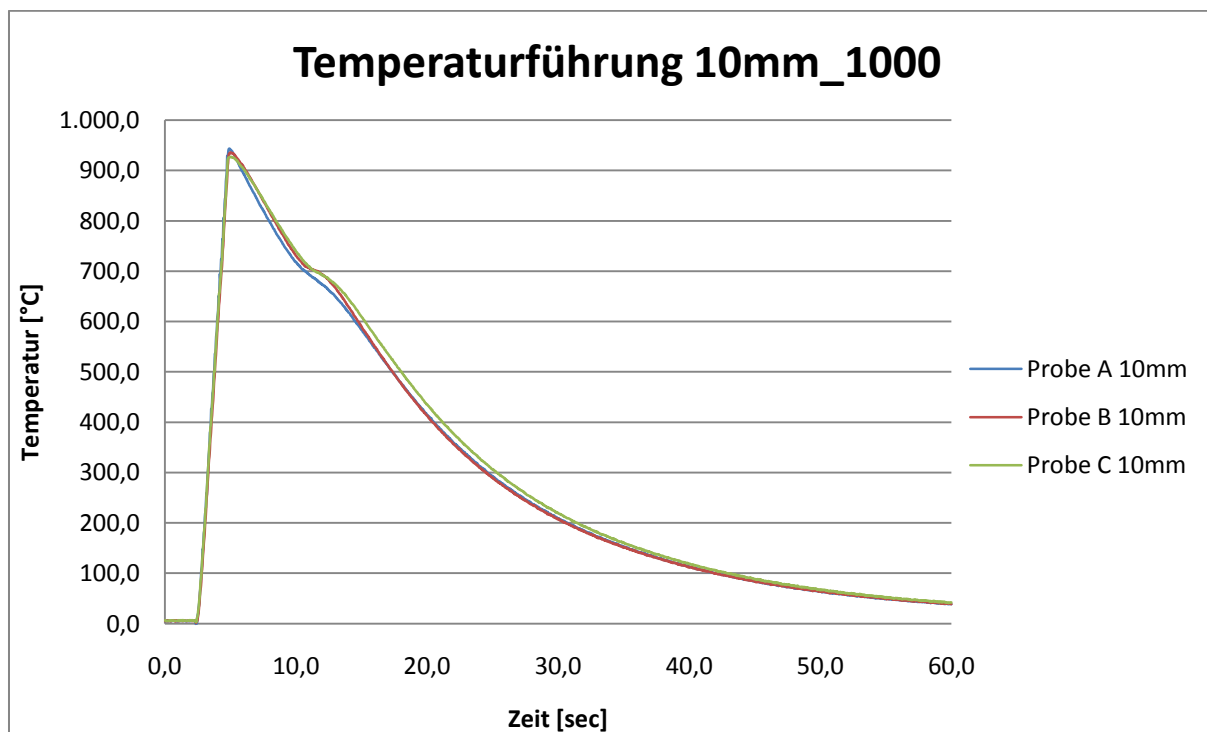


ABBILDUNG A 67: TEMPERATURVERLÄUFE ZUR VERIFIZIERUNG DER REPRODUZIERBARKEIT BEI 10MM EINSpanNLÄNGE UND SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C

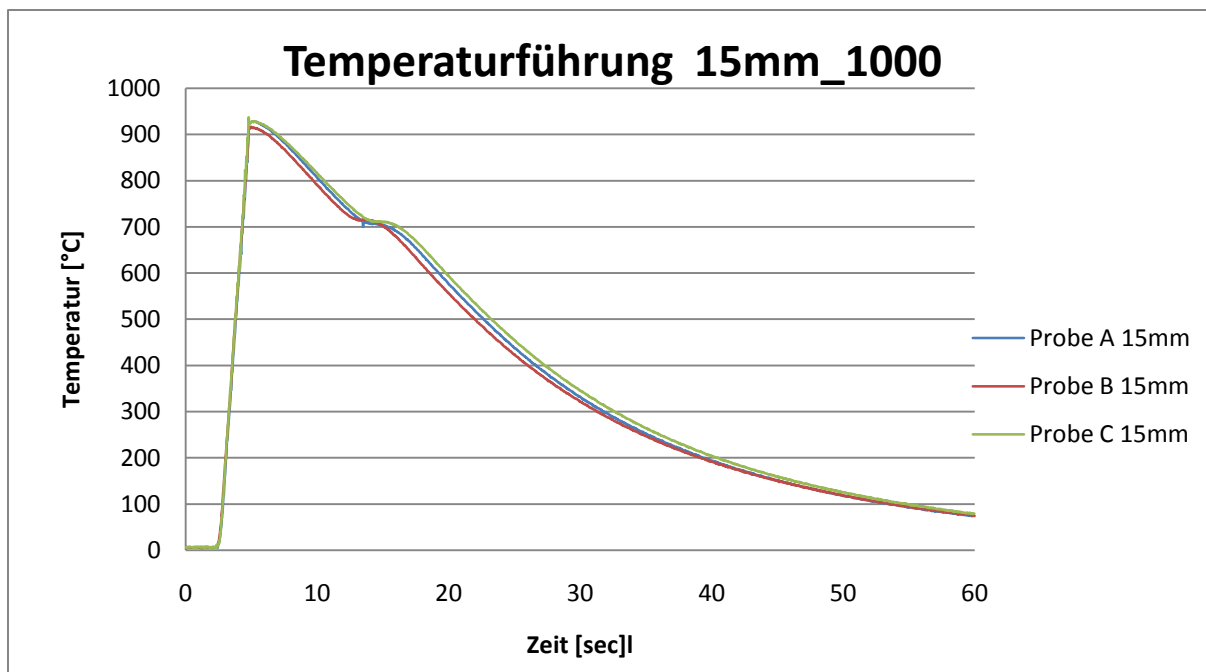


ABBILDUNG A 68: TEMPERATURVERLÄUFE ZUR VERIFIZIERUNG DER REPRODUZIERBARKEIT BEI 15MM EINSpanNLÄNGE UND SCHNELLER ERHITZUNG AUF 1000°C

E Probenentnahmestellen

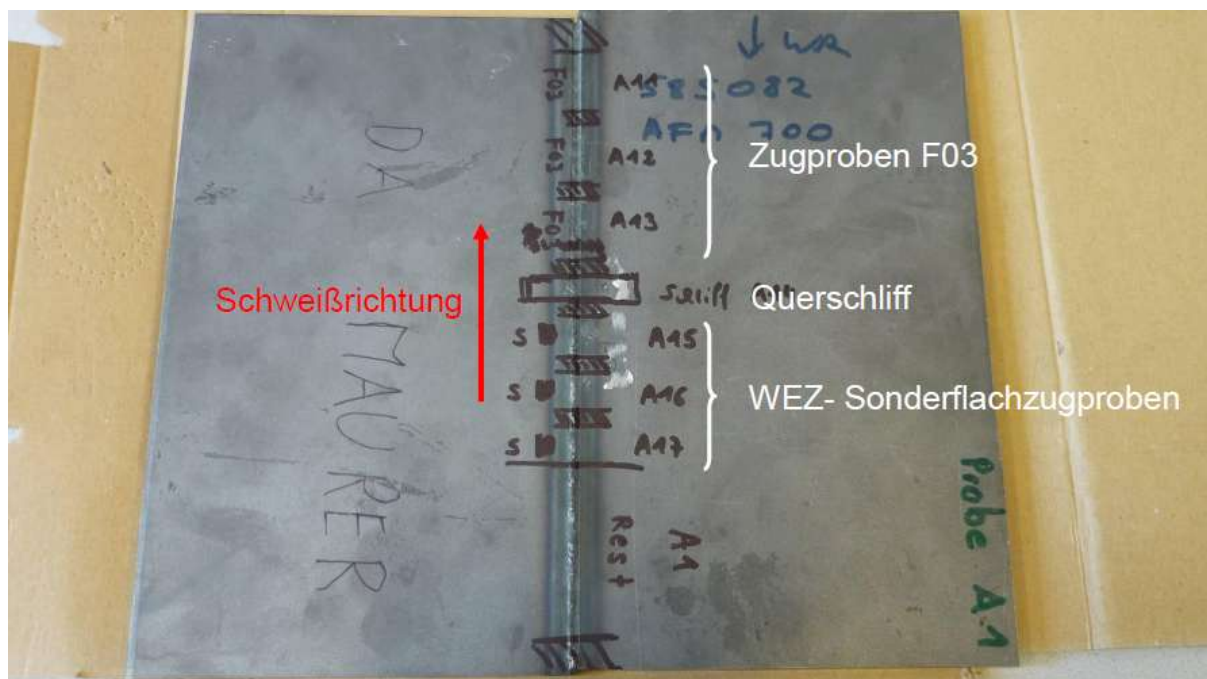


ABBILDUNG A 69: ÜBERSICHT DER PROBENENTNAHME BEI DEN LASERSCHWEIßVERSUCHEN (MITTLERER STRECKENERGIE)

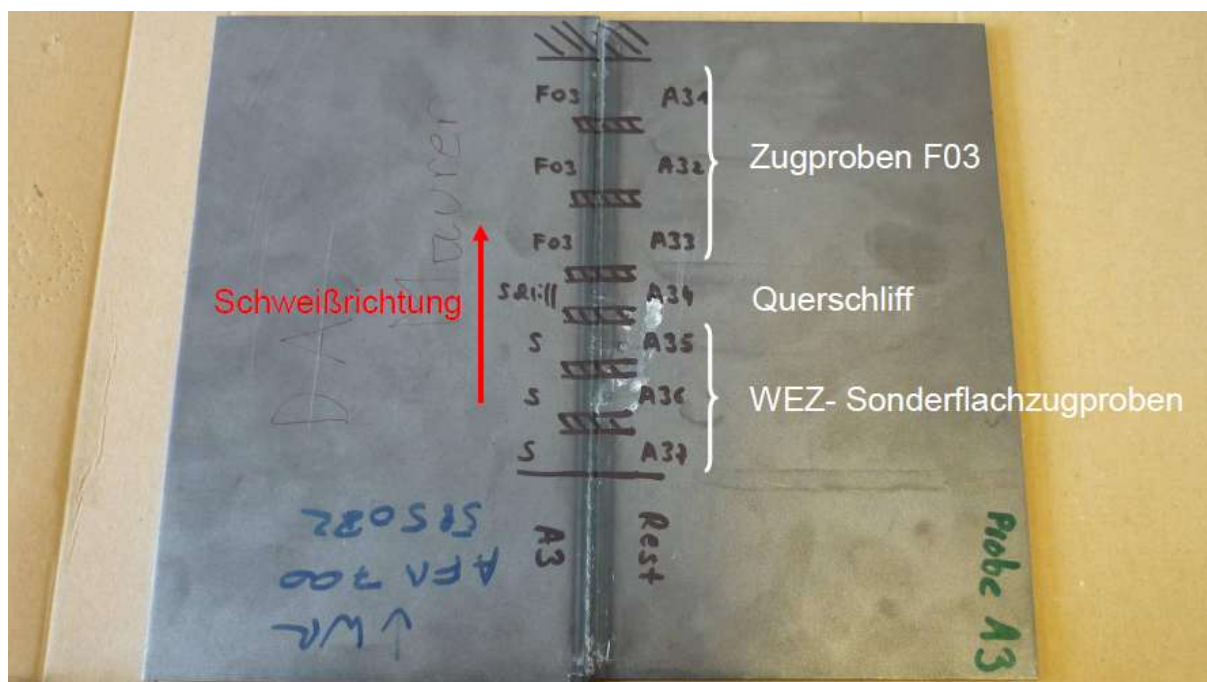


ABBILDUNG A 70: ÜBERSICHT DER PROBENENTNAHME BEI DEN LASERSCHWEIßVERSUCHEN (NIEDRIGER STRECKENERGIE)

F Makroätzungen

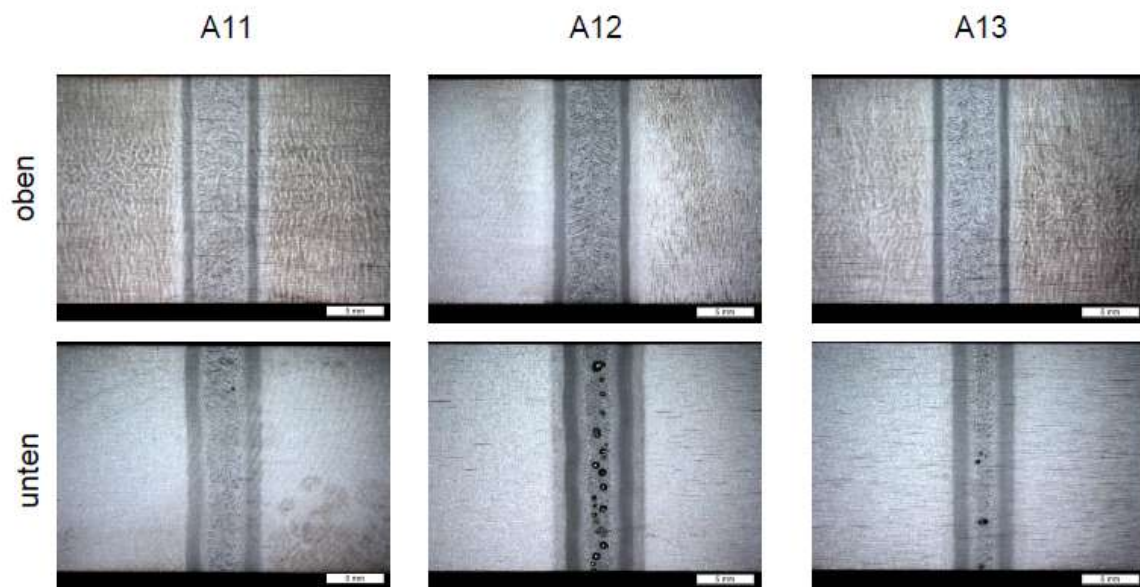


ABBILDUNG A 71: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER FLACHZUGPROBEN F03 BEI MITTLERER STRECKENERGIE

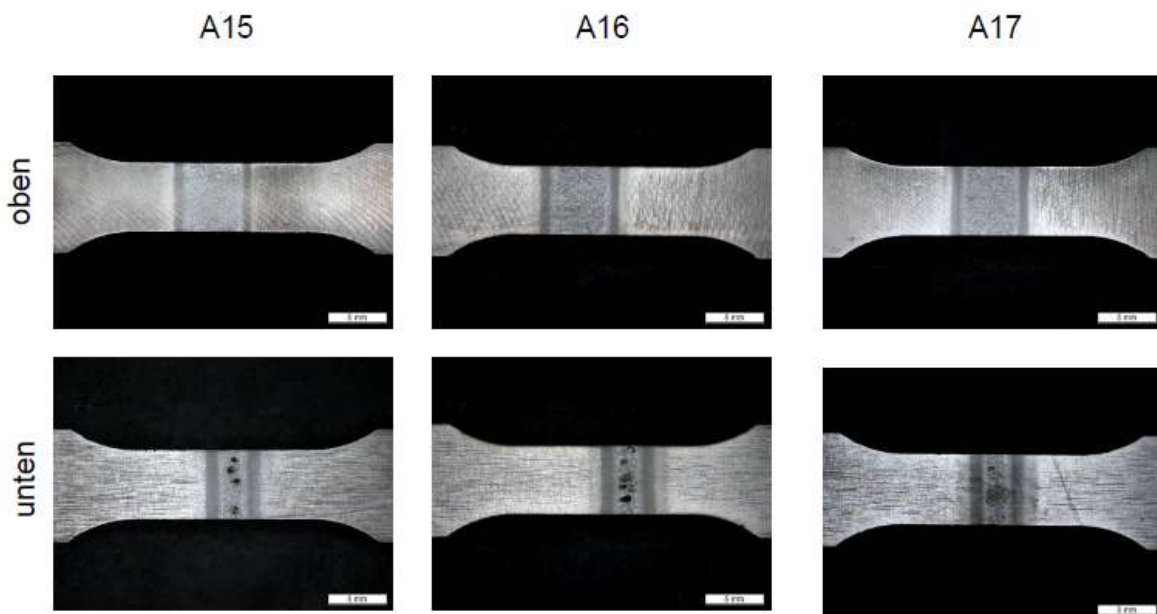


ABBILDUNG A 72: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER SONDERFLACHZUGPROBEN BEI MITTLERER STRECKENERGIE

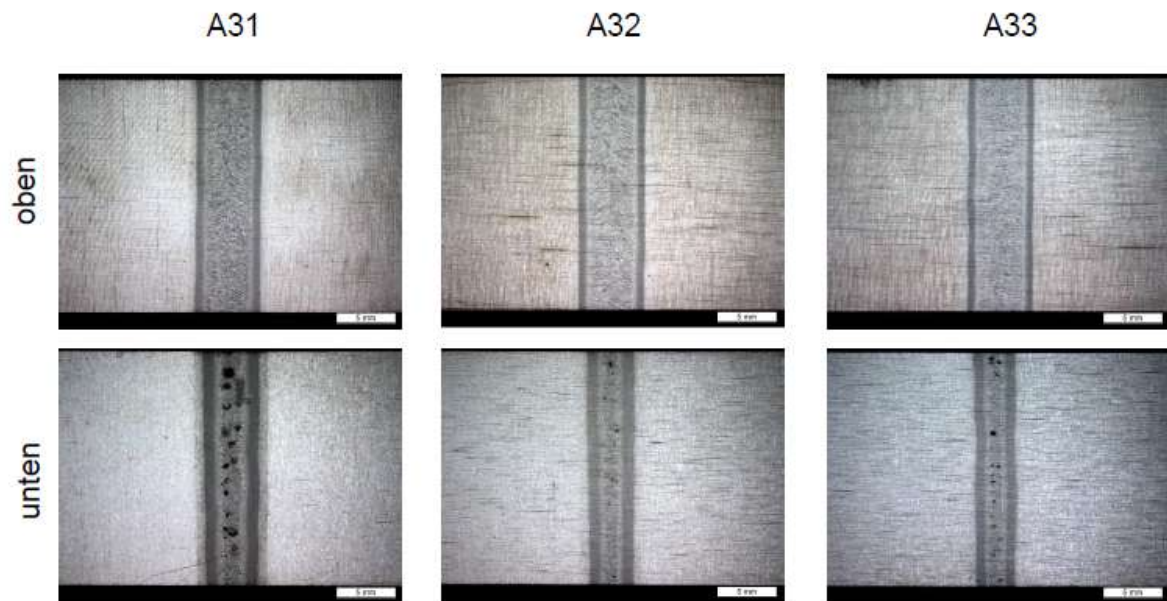


ABBILDUNG A 73: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER FLACHZUGPROBEN F03 BEI NIEDRIGER STRECKENERGIE

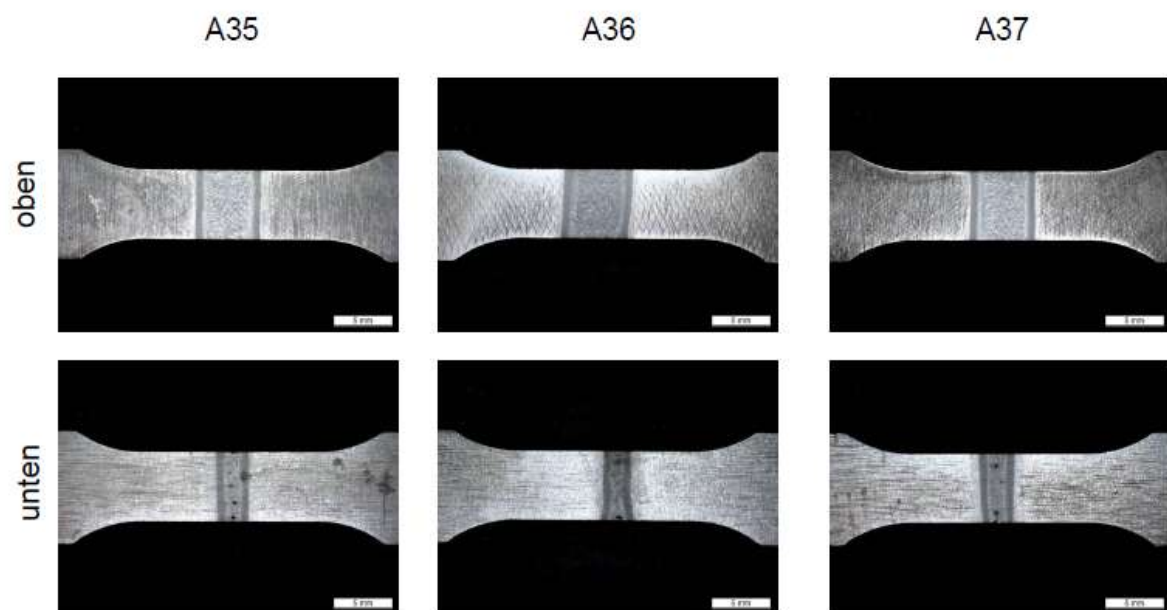


ABBILDUNG A 74: MAKROÄTZUNGEN DER OBERFLÄCHEN DER SONDERFLACHZUGPROBEN BEI NIEDRIGER STRECKENERGIE