

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM  
KARLSRUHE**

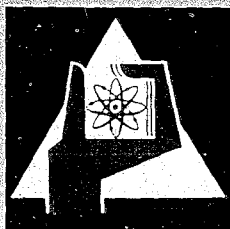
Juli 1968

KFK 736

Institut für Material- und Festkörperforschung

Untersuchungen über die Beeinflussung des Auftretens spröder  
Phasen an Schweißverbindungen zwischen verschiedenartigen  
Werkstoffen nach dem Elektronenstrahlschweißverfahren

W. Scheibe



GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.

KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.  
KARLSRUHE

Kernforschungszentrum Karlsruhe

Juli 1968

KFK 736

Institut für Material- und Festkörperforschung

Untersuchungen über die Beeinflussung des Auftretens spröder  
Phasen an Schweißverbindungen zwischen verschiedenartigen  
Werkstoffen nach dem Elektronenstrahlschweißverfahren

von

W. Scheibe

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe



## Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung
  - 1.1 Allgemeines
  - 1.2 Gegenwärtiger Stand
  
2. Versuchsdurchführung
  - 2.1 Beschreibung der Schweißanlagen
  - 2.2 Vorversuche zum Elektronenstrahlschweißen
    - 2.2.1 Einfluß des Vakuums in der Schweißanlage
    - 2.2.2 Einfluß der Belüftungszeit
    - 2.2.3 Anteil der Verunreinigungen in der Schweißnaht
    - 2.2.4 Oberflächenreinheit und Porenbildung
  - 2.3 Messung des Konzentrationsverlaufs in der aufgeschmolzenen Zone
  - 2.4 Herstellung und Prüfung von stumpfgeschweißten Verbindungen zwischen verschiedenen Werkstoffen
  - 2.5 Ausdehnung der Untersuchungen auf dickere Werkstoffe, Rohre und die thermische Stabilität der Schweißnaht
  
3. Versuchsergebnisse
  - 3.1 Abhängigkeit des Konzentrationsverlaufs
    - 3.1.1 Auftreffpunkt des Elektronenstrahls
    - 3.1.2 Verschiedene Schweißparameter
  - 3.2 Das Schweißen von Werkstoffkombinationen, bei denen spröde intermetallische Phasen auftreten
    - 3.2.1 Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan ohne Zwischenfolie
    - 3.2.2 Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan unter Verwendung einer Zwischenfolie

- 3.2.3 Doppelschweißungen an austenitischem Stahl mit Titan unter Verwendung einer Zwischenfolie
- 3.2.4 Schweißen von Inconel mit Titan unter Verwendung zweier Zwischenfolien
- 3.2.5 Das gleichzeitige Ausführen mehrerer Schweißnähte
- 3.2.6 Duktile Schweißverbindungen ohne Zwischenfolie
- 3.2.7 Schweißen von Aluminium mit Vanadium
- 3.3 Verbindungsschweißungen an dickeren Werkstoffen und Rohren
- 3.4 Die thermische Stabilität der Schweißverbindungen
- 4. Diskussion der Ergebnisse
- 5. Zusammenfassung
- 6. Literaturverzeichnis
- 7. Bilder und Tabellen

## 1. Einleitung

### 1.1 Allgemeines

In den letzten Jahren stellt sich immer häufiger das Problem, verschiedenartige Werkstoffe nicht lösbar miteinander zu verbinden. Besonders in der Reaktor- und Raumfahrttechnik werden hochwarmfeste und hochfeste Legierungen verwendet, die bisher relativ wenig, zum Teil überhaupt noch nicht technisch eingesetzt werden. Zur Erprobung dieser Materialien ist es oft notwendig, sie mit anderen, konventionellen Werkstoffen zu schweißen.

Eine Verbindung verschiedenartiger Werkstoffe über Schmelzschweißverfahren scheitert in den meisten Fällen daran, daß die aufgeschmolzenen Bereiche außerordentlich spröde sind, so daß es kaum gelingt, eine rißfreie und einigermaßen duktile Verbindung zu erreichen. Die Ursache für diese Versprödung, die sich u.a. in sehr hohen Vickershärten von 1000-1500 kp/mm<sup>2</sup> zeigt, liegt in dem Auftreten von intermetallischen Phasen bzw. spröden Mischkristallen in der Schweißnaht.

Diese intermetallischen Phasen entstehen dadurch, daß die Metalle zu einer Verbindung zusammentreten, wobei die Bindungskräfte zwischen den Metallionen und den Metalliden nicht rein metallischer Natur sind, sondern durch heteropolare oder homöopolare Bindungsanteile beeinflußt werden. Diese verschiedenen Bindungsanteile sowie der komplizierte Gitteraufbau bestimmen die besonderen Eigenschaften der Metallide, die umso mehr von den typischen metallischen Eigenschaften abweichen, je komplizierter der Kristallaufbau ist und je stärker heteropolare und homöopolare Bindungsanteile zu verzeichnen sind.

Bei den intermetallischen Verbindungen sind zwei Arten zu unterscheiden:

- a) Legierungen mit einer kongruent schmelzenden Verbindung,

b) Legierungen mit einer inkongruent schmelzenden Verbindung.

Erstere verhalten sich genauso wie ein reines Metall. In der Abkühlungskurve ist ein einziger Haltepunkt bei der Schmelztemperatur der Verbindung zu beobachten, wobei ein einphasiges Gefüge auftritt. Die zweite Art zeichnet sich dadurch aus, daß sie keine eindeutige Schmelztemperatur besitzt. Eine solche Verbindung zersetzt sich bei Erwärmung in eine Schmelze und in Kristalle einer anderen Zusammensetzung. Beide Arten entstehen aus der Schmelze durch zwei grundsätzlich verschiedene Vorgänge. Wenn eine Beeinflussung der intermetallischen Verbindungen überhaupt möglich ist, so werden bei den kongruent schmelzenden Verbindungen vorwiegend die Mischungsverhältnisse, bei den inkongruent schmelzenden Verbindungen dagegen die Abkühlungsbedingungen die entscheidende Rolle spielen.

1.2 Gegenwärtiger Stand

Schon das Verbindungsschweißen zweier Legierungen, die sich in der Zusammensetzung relativ wenig unterscheiden, wie etwa verschiedenartige Stähle [1], ist oft nur durch Auswahl geeigneter Schweißbedingungen, Zusatzwerkstoffe und Wärmebehandlungsverfahren möglich. Viel weniger überschaubar und daher wesentlich schwieriger sind die Probleme beim Schweißen sehr unterschiedlicher Werkstoffe, z.B. der Eisen-Chrom-Nickel-Legierungen mit Titan-, Zirkon-, Niob- und Vanadinlegierungen, und zwar aus folgenden Gründen:

- a) Die Zustandsdiagramme der Mehrstoffsysteme sind nur in wenigen Fällen bekannt.
- b) Selbst bei einfachen Systemen, etwa den binären Verbindungen, kann die Gefügeausbildung in der Schmelzzone wegen der sehr unterschiedlichen Abkühlbedingungen - je nach Art des angewendeten Schweißverfahrens - aus den Zustandsdiagrammen nicht abgeleitet werden.



Über das Schweißen sehr unterschiedlicher Werkstoffe, bei denen nach den Zustandsdiagrammen intermetallische Phasen auftreten, liegen bisher nur wenige Ergebnisse vor. In einigen Fällen ist man so vorgegangen, daß Zwischenlagen (sogenannte "Brücken") aus einem Werkstoff verwendet werden, der mit den angrenzenden Materialien keine intermetallischen Phasen bildet. Aus den Phasendiagrammen geht jedoch hervor, daß nur sehr wenige Werkstoffe für solche Zwischenlagen geeignet sind. Wenn diese einige Millimeter dick sind, ist ein Verbindungsschweißen mit den angrenzenden Materialien nicht schwierig, weil keine direkte Vermischung der Ausgangswerkstoffe stattfinden kann. So wird in einer russischen Arbeit [2] berichtet, daß das Schweißen von Titan mit Kupfer durch eine Niob-Zwischenlage von 1-2 mm Dicke gelang, wobei der Biegewinkel  $100^\circ$  betrug. In einer weiteren russischen Arbeit [3] ist eine Verbindung von Titan mit Stahl durch zwei Zwischenlagen aus Niob oder Tantal und Kupfer erreicht.

Wesentlich schwieriger ist eine Verbindung ohne Zwischenlagen [4, 5], wenn intermetallische Phasen auftreten. Gewisse Erfolge ließen sich durch Diffusionsschweißungen [6, 7] erreichen, besonders dann, wenn sehr dünne, gleichmäßige Diffusionszonen (ca. 1 - 5  $\mu\text{m}$ ) auftreten. Sobald die Zonen breiter werden, ist keine Verbindung möglich.

V.V. D'YACHENKO u.a. [8] berichten über das Schweißen einer Molybdänlegierung und einer Nioblegierung mit einem austenitischen Stahl, und zwar sowohl mit dem Elektronenstrahl als auch mit dem WIG-Verfahren. Bei der ersten Kombination treten sehr unterschiedliche Biegewinkel auf, während sich bei der zweiten Kombination  $180^\circ$  erreichen ließen. Das angegebene Verfahren gelingt jedoch nur, wenn nicht beide Kombinationspartner aufgeschmolzen werden, sondern der flüssige Stahl das hochschmelzende Material nur benetzt. Sobald die Molybdän- bzw. Nioblegierungen mit aufgeschmolzen werden, ist eine direkte Verbindung nicht möglich.

Bei den konventionellen Schweißverfahren, z.B. WIG-Schweißungen, ist die Mischkristallbildung zwar durch Zusatzwerkstoffe im gewissen Sinne zu beeinflussen, jedoch fast immer nur in Verbindung mit einer Wärmebehandlung. Durch Anwendung des Elektronenstrahl-Schweißverfahrens scheint eine Beeinflussung der Mischkristallbildung aus folgenden Gründen eher möglich zu sein:

- a) Die extrem hohen Leistungsdichten von  $10^8$  bis  $10^9$  Watt/cm<sup>2</sup> ermöglichen das gleichzeitige Aufschmelzen zweier Werkstoffe mit sehr unterschiedlichen Schmelzpunkten. Außerdem entsteht durch das hohe Temperaturgefälle eine sehr schmale wärmebeeinflusste Zone, was sich besonders bei großen Blechdicken vorteilhaft bemerkbar macht.
- b) Wegen der großen Genauigkeit, mit welcher der Strahl während des Schweißvorganges geführt werden kann, ist eine bessere Reproduzierbarkeit der Ergebnisse möglich. Außerdem stehen durch Beschleunigungsspannung, Strahlstromstärke, Schweißgeschwindigkeit, Strahlbewegung sowie verschiedene Perioden- und Impulslängen mehr Variationsmöglichkeiten zur Verfügung, die Mischungs- und Abkühlbedingungen wesentlich stärker zu beeinflussen.

Aus den Zustandsdiagrammen [9,10,11] ist zu ersehen, daß die Mehrzahl der intermetallischen Phasen bei den technisch interessanten Metallen vorwiegend im mittleren Konzentrationsbereich auftritt. Wenn es nun gelingt, diese kritischen Konzentrationsbereiche durch große Konzentrationsunterschiede in der Schweißnaht weitgehend zu umgehen, so müßten die intermetallischen Phasen auf sehr schmale Zonen beschränkt bleiben und sich entsprechend weniger stark auf das Festigkeitsverhalten der Verbindung auswirken. Dann dürften die durch die örtliche Temperatureinwirkung und unterschiedliche Ausdehnungskoeffizienten hervorgerufenen Zugspannungen beim Abkühlen der geschweißten Probe nur noch eine untergeordnete Rolle spielen, weil diese

bei einer weicheren duktileren Naht keine so großen Werte annehmen.

Diese Vermutungen gehen auf Vergleiche zwischen Schutzgas- und Elektronenstrahlschweißungen der Eisen-Nickellegierung Cr Ni 18 8 mit Zirkon-, Titan- und Vanadinlegierungen zurück. Dabei wurde beobachtet, daß Risse bei Schutzgasschweißungen über die gesamte Schweißnahtbreite auftreten, während bei Elektronenstrahlschweißungen nur Teile der Schweißnaht Risse aufweisen. Teilweise konnten auch rißfreie Verbindungen erreicht werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es zu prüfen, ob eine Beeinflussung der Mischungsverhältnisse ohne Zusatzwerkstoffe und Wärmebehandlungsverfahren möglich ist, so daß sich trotz Aufschmelzens beider Werkstoffe eine direkte, möglichst duktile Verbindung erreichen läßt.

## 2. Versuchsdurchführung

Die Durchführung der Versuche läßt sich wie folgt zusammenfassen:

- 1) Messung des Konzentrationsverlaufes in der aufgeschmolzenen Zone und dessen Beeinflussung.
- 2) Herstellung und Prüfung von stumpfgeschweißten Verbindungen zwischen unterschiedlichen Werkstoffen, bei denen spröde Phasen auftreten.
- 3) Ausdehnung der Untersuchungen auf dickere Werkstoffe, Rohre und die thermische Stabilität der Schweißnaht.

### 2.1 Beschreibung der Schweißanlagen

Der größte Teil der Schweißungen wurde mit einer Anlage ES 1013 der Firma Zeiss ausgeführt, deren Prinzip in der Abb. 1 gezeigt ist. Von einem glühenden Wolframdraht als Kathode werden Elektronen emittiert. Die zwischen Kathode und Anode angelegte Hochspannung beschleunigt diese auf Energien bis zu 150 keV. Dabei

befindet sich die Kathode mit Wehnelt-Zylinder auf Hochspannungspotential, die Anode auf Erdpotential. Durch Potentialänderungen am Wehnelt-Zylinder ist es möglich, den Elektronenstrahl fast trägheitslos ein- und auszuschalten, wodurch sich ein gepulster Strahl erreichen läßt. Die unterhalb der Anode angebrachten Justierspulen halten den Strahl in der Achse des elektronenoptischen Systems, während eine wassergekühlte Blende Randstrahlen ausblendet.

Anschließend tritt der Elektronenstrahl durch den durchbohrten Umlenkspiegel und eine durchbohrte Glaslinse in die Magnetlinse, die den Strahl auf dem sich bewegenden Werkstück fokussiert. Unterhalb dieser Linse ist eine weitere Ablenkspule angebracht. Dadurch ist es möglich, den Elektronenstrahl mit einer Frequenz von 50 Hz in verschiedenen Richtungen während des Schweißens abzulenken. Der Schweißvorgang kann über das Einblickmikroskop beobachtet werden. Die Abb. 2 zeigt die Gesamtanlage mit einer max. Leistung von 3 kW.

Da sich an der Anlage ESW 5 der Firma Balzers kein gepulster Strahl erzeugen läßt, wurden an ihr relativ wenig Untersuchungen vorgenommen. Die Maschine ist in Abb. 3 zu sehen. Die Hochspannung beträgt 30 kV. Strahlstromstärken bis zu 200 mA ermöglichen eine Leistung von 3 kW. Die hohen Strahlströme lassen sich durch eine indirekt beheizte Bolzenkathode mit einem Durchmesser von 0,6 - 1,5 mm erreichen. Der Kathodenraum ist durch ein Absperrventil von der Schweißkammer getrennt. Dieser Raum ist an eine kleine Diffusionspumpe angeschlossen, die einen Druck von  $10^{-5}$  Torr aufrecht erhält, während die Schweißkammer belüftet wird. Durch das kleine Volumen der Schweißkammer läßt sich bereits nach ca. 2 Minuten ein Druck von  $10^{-4}$  bis  $10^{-5}$  Torr erzielen.

Als Vergleich zu den Elektronenstrahlschweißungen wurden im Institut für Reaktorentwicklung einige Schweißungen nach dem WIG-Verfahren durchgeführt. Die 0,5 mm dicken Bleche sind ohne Zusatzwerkstoffe stumpfgeschweißt, wobei mit automatischem Vorschub gearbeitet wurde.

## 2.2 Vorversuche zum Elektronenstrahlschweißen

Bei den Untersuchungen über das Verbindungsschweißen unterschiedlicher Werkstoffe zeigte sich immer wieder, daß es dabei auf sehr saubere Versuchsbedingungen ankommt. So stellt sich bei der Beurteilung einer spröden Schweißnaht die Frage, ob die Ursache für die große Härte in dem Auftreten intermetallischer Phasen oder in nicht genügend beachteter Randbedingungen liegt. So können z.B. Werkstoffe wie Zirkon, Molybdän, Titan, Vanadium, Tantal und Niob bei einem zu hohen Druck in der Schweißkammer durch Sauerstoff- bzw. Stickstoffaufnahme zusätzlich verspröden. Deshalb ist die Kenntnis des maximalen Druckes notwendig, der beim Schweißen dieser Materialien nicht zu überschreiten ist. Im Zusammenhang damit ist zu klären, welche Abkühlzeiten einzuhalten sind, ehe die Anlage nach dem Schweißen belüftet werden kann.

Insbesondere ist zu untersuchen, welchen Einfluß Verunreinigungen haben, die dadurch in die Schweißnaht gelangen, daß der Elektronenstrahl unterhalb der zu schweißenden Bleche einen gewissen Anteil aus der Unterlage verdampft. Die Dicke der aufgedampften Schichten hängt von den Schweißparametern ab. Verunreinigungen können aber auch dadurch in die Schweißnaht gelangen, daß Oberflächenschichten vor dem Schweißen nicht genügend entfernt wurden. Gerade im Hinblick auf eine einwandfreie Beurteilung der späteren Versuchsergebnisse ist eine Beantwortung der oben gestellten Fragen notwendig. Deshalb soll zunächst auf einige Vorversuche eingegangen werden.

### 2.2.1 Einfluß des Vakuums in der Schweißkammer auf Zugfestigkeit und Dehnung

Um einen möglichst großen Druckbereich zu erfassen, wurden diese Untersuchungen mit der Anlage der Firma Balzers vorgenommen, die ein relativ kleines Schweißkammervolumen von ca. 100 l und einen leistungsstarken Pumpstand besitzt. In der Abb. 4 ist der Druck in Abhängigkeit von der Evakuierungszeit aufgetragen. Dar- aus ist zu ersehen, daß bereits nach 2 Minuten ein für Elektro-

nenstrahlschweißungen ausreichender Druck vorhanden ist, während ein Druck von  $10^{-5}$  Torr nach 11 Minuten erreichbar ist. Diese Zeit kann durch eine Kühlung mit flüssigem Stickstoff auf 4 Minuten verkürzt werden. Der Zeitgewinn macht sich besonders bei Drücken  $< 10^{-5}$  Torr bemerkbar. Außerdem kann das Endvakuum entscheidend verbessert werden, so daß Schweißungen bei  $7 \times 10^{-7}$  Torr möglich sind.

Die Abhängigkeiten von Zugfestigkeit und Dehnung wurden an folgenden Werkstoffen untersucht: Titan, Zirkon, Tantal, Vanadium, Niob, Zirkaloy 2 und CrNi 18 8, und zwar bei Drücken von  $2,5 \cdot 10^{-3}$ ,  $10^{-3}$ ,  $5 \cdot 10^{-5}$  und  $10^{-6}$  Torr. Da die Evakuierungszeiten für Drücke  $> 5 \cdot 10^{-5}$  Torr sehr kurz sind, wurde Luft über ein Nadelventil in die Schweißkammer gelassen, um einen Gleichgewichtszustand bei dem gewünschten Vakuum zu erreichen. Drücke  $> 2,5 \cdot 10^{-3}$  Torr lassen sich in der Schweißkammer nicht verwirklichen, weil dann Hochspannungsüberschläge zwischen Kathode und Anode auftreten. Für diese Untersuchungen ist es belanglos, ob an den Blechen Stumpfschweißungen oder sogenannte Blindschweißungen vorgenommen sind. Deshalb wurde das zweite Verfahren angewendet, weil dabei Festigkeitsunterschiede, die auf leicht versetzte Bleche zurückzuführen sind, nicht auftreten.

Während bei CrNi 18 8, Niob, Tantal, Zirkonium und Titan kein Einfluß des Druckes auf die Festigkeitseigenschaften zu verzeichnen ist, wird bei Zirkaloy 2 und Vanadium nach Tabelle 1 eine Druckabhängigkeit beobachtet. So steigt die Dehnung bei Vanadium im Bereich von  $2,5 \cdot 10^{-3}$  bis  $5 \cdot 10^{-5}$  Torr um 100%.

### 2.2.2 Einfluß der Belüftungszeit

Wenn man die Anlage nach dem Schweißen der in Abschnitt 2.2.1 genannten Werkstoffe sofort belüftet, so können trotz eines guten Vakuums starke Anlauffarben auftreten. Um zu klären, ob sich dadurch das Festigkeitsverhalten der Verbindung ändert,

betrugen die Abkühlzeiten 10 und 120 Sekunden. Wie bei Blechdicken von 0,5 mm zu erwarten ist, werden Zugfestigkeit und Dehnung nur wenig beeinflusst, da nur sehr dünne Oberflächenschichten von der Oxydation berührt sind. Lediglich am Zirkaloy zeigte sich eine Verbesserung von 46,9 auf 49,1 kp/mm<sup>2</sup> und von 13,8 auf 18,8%, wenn die Abkühlzeit 120 Sekunden beträgt. Sehr deutliche Unterschiede sind hinsichtlich der Anlauffarben festzustellen. Um diese vollständig zu vermeiden, sollte der Druck während des Schweißens  $< 10^{-4}$  Torr sein und die Abkühlzeit 2 Minuten betragen, besonders bei größeren Blechdicken.

### 2.2.3 Anteil der Verunreinigungen in der Schweißnaht

Hochbeschleunigte Elektronen können nur bis zu sehr kleinen Materialtiefen eindringen. Die Tatsache, daß man zentimeterdicke Werkstoffe verschweißen kann, erklärt man damit, daß das Material an der Auftreffstelle des Elektronenstrahls wegen der extrem hohen Energiedichten sofort verdampft. Dadurch entsteht ein sehr enger Dampfkanal, der bei einer guten Justierung des Strahles in der Mitte der Schweißnaht liegt. Ein Teil des Elektronenstrahles dringt jedoch bis in das Material vor, das sich zwecks Absorption dieses Anteils unter der Probe befindet und führt dort ebenfalls zu einer gewissen Verdampfung. Auf diese Weise können Fremdatome in den Dampfkanal der Probe gelangen. Ob dieser Anteil vernachlässigbar ist, läßt sich nicht ohne weiteres sagen. Er hängt ab vom Schmelzpunkt der Unterlage, deren Abstand von der Probe und von den Schweißparametern. Werden z.B. zwei hochschmelzende Werkstoffe wie Niob und Tantal geschweißt, so dringt wegen der erforderlichen hohen Leistung ein relativ großer Teil des Elektronenstrahls in die Unterlage (meist eine Eisenlegierung) ein. Die über den Dampfkanal in die Schweißnaht gelangenden Eisenatome können dort das Festigkeitsverhalten beeinflussen, wenn es sich um eine genügend große Zahl handelt.

Zur Ermittlung dieses Anteils wurden 0,5 mm dicke Titanbleche mit verschiedenen Parametern geschweißt, wobei insbesondere

die Beschleunigungsspannung, die Schweißgeschwindigkeit und das Tastverhältnis <sup>1.)</sup> geändert wurden. Die Abstände der Unterlage aus CrNi 18 8 variieren zwischen 10, 30 und 50 mm. Von den Schweißproben wurden Querschliffe angefertigt, die Naht mit der Mikrosonde in verschiedenen Ebenen abgetastet und der Titan- und Eisengehalt aufgezeichnet.

Die Konzentrationskurven im Grundmaterial unterschieden sich kaum von denen in der aufgeschmolzenen Zone. Insbesondere zeigt sich kein Anstieg des Eisengehaltes in dem ursprünglichen Dampfkanal. Nach dieser mehr qualitativen Aussage wurden Punktanalysen in 50 µm Abstand voneinander vorgenommen. Bei einem Abstand von 10 mm zwischen Probe und Unterlage ist die Zahl der Eisenimpulse etwa doppelt so hoch wie in 50 mm Abstand. Die Eisengehalte sind mit ca. 0,5% jedoch so gering, daß kein Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften zu erwarten ist. In derselben Größenordnung liegen die Anteile bei anderen Schweißparametern.

#### 2.2.4 Oberflächenreinheit und Porenbildung

Bei Schliiffuntersuchungen konnte häufig beobachtet werden, daß die Oberflächenbeschaffenheit der Schweißproben einen Einfluß auf die Porenbildung hat. So genügt es nicht, die Bleche durch Aceton und Alkohol zu reinigen, weil die meist vorhandenen Oxydschichten dadurch nicht beseitigt werden. Diese führen z.B. bei Vanadium häufig zu Poren in der Schweißnaht, wie Abb. 5 zeigt. Sie treten nicht auf, wenn man die Probe in heißem Trichloräthylen entfettet und sie danach 10 Minuten einer 80°C warmen Lösung von 10% NaOH + 5% KMnO<sub>4</sub> + 85% H<sub>2</sub>O aussetzt. Anschließend bringt man die Proben weitere 10 Minuten in eine Lösung von 15% HCl + 15% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 10% CrO<sub>3</sub> + 60% H<sub>2</sub>O (alles in Gew.-%) und spült sie anschließend in kaltem Wasser ab. In letz-

---

1.) Das Verhältnis Perioden- zu Impulslänge wird bei einem gepulsten Elektronenstrahl als Tastverhältnis bezeichnet.



ter Zeit wurde jedoch dazu übergegangen, die Oxydschichten dadurch zu beseitigen, daß man die Probe eine Stunde je nach Werkstoff bei 700-1000°C im Vakuum glüht. Dieses Verfahren ist einfacher und hat sich sehr gut bewährt. In diesem Fall genügt das Entfetten in Aceton und Alkohol vor dem Schweißen.

### 1.3 Messung des Konzentrationsverlaufes in der aufgeschmolzenen Zone

Für die ersten Versuche wurden zwei Werkstoffe verwendet, die sich zwar gut schweißen lassen und bei denen keine spröden Phasen auftreten, die sich aber mindestens in einem Legierungsanteil wesentlich unterscheiden, um Aussagen über die Mischungsverhältnisse bzw. den Konzentrationsverlauf machen zu können. Ausschlaggebend für diese Überlegungen ist der Umstand, daß die einzelnen Proben beim Schweißen unterschiedlicher Werkstoffe wegen des Auftretens spröder Phasen in der aufgeschmolzenen Zone teilweise bereits unmittelbar nach dem Schweißen oder aber bei der Präparation für die anschließenden Untersuchungen auseinanderbrechen. Dadurch gehen Teile der Schweißnaht verloren und stehen für die Untersuchungen nicht mehr zur Verfügung.

Deshalb wurden der austenitische Stahl X10CrNi 18 8 (auch unter der Firmenbezeichnung V2A bekannt) und die Nickelbasislegierung X6NiCr 75 15 (Firmenbezeichnung Inconel 600) ausgewählt, die sich u. a. im Eisengehalt sehr deutlich unterscheiden, der ca. 70% bzw. 5% beträgt und vorwiegend für die Untersuchungen über den Konzentrationsverlauf in der aufgeschmolzenen Zone herangezogen wird. Diese beiden Werkstoffe wurden als Bleche von 0,5 mm Dicke - eine für Brennelement-Hüllwerkstoffe bestimmte Abmessung - stumpf aneinander geschweißt, und zwar sowohl nach dem Elektronenstrahl-Schweißverfahren als auch vergleichsweise nach dem WIG-Verfahren.

Um ein möglichst genaues Bild von den Mischungsvorgängen in der aufgeschmolzenen Zone zu erhalten, ist ein Untersuchungsverfahren

ren anzuwenden, mit dem es gelingt, die Zusammensetzung sehr schmaler Schweißnähte genau zu bestimmen. Dazu ist das röntgenspektrometrische Verfahren mit der Mikrosonde besonders gut geeignet. Die Anregung des Röntgenspektrums erfolgt durch Elektronen, die sich durch magnetische Linsen auf einen Bereich von 1  $\mu\text{m}$  fokussieren lassen. Die von der zu untersuchenden Probe emittierte Röntgenstrahlung wird mit einem Spektrometer analysiert.

Die ersten Untersuchungen wurden mit einer Cambridge-Mikrosonde MK 2 vorgenommen. Dabei befindet sich die Probe in einer fixierten Lage, während der Elektronenstrahl die zu untersuchende Schweißnaht abtastet.<sup>1.)</sup> Der Strahl kann jedoch nur um einen bestimmten Betrag abgelenkt werden, der auf der Probe einer Länge von 0,5 mm entspricht. Bei breiteren Schweißnähten ist daher eine Verschiebung der Probe erforderlich. Diese Verschiebung ist problematisch, weil der Probenhalter nicht auf einem Kreuztisch angebracht ist. Deshalb ist es nicht möglich, die Untersuchung am letzten Meßpunkt fortzusetzen. Außerdem liegt der zweite Untersuchungsabschnitt fast immer in einer anderen Ebene. Sehr nachteilig ist ferner, daß der abtastende Strahl nur selten in der Mitte der Probe auftrifft und diese parallel zur Oberfläche überquert. Erst nachdem die Untersuchungen mit einer CAMECA-Sonde MS 46 und einer JEOL JXA3A durchgeführt wurden, die beide einen Kreuztisch besitzen und bei denen die Proben unter dem feststehenden Elektronenstrahl verfahren werden, ließen sich die Zusammenhänge besser erkennen.

#### .4 Herstellung und Prüfung von stumpfgeschweißten Verbindungen zwischen verschiedenen Werkstoffen

Nach diesen Ausgangsversuchen erfolgten Schweißungen an Kombinationen, bei denen spröde intermetallische Phasen auftreten

---

1.) Inzwischen ist der Probenhalter so verbessert, daß er in X- und Y-Richtung motorisch verfahren werden kann.

und die in Tabelle 5 zusammengefaßt sind. Von besonderem Interesse ist die Duktilität der Schweißverbindung, ermittelt durch Biegeversuche und Härtemessungen sowie metallographische Untersuchungen. Dazu wurden die Proben im Biege- bzw. Faltversuch nach DIN 50 121 über einen Dorn mit einem Durchmesser von der dreifachen Materialdicke gebogen, wobei die Probenseite mit der geringeren Nahtbreite auf der Druckseite der Probe liegt. Da wegen der geringen Materialdicke keine Oberflächenbearbeitung erfolgte, ist zu berücksichtigen, daß bei etwas eingesackten Nähten eine gewisse Kerbwirkung zu verzeichnen ist.

Die Härtemessungen wurden mit einem Kleinhärteprüfer DURIMET der Firma Leitz, Wetzlar, vorgenommen. Die Belastungen betragen je nach Materialkombination 0,025 und 0,050 kp/mm<sup>2</sup>. Es hat sich als zweckmäßig erwiesen, für die Beurteilung einer Verbindung sowohl die Härtemessung als auch den Biegeversuch heranzuziehen, da letzterer allein keine Aussage darüber gestattet, ob z.B. die gesamte Schweißnaht spröde ist oder nur einzelne Bereiche. Außerdem wird die Aussagekraft abgeschwächt durch etwas eingesackte Schweißnähte oder eine nicht mehr ausreichende Verbindung der Werkstoffe. Die Mikrohärtmessung wiederum ist dann unzuverlässig, wenn sehr schmale spröde Phasen < 10 µm auftreten, weil diese zwischen den Meßpunkten liegen können und unter Umständen nicht erfaßt werden. Deshalb ist es besser, zunächst den Biegewinkel zu bestimmen und anschließend die Härtemessung vorzunehmen, wobei ein schwaches Ätzen der Probe für das Erkennen spröder Phasen vorteilhaft ist.

## 2.5 Ausdehnung der Untersuchungen auf dickere Werkstoffe, Rohre und die thermische Stabilität der Schweißnaht

Für die Praxis ist von Bedeutung, ob eine duktile Verbindung auch bei größeren Materialdicken möglich ist. Zur Klärung dieser Frage wurden zunächst Bleche aus austenitischem Stahl und Inconel bis zu 10 mm Dicke miteinander geschweißt. Eine systematische Untersuchung des Konzentrationsverlaufs bei verschie-

denen Materialdicken und Schweißparametern ist jedoch nicht möglich gewesen, da die Mikrosonden nur zeitweise zur Verfügung standen. Die Untersuchungen nehmen eine wesentlich größere Zeit in Anspruch, weil die Schweißnähte bei größeren Materialdicken breiter ausfallen. Außerdem sind alle Proben an der Blechoberseite, Blechmitte und Blechunterseite zu durchfahren, da hierbei größere Abweichungen im Konzentrationsverlauf möglich sind als bei 0,5 mm dicken Blechen.

Stumpfschweißungen an Blechen und Rohren haben eine gewisse Ähnlichkeit. Ein wesentlicher Unterschied liegt jedoch darin, daß man den Elektronenstrahl nach einer Umdrehung des Rohres nicht plötzlich abschalten kann, sobald der Anfang der Schweißnaht erreicht ist. Das würde zu einem Endkrater führen. Zweckmäßiger ist es, den Strahlstrom langsam zu verringern, so daß gewisse Teile der Schweißnaht nochmals aufgeschmolzen werden. Es ist anzunehmen, daß sich der Konzentrationsverlauf in diesen Bereichen beim nochmaligen Aufschmelzen ändert.

Noch unübersichtlicher sind die Verhältnisse, wenn ein Rohr mit einem Verschlußstopfen aus einem anderen Material zu schweißen ist. Wegen einer guten Zentrierung ragt der Stopfen in das Rohr hinein (s. Abb. 43a). Trifft der Elektronenstrahl genau auf die Stoßfuge, so wird von dem Stopfenmaterial ein größerer Anteil aufgeschmolzen, weil nicht nur das rechts von der Fuge, sondern auch das darunter liegende Material aufgeschmolzen wird. Die Vermischung ist deshalb anders als bei stumpfgeschweißten Rohren. Aus diesem Grund sind auch bei dieser Art von Schweißverbindung systematische Untersuchungen mit der Mikrosonde erforderlich.

Genau so wichtig wie das Schweißen dickerer Werkstoffe und Rohre ist die Frage, inwieweit solche Werkstoffkombinationen bei höheren Temperaturen eingesetzt werden können. Nach dem Schweißen besteht in der auf aufgeschmolzenen Zone ein bestimmter Konzentrationsverlauf. Dieser wird sich bei höheren Temperaturen und langen Zeiten wegen der stattfindenden Diffusion ändern.

Deshalb ist es möglich, daß dadurch nachträglich intermetallische Phasen entstehen. Außerdem wird die Abkühlung einer bei höheren Temperaturen eingesetzten Verbindung im allgemeinen langsamer erfolgen, als es nach dem Elektronenstrahlschweißen der Fall ist. Auch dabei können nachträglich spröde Verbindungen auftreten, diesmal durch inkongruent schmelzende Phasen.

Zur Klärung dieses Sachverhalts sind Versuche bei verschiedenen Temperaturen und Glühzeiten durchgeführt. Dabei werden Eisen und austenitischer Stahl jeweils mit Titan, Zirkon, Zirkaloy, Tantal, Niob und Vanadium geschweißt. Die Untersuchungen an reinen Metallen wurden deshalb durchgeführt, um bei Legierungen erkennen zu können, welchen Anteil gewisse binäre Verbindungen an der auftretenden Sprödigkeit haben. Von jeder Kombination wurden zwei Proben geglüht. Eine Probe wurde nach der Glühung in Wasser abgeschreckt, was den Verhältnissen beim Elektronenstrahlschweißen recht nahe kommt. Die andere Probe wurde über 12 Stunden langsam abgekühlt. Auf diese Weise kann zwischen den durch kongruent und inkongruent schmelzenden Verbindungen hervorgerufenen Härten unterschieden werden.

Um eine Oxydation der Proben zu vermeiden, fanden die Glühungen vorwiegend im Vakuum statt. Dazu wurden die Proben in Quarzampullen eingeschmolzen. Da Titan bereits im festen Zustand weit unterhalb der Schmelztemperatur einen hohen Dampfdruck besitzt, sind diese Ampullen mit Schutzgas, z.B. Helium, zu füllen. Wegen der teilweise langen Glühzeiten und den umfangreichen Untersuchungen mit der Mikrosonde vor und nach den Glühungen konnten bisher nur einige Kombinationen ausgewertet werden.

### 3. Versuchsergebnisse

#### 3.1 Abhängigkeit des Konzentrationsverlaufs

Wenn zwei verschiedene Werkstoffe A und B ohne Verwendung von Zusatzwerkstoffen stumpf aneinandergeschweißt werden, dann stellt sich die Frage nach dem Konzentrationsverlauf in der

aufgeschmolzenen Zone. Dieser Verlauf hängt von den Schweißparametern ab und kann je nach der Vermischung kontinuierlich oder sprunghaft erfolgen. Zu den Schweißparametern, wie z.B. Beschleunigungsspannung, Strahlstrom, Schweißgeschwindigkeit usw., gehört auch die Lage des Auftreffpunktes des Elektronenstrahls in Bezug auf die Stoßfuge. Da dieser Parameter hauptsächlich für die aufgeschmolzenen Anteile verantwortlich ist, soll darauf getrennt von den anderen Parametern eingegangen werden.

### 3.1.1 Auftreffpunkt des Elektronenstrahls

In der Abb. 6 sind die verschiedenen Auftreffpunkte von der Stoßfuge der zu schweißenden Probe angegeben, und zwar in Abständen von 0,1 mm voneinander im Stahl und im Inconel 600. Außer der Lage des Auftreffpunktes wurden in den Abb. 7 - 12 alle anderen Schweißparameter konstant gehalten ( $U = 130$  kV,  $I_S = 2,4$  mA,  $v = 20$  mm/s,  $L_P = 1$  ms,  $L_I = 0,4$  ms), wobei für die einzelnen Parameter folgende Bezeichnungen verwendet werden:  $U$  = Beschleunigungsspannung,  $I_S$  = Strahlstrom,  $v$  = Schweißgeschwindigkeit,  $L_P$  = Periodenlänge,  $L_I$  = Impulslänge,  $a$  = Abstand von der Stoßfuge. Diese Bezeichnungen gelten auch für alle weiteren Abbildungen.

Trifft der Elektronenstrahl 0,2 mm neben der Stoßfuge im Inconel 600 auf, so stellt sich der in Abb. 7 <sup>1.)</sup> gezeigte Konzentrationsverlauf ein. Die Schweißnaht verläuft wie angedeutet zwischen 0,2 und 1,0 mm der Meßstrecke. Der Eisengehalt liegt im Inconel 600 bei ca. 5%. Er steigt am linken Rand der Schweißnaht auf etwa 8% an, bleibt auf diesem Betrag bis zur rechten Seite der Schweißnaht und steigt dann innerhalb eines sehr kleinen Bereiches ( $< 10$   $\mu$ m) sehr steil auf ca. 70% im Stahl an. Trifft der Elektronenstrahl nur 0,1 mm von der Stoßfuge im Inconel 600 auf, so ist der in Abb. 8 dargestellte Konzentrations-

---

1.) In den Bildern, Bildunterschriften und Tabellen sind für den austenitischen Stahl X10CrNi 18 8 und die Nickelbasislegierung X6CrNi 75 15 die Firmenkurzbezeichnungen V2A und Inconel 600 angegeben.

verlauf zu beobachten. Auf der linken Seite der Schweißnaht steigt der Eisengehalt von 5 auf ca. 20%, bleibt unter gewissen Schwankungen auf diesem Betrag bis zur rechten Schweißnahtseite und steigt dann wieder sehr rasch auf 70%. Die Abb. 9 zeigt den Konzentrationsverlauf, wenn der Elektronenstrahl genau auf die Stoßfuge trifft. Auf der linken Seite der Schweißnaht steigt der Eisengehalt von 5 auf ca. 35%, schwankt um diesen Wert über die gesamte Schweißnahtbreite und steigt dann auf 70% an.

In den Abb. 10 - 12 ist der Konzentrationsverlauf des Eisens aufgetragen, wenn der Elektronenstrahl 0,1; 0,2 und 0,3 mm im austenitischen Stahl auftrifft. Es ist zu erkennen, daß nunmehr der größere Anstieg auf der linken Seite der Schweißnaht liegt. Insbesondere erfolgt auf dieser Seite in Abb. 12 fast ein direkter Übergang von 5 auf 70% ohne nennenswerte Schwankungen. Außerdem ist in Abb. 10 der Nickelverlauf eingezeichnet, der komplementär zum Eisen verläuft. Die auf der Ordinate aufgetragenen Werte gelten nicht für Nickel, da die Impulszahl, die im Spektrometer registriert wird, niedriger ist als bei Eisen. Die Nickelkurve müßte auf der Inconel-Seite bei 74% liegen. Wegen der besseren Übersicht ist der Nickelverlauf in den weiteren Bildern nicht mehr berücksichtigt.

Somit kann gesagt werden, daß sich je nach Abstand des Auftreffpunktes des Elektronenstrahls von der Stoßfuge ein bestimmter Konzentrationsverlauf einstellt. Die Konzentrations sprünge an den Rändern der Schweißnaht sind umso größer, je weiter der Strahl von der Stoßfuge entfernt ist, während sich über die gesamte Schweißnahtbreite - von gewissen Schwankungen einmal abgesehen - ein etwa gleichbleibender Gehalt einstellt. Die steilen Konzentrations sprünge treten entweder auf der linken oder rechten Seite der Schweißnaht auf, und zwar je nach Lage des Hauptanteils des Elektronenstrahls im jeweiligen Material.





Den Elektronenstrahl während des Schweißens in Schweißrichtung abzulenken, ist ein sehr häufig angewendetes Verfahren, weil dadurch sehr glatte Schweißnähte zu erreichen sind. Der Konzentrationsverlauf für diesen Fall ( $U = 130 \text{ kV}$ ,  $I_S = 1,5 \text{ mA}$ ,  $v = 10 \text{ mm/s}$ , Längspendelung  $3 \text{ mm}$ ,  $a = 0,1 \text{ mm}$  im Stahl) ist in den folgenden 3 Abbildungen gezeigt, und zwar an der Blechoberseite (Abb. 14a), in der Blechmitte (Abb. 14b) und an der Unterseite (Abb. 14c) des Bleches. Während an der Oberseite sofort ein Anstieg auf 60% erfolgt und sich dann ein gewisses Plateau einstellt, ist an der Unterseite ein allmählicher Anstieg über die gesamte Schweißnahtbreite zu erkennen. Es handelt sich auch hier wie bei der kreisförmigen Ablenkung um eine recht inhomogene Schweißnaht mit großen Konzentrationsunterschieden, vor allem zwischen oben und unten.

In den Abb. 15a-c wird der Konzentrationsverlauf gezeigt, wenn mit einem Dauerstrahl ohne Ablenkung geschweißt wird, und zwar wieder in verschiedenen Ebenen der Schweißnaht. ( $120 \text{ kV}$ ,  $I_S = 1,8 \text{ mA}$ ,  $v = 15 \text{ mm/s}$ ,  $a = 0,2 \text{ mm}$  im Stahl). Bei allen drei Beispielen zeigt sich ein prinzipiell ähnlicher Verlauf. Die Schwankungen innerhalb der Plateaus sind wesentlich kleiner und betragen max. 10%, während kaum ein Unterschied in drei Ebenen zu beobachten ist. Allerdings sind die Plateaus leicht geneigt. Auf der linken Seite der Naht liegt der Eisengehalt bei 55%, während er auf der rechten Seite 65% beträgt. Erhöht man die Geschwindigkeit auf  $80 \text{ mm/s}$ , so werden die Schwankungen innerhalb der Schweißnaht wesentlich größer, wie Abb. 16 zeigt. Außerdem muß dabei die Beschleunigungsspannung auf  $130 \text{ kV}$ , der Strahlstrom auf  $4,2 \text{ mA}$  erhöht werden.

Hochschmelzende Werkstoffe wie z.B. Wolfram, Molybdän, Niob und Tantal neigen besonders stark zur Grobkornbildung in der Schweißnaht. Bei diesen Werkstoffen ist es zweckmäßig, mit einem gepulsten Elektronenstrahl zu arbeiten. Die mittlere Leistung pro Periodenlänge ist zwar nicht größer als bei Dauerstrahl, jedoch können wesentlich höhere Leistungen in sehr kur-

zen Zeiten aufgebracht werden. Die Wehnelt-Spannung gibt den Elektronenstrahl nur während eines Bruchteils der Periodenlänge frei, z.B. 0,05 ms bei einer Periodenlänge von 0,36 ms. In dieser Zeit erhöht sich der Strahlstrom um das Verhältnis Periodenlänge zu Impulslänge (Tastverhältnis), in diesem Beispiel um das 7-fache. Die überwiegende Zeit bleibt der Strahl ausgeschaltet. Auf diese Weise läßt sich eine sehr konzentrierte Energiezufuhr erreichen, die sich u.a. in einem relativ feinkörnigen Gefüge bei den oben genannten Werkstoffen zeigt. Außerdem ist der Verzug bei dieser Strahlart äußerst gering.

An der Anlage der Firma Zeiss sind theoretisch 64 verschiedene Kombinationen von Perioden- und Impulslängen einstellbar, wie aus Tabelle 2 hervorgeht. Ein großer Teil ist aus folgenden Gründen unrealistisch:

1. Tastverhältnisse  $< 2$  sind nicht einstellbar
2. Bei Frequenzen  $< 45$  Hz geht der kontinuierliche Schweißvorgang bei Schweißgeschwindigkeiten  $> 20$  mm in ein Punktschweißen über.
3. Bei Tastverhältnissen  $> 10$  verspritzt und verdampft ein großer Teil des Materials in der Schweißnaht.

Von den sinnvollen Tastverhältnissen wurden folgende im Hinblick auf den Konzentrationsverlauf in der Schweißnaht untersucht: Bei konstanter Beschleunigungsspannung (130 kV) und Schweißgeschwindigkeit (20 mm/s) ist zunächst die Impulsfrequenz von 2800 Hz ebenfalls konstant geblieben und nur die Impulslänge variiert, während anschließend verschiedene Periodenfrequenzen und Impulslängen untersucht sind.

Bei einer Frequenz von 2800 Hz und einer Impulslänge von 0,05 ms stellt sich der in den Abb. 17a-c gezeigte Konzentrationsverlauf ein. Die Schwankungen innerhalb der Plateaus und die Unterschiede in den drei Ebenen sind beträchtlich. Bei einer Impulslänge von 0,08 ms sind die Höhen der Plateaus in den drei

Ebenen nicht so sehr verschieden (s. Abb. 18a-c). Außerdem sind geringere Konzentrationsschwankungen innerhalb der Plateaus zu verzeichnen. Einen ähnlichen Verlauf haben die Konzentrationskurven bei einer Impulslänge von 0,15 ms, so daß auf eine Darstellung verzichtet wird. Die Schwankungen innerhalb des Plateaus nehmen weiter ab. Der Konzentrationsverlauf in den verschiedenen Materialtiefen ist einheitlicher.

Werden die Impulslängen bei derselben Frequenz weiter erhöht, so ergibt sich ein Tastverhältnis  $\ll 2$ , das nicht zu realisieren ist. Um mit größeren Impulslängen arbeiten zu können, muß die Impulsfrequenz erniedrigt bzw. die Periodenlänge erhöht werden. Bei einer Frequenz von 1000 Hz und einer Periodenlänge von 0,4 ms sind sehr gleichmäßige Plateaus mit sehr geringen Schwankungen zu erreichen, besonders dann, wenn die Schweißgeschwindigkeit auf 20 mm/s reduziert wird. Mit diesen Parametern sind die in Abb. 7-12 gezeigten Konzentrationskurven zu beobachten. Eine weitere Verringerung der Periodenfrequenz ist nicht zweckmäßig, da die Schwankungen innerhalb der Plateaus wieder größer werden. Die Abb. 19 zeigt den Konzentrationsverlauf bei 400 Hz und einer Impulslänge von 0,4 ms. Die Schwankungen nehmen mit steigendem Tastverhältnis erheblich zu.

Außerdem wurde noch untersucht, ob die Konzentrationskurven am Anfang, in der Mitte und am Ende der geschweißten Bleche ähnlich sind. Dazu wurden drei Proben von einer 100 mm langen Schweißnaht (eine größere Länge konnte bei der verwendeten Vorrichtung nicht eingespannt werden) in jeweils 50 mm Abstand entnommen. Die Abb. 20a-c zeigen einen sehr einheitlichen Konzentrationsverlauf. Sowohl die Höhen als auch die Neigungen der Plateaus sind nur geringfügig verschieden. Die Konzentrationschwankungen liegen ebenfalls in den gleichen Grenzen.

### 3.2 Das Schweißen von Werkstoffkombinationen, bei denen spröde intermetallische Phasen auftreten

Im folgenden sollte geprüft werden, inwieweit die im Abschnitt 3.1

ermittelten Zusammenhänge auf solche Werkstoffkombinationen sich übertragen lassen, bei denen in der aufgeschmolzenen Zone intermetallische Verbindungen auftreten. Das ist z.B. beim Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan der Fall. Diese Kombination wurde deshalb ausgewählt, weil die bei dieser Verbindung entstehende Schweißnaht außerordentlich spröde ist, so daß die Bleche bereits wenige Sekunden nach Beendigung des Schweißvorganges zerspringen. Außerdem sind die Schmelzpunkte beider Werkstoffe nur wenig verschieden - ein Umstand, der in Abschnitt 4 ausführlich zu erörtern ist, da sich bei Kombinationen mit sehr unterschiedlichen Schmelzpunkten ein prinzipiell anderer Konzentrationsverlauf einstellt. Außerdem sind die dabei entstehenden binären Verbindungen recht gut bekannt.

Da Angaben über die entsprechenden ternären Systeme und solche mit noch größerer Anzahl von Legierungselementen kaum zu finden sind, ist man gezwungen, von den binären Zustandsdiagrammen auszugehen. Dabei ist jedoch grundsätzlich zu beachten, daß die Angaben nur für Gleichgewichtszustände gelten. Diese Bedingungen liegen beim Schweißen nur in Ausnahmefällen vor, weil die Abkühlzeiten insbesondere beim Elektronenstrahlschweißen so extrem kurz sind, daß gewisse Reaktionen (z.B. peritektische Umwandlungen) nicht immer ablaufen können. Darauf wird in den Abschnitten 3.3.7 ausführlich eingegangen.

Aus den Phasendiagrammen für binäre Verbindungen geht hervor, daß beim Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan die kongruent schmelzenden Verbindungen  $\text{TiFe}_2$  und  $\text{TiNi}_3$ , sowie die inkongruent schmelzenden Verbindungen  $\text{Ti}_2\text{Ni}$ ,  $\text{TiFe}$  und  $\text{TiCr}_2$  entstehen können. Eine weitere Verbindung  $\text{Ti}_2\text{Fe}$  dagegen kann noch nicht als endgültig gesichert betrachtet werden. Es ist jedoch wahrscheinlich, daß außer diesen binären Verbindungen auch noch ternäre und quarternäre Verbindungen auftreten. Phasendiagramme über die Systeme Fe-Ti-Ni, Ti-Ni-Cr und Fe-Ti-Cr bzw. Fe-Ni-Cr-Ti sind nicht bekannt.

### 3.2.1 Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan ohne Zwischenfolie

Wegen der intermetallischen Verbindungen ist zu erwarten, daß eine spröde Schweißnaht entsteht. Die Versuche bestätigen dies im vollen Umfang. Wenn man einen Dauerstrahl mit Ablenkung in Schweißrichtung bzw. mit kreisförmiger Ablenkung verwendet, so ist die Schweißnaht so spröde, daß die Bleche bereits wenige Sekunden nach Beendigung des Schweißvorganges während des Abkühlens zerspringen. Auch bei einem Dauerstrahl ohne Ablenkung sind die Ergebnisse ähnlich schlecht. Die Proben überstehen zwar die Abkühlung. Sie zerspringen aber häufig während des Ausspannens aus der Schweißvorrichtung. Lediglich bei einem gepulsten Strahl gelingt eine Verbindung, jedoch sind oft Risse in der Naht zu beobachten. Auch durch systematische Änderung der Schweißparameter in einer größeren Versuchsreihe (ca. 100 Untersuchungen) lassen sich keine duktileren Schweißnähte mit nennenswerten Biegewinkeln erreichen.

Diese Ergebnisse sind zu verstehen, wenn man die Lage der intermetallischen Verbindungen in den Zustandsdiagrammen und den Konzentrationsverlauf in der Schweißnaht berücksichtigt. Trifft der Elektronenstrahl genau auf die Stoßfuge, so werden Titan und Stahl etwa im gleichen Verhältnis aufgeschmolzen. Es wird sich der in Abb. 9 gezeigte Konzentrationsverlauf einstellen mit einem Plateau bei ca. 50% Titan (die Konzentrationskurven für CrNi 18 8-Ti bzw. Fe-Ti sind deshalb nicht aufgeführt, weil sie sich nur unwesentlich von den in Abb. 7-12 gezeigten Kurven unterscheiden). Das heißt aber, daß die kritischen Konzentrationen für FeTi und NiTi praktisch über die gesamte Schweißnahtbreite erreicht werden. Sind die Schwankungen innerhalb des Plateaus groß, was besonders bei kreisförmiger Ablenkung des Strahles der Fall ist (vergl. Abb. 13), so können außerdem die intermetallischen Verbindungen  $Ti_2Ni$ ,  $TiFe_2$  und  $TiNi_3$  auftreten.

Nach den Untersuchungen im Abschnitt 3.1 müßte es günstiger sein, wenn man den Strahl 0,1 - 0,2 mm neben der Stoßfuge auf-

treffen läßt, weil dann ähnlich wie in Abb. 7 und Abb. 12 ein sehr großer Konzentrationsprung von 10 auf 100% bzw. 0 auf 90% stattfindet. Die kritischen Konzentrationen für die intermetallischen Phasen fallen dann in den steilen Anstieg und bleiben auf sehr schmale Bereiche der Schweißnaht beschränkt. Außerdem sind nach 3.1.2 solche Schweißparameter anzuwenden, bei denen

- a) der Konzentrationsverlauf in jeder Materialtiefe der Probe etwa gleich ist;
- b) die Schwankungen innerhalb der Plateaus sehr gering sind, um nicht in die kritischen Konzentrationsbereiche der intermetallischen Phasen zu gelangen.

Das ist z.B. der Fall, wenn man einen gepulsten Strahl mit einer Periodenlänge von 1 ms und einer Impulslänge von 0,4 ms (Tastverhältnis 2,5) und Schweißgeschwindigkeiten von 20-40 mm/s benutzt. Verwendet man einen solchen Elektronenstrahl, der außerdem noch 0,1 - 0,2 mm neben der Stoßfuge auftrifft, so erreicht man in der Tat gute rißfreie Verbindungen mit Biegewinkeln bis zu 40°.

Diese Verbesserung geht besonders eindrucksvoll aus den Härtekurven hervor. Abb. 21 zeigt den Verlauf der Vickershärte an einer Probe, die bereits in der Schweißnaht gerissen ist. (U = 130 kV,  $I_S = 1,1$  mA, v = 10 mm/s, Längsp. = 3,0 mm). Ein Teil der Schweißnaht hat noch Kontakt zum Stahl, ist aber von mehreren Rissen durchzogen, während der Rest der Naht in kleine Teile zersprungen ist. Die Härte steigt auf der Stahlseite auf über 1000 kp/mm<sup>2</sup>, nimmt wieder ab und steigt zur Mitte der Naht nochmals an. An kleinen Teilen, die noch an der Titanseite hafteten, sind noch höhere Härtewerte zu beobachten. Diese spröde Schweißnaht tritt auf, wenn der Auftreffpunkt des Elektronenstrahls genau auf der Stoßfuge liegt und der Strahl in Schweißrichtung abgelenkt ist. Trifft ein gepulster Strahl auf die

Stoßfuge, so liegen die Härtewerte niedriger, und die Probe zerspringt nicht während des Abkühlens (s. Abb. 22). Ausgesprochene Härtemaxima treten hierbei nicht mehr auf. Trotzdem ist die Naht noch sehr spröde ( $V = 130 \text{ kV}$ ,  $I_S = 1,3 \text{ mA}$ ,  $v = 20 \text{ mm/s}$ ,  $L_P = 1 \text{ ms}$ ,  $L_I = 0,4 \text{ ms}$ ).

In der Abb. 23 dagegen liegt der Auftreffpunkt des Elektronenstrahls  $0,15 \text{ mm}$  neben der Stoßfuge im austenitischen Stahl. Im Konzentrationsverlauf müßte - ähnlich wie in Abb. 12 - auf der Titanseite ein Sprung von 0 auf 80% erfolgen und die spröden Phasen in den steilen Anstieg fallen. Das ist nach Abb. 23 tatsächlich der Fall. Der größte Teil der Schweißnaht bleibt vollkommen duktil. Die Härtewerte liegen bei denen der Ausgangsmaterialien, da oberhalb 80% Ti keine intermetallischen Phasen auftreten können. Nur in einem sehr schmalen Bereich (ca.  $30 \mu\text{m}$ ), in dem der Anstieg von 0 auf 80% erfolgt, treten Härtewerte von  $800 \text{ kp/mm}^2$  auf. Um zu klären, welche Verbindungen zu diesen hohen Härtewerten führen, wurde reines Eisen und Nickel mit Titan geschweißt. Dabei zeigte sich, daß sowohl im System Eisen-Titan, als auch im System Nickel-Titan Härten über  $1000 \text{ kp/mm}^2$  zu verzeichnen sind.

Aus den Abb. 21 - 23 geht hervor, daß es nicht genügt, durch Auftreffen des Strahles neben der Stoßfuge einen Konzentrationsverlauf mit einem Plateau oberhalb der intermetallischen Verbindungen zu erzielen. Zusätzlich müssen die Schwankungen innerhalb des Plateaus sehr gering sein, um nicht nachträglich kritische Konzentrationsbereiche zu durchlaufen. Weiterhin ist dafür zu sorgen, daß der Konzentrationsverlauf in jeder Materialtiefe etwa derselbe ist. Beides ist durch geeignete Schweißparameter zu erreichen.

### 3.2.2 Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan unter Verwendung einer Zwischenfolie

Der kleine Biegewinkel von  $40^\circ$  beim Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan führte zu Untersuchungen, die Duktili-

tät der Schweißnaht durch eine Zwischenlage aus einem dritten Werkstoff zu verbessern. Bekanntlich ist dazu ein solches Material auszuwählen, das mit den angrenzenden Werkstoffen keine intermetallischen Phasen bildet.

Wenn die Zwischenlage eine Dicke von einigen Millimetern hat, so ist das Schweißen trivial. Es wird zunächst Werkstoff A mit der Zwischenlage C und diese anschließend in einem zweiten Arbeitsgang mit Werkstoff B geschweißt. Es ist aber sehr oft der Fall, daß dieser dritte Werkstoff nur in ganz geringen Mengen vorliegen darf, weil er ein ganz anderes Festigkeits-, Korrosions- oder Bestrahlungsverhalten zeigt als die Werkstoffe A und B und die Zwischenlage auf weniger als 1 mm Dicke zu reduzieren ist. Mit dem Elektronenstrahl ist es prinzipiell möglich, durch Verwendung einer Zwischenlage von nur wenigen Zehntelmillimeter Dicke beide Werkstoffe mit einer Schweißnaht zu verbinden. Trotzdem findet man in der Literatur nur wenige Beispiele, bei denen es gelungen ist, sehr verschiedene Werkstoffe in einem Arbeitsgang so zu schweißen, daß eine duktile Schweißnaht entsteht.

Als Zwischenlage zum Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan wurde Vanadium ausgewählt, da aus den binären Zustandsdiagrammen hervorgeht, daß dieser Werkstoff mit Titan und dem Hauptlegierungselement des Stahls, dem Eisen, keine intermetallischen Phasen bildet. Nur bei Temperaturen  $< 1200^{\circ}\text{C}$  entsteht im System Fe-V über einen größeren Konzentrationsbereich die  $\sigma$ -Phase. Inwieweit sich das Chrom störend auswirkt, ist schwer vorherzusagen. Ähnliches gilt auch für Nickel-Vanadium. Zunächst wurden Folien von 0,3-0,7 mm Dicke zwischen Stahl und Titan gelegt und unter Verwendung eines Dauerstrahles mit und ohne Ablenkung geschweißt. Obwohl Schweißgeschwindigkeit, Strahlstrom und Hochspannung systematisch geändert wurden, ließ sich kein Biegewinkel feststellen. Genauso negativ sind die Ergebnisse, wenn man mit einem gepulsten Strahl arbeitet. In diesem Fall kann die Foliendicke nicht größer als 0,3 mm gewählt werden, weil die



Schweißnahtbreite kleiner als bei einem Dauerstrahl ist.

Bei gleichzeitigem Aufschmelzen von Stahl, Folie und Titan ist trotz Folie nicht zu verhindern, daß eine gewisse direkte Vermischung von Titan und Stahl auftritt. Dies zeigt sich auch bei den Härtemessungen, wie aus Abb. 24 hervorgeht. Auf der Stahl-Seite steigt die Härte auf  $800 \text{ kp/mm}^2$  an, während die Werte in der restlichen Schweißnaht deutlich darunter liegen.

### 3.2.3 Doppelschweißungen an austenitischem Stahl mit Titan unter Verwendung einer Zwischenfolie

Wesentlich bessere Ergebnisse sind zu erreichen, wenn die 0,3 mm dicke Vanadinfolie unter Verwendung eines gepulsten Strahles beiderseits mit den angrenzenden Werkstoffen geschweißt wird, also zunächst mit Stahl und anschließend mit Titan. ( $U = 140 \text{ kV}$ ,  $I_S = 1,3 \text{ mA}$ ,  $v = 20 \text{ mm/s}$ ,  $L_P = 0,36 \text{ ms}$ ,  $L_I = 0,15 \text{ ms}$ ). Auf diese Weise lassen sich Biegewinkel  $> 180^\circ$  erreichen. Die Zugfestigkeit derartiger Proben ist ebenfalls sehr gut. Der Mittelwert von 4 Proben liegt bei  $46,8 \text{ kp/mm}^2$ , während bei Vergleichsschweißungen an reinem Titan ein Mittelwert von  $47,2 \text{ kp/mm}^2$  gefunden wird.

Die Abb. 25 zeigt den entsprechenden Härteverlauf, wobei die Maximalwerte nur bei ca.  $250 \text{ kp/mm}^2$  liegen. In dem gezeigten Beispiel ist zu erkennen, daß die Folie ober- und unterhalb herausragt. Das ist zunächst eine Vorsichtsmaßnahme gewesen, um zu verhindern, daß eine teilweise Vermischung von Stahl mit Titan stattfindet. Auch bei einer Folienhöhe von 0,6 mm (Materialdicke von Stahl und Titan 0,5 mm) sind Biegewinkel  $> 180^\circ$  zu beobachten. Benutzt man dagegen einen Dauerstrahl mit und ohne Ablenkung, so gelingt das Verschweißen der Folie weniger gut (vgl. Tab. 3), auch wenn man die Folienstärke wegen der breiteren Schweißnähte auf 0,5 - 0,7 mm erhöht. Die beobachteten Biegewinkel liegen dann nur zwischen  $15$  und  $90^\circ$ .

Voraussetzung für große Biegewinkel ist allerdings, daß die Stoßkanten beider Werkstoffe gut bearbeitet sind, damit die Folie genau senkrecht zwischen den beiden Blechen liegt. Außerdem ist darauf zu achten, daß der mittlere Teil der Folie beim beiderseitigen Schweißen nicht aufgeschmolzen wird. Dies läßt sich umso leichter erreichen, je kleiner der Abstand Fokussierungslinse-Werkstück ist, dann fallen die Schweißnähte schmäler (0,2 - 0,3 mm) aus, und die Placierung der Probe unter dem Strahl ist wegen der größeren Helligkeit im Beobachtungssystem genauer.

### 3.2.4 Schweißen von Inconel mit Titan unter Verwendung zweier Zwischenfolien

Unter Verwendung einer Vanadinfolie ließen sich die Eisen-Nickel-Legierungen gut mit Titan schweißen. Das gilt auch für Legierungen mit höheren Nickelgehalten, wie z.B. X8CrNiNb 16 13, X8CrNiMoNb 16 16 und X4CrNiNb 20,25. Bei Legierungen vom Incoloy-Typ mit Nickelgehalten von ca. 30% und besonders bei Nickelbasislegierung vom Inconel-Typ mit 60-75% Ni gehen die Biegewinkel trotz Vanadinfolie auf  $0^\circ$  zurück. Die Schweißnaht zum Inconel versprödet wahrscheinlich wegen Reaktionen zwischen Nickel und Vanadium. Bei der Kombination Inconel-Titan dürfte es schwer sein, einen Werkstoff zu finden, der mit den angrenzenden Werkstoffen keine intermetallischen Phasen bildet. Dasselbe gilt für alle Kombinationen von Nickelbasislegierungen mit Zirkon, Tantal, Niob und Molybdän bzw. deren Legierungen.

Bei solchen Kombinationen ist eine Verbesserung der Duktilität der Schweißnaht möglich, wenn man zu der Vanadinfolie, die eine Verbindung zum Titan ermöglicht, eine weitere Folie aus Eisen einbringt, weil dabei weder mit dem Inconel noch mit der Vanadinfolie intermetallische Phasen gebildet werden. Für das Schweißen dieser Kombination sind dann also 3 Arbeitsgänge erforderlich, und zwar die Verbindung Titan-Vanadiumfolie, Vanadiumfolie-Eisenfolie und Eisenfolie-Inconel.

Eine auf diese Weise hergestellte Verbindung von Inconel X 550 mit Titan ist in der Abb. 26 zu sehen. ( $U = 135 \text{ kV}$ ,  $I_S = 1,0 \text{ mA}$ ,  $v = 20 \text{ mm/s}$ ,  $L_P = 0,36 \text{ ms}$ ,  $L_I = 0,15 \text{ ms}$ ). Aus den Härtewerten geht hervor, daß alle drei Schweißnähte duktil sind. Das zeigt sich im Biegeversuch durch einen Winkel  $> 180^\circ$ . Die aufgetragene Meßstrecke verdeutlicht, daß die drei Schweißnähte nur wenig breiter ausfallen als eine normale Schweißnaht. Sollte das Absinken der Härte in den beiden Folien nachteilig sein, so kann man Eisen durch austenitischen Stahl und Vanadium durch die Legierung VTi3 ersetzen. Dadurch wird gleichzeitig die Zugfestigkeit der geschweißten Verbindung erheblich erhöht.

### 3.2.5 Das gleichzeitige Ausführen mehrerer Schweißnähte

Ein gewisser Nachteil dieser Methode besteht darin, daß alle Schweißungen einzeln vorgenommen werden. Schon beim Schweißen einer Folie durch zwei Nähte kann es passieren, daß zwar die erste Naht gelingt, daß aber der Elektronenstrahl bei der zweiten Naht zu weit in das eine oder andere Material eindringt, wodurch die Verbindung mißlingt. Diese Möglichkeit nimmt mit steigender Folienzahl zu. Diese Gefahr ist geringer, wenn man einen gepulsten Strahl folgender Art verwendet:

Der Elektronenstrahl trifft zunächst auf die Stoßfuge Titan-Vanadium, wie es in Abb. 27a dargestellt ist. Nach einer durch die Impulsfrequenz festgelegten Zeit wird der Strahl abgeschaltet. Im Augenblick des Abschaltens erfolgt eine Potentialänderung an einem Ablenssystem,<sup>1)</sup> so daß der Strahl beim nächsten Einschalten soweit seitlich versetzt ist, daß er auf die Stoßfuge Eisen-Vanadium trifft. Nach Beendigung des zweiten Impulses gelangt der Strahl durch eine weitere Ablenkung auf die Stoßfuge Eisen-Inconel. Am Ende des dritten Impuls wird das Ablenkpotential aufgehoben und der Strahl kann in die Ausgangslage zurückkehren, so daß er beim vierten Impuls wieder die Stoßfuge Titan-Vanadium trifft.

---

1) Das entsprechende Ablenssystem wurde in Zusammenarbeit mit dem Labor für Elektronik und Meßtechnik entwickelt.

Das je Schweißspur auftretende Tastverhältnis hängt somit von der Anzahl der Spuren ab, d.h., je größer diese ist, umso ungünstiger wird das Verhältnis Perioden- zu Impulslänge durch die immer größer werdenden Impulspausen. Um bei mehreren Schweißspuren die gleichen räumlichen Impulsabstände wie bei einer Einzelspur zu erhalten, wird die Werkstückgeschwindigkeit  $v_w$ , die normalerweise gleich der Schweißgeschwindigkeit  $v$  ist, um den Faktor der Spurenzahl  $n$  verringert ( $v_w = v \cdot \frac{1}{n}$ ) und gleichzeitig der Elektronenstrahl kontinuierlich entgegengesetzt zur Werkstückbewegung während jeweils eines Schweißzyklus mit der Geschwindigkeit  $v_s = v \left( 1 - \frac{1}{n} \right)$  bewegt.

In Abb. 27b ist ein Beispiel gezeigt, Legt man eine Schweißgeschwindigkeit  $v = 30$  mm/s zugrunde, so beträgt bei drei Spuren die Werkstückgeschwindigkeit 10 mm/s, die Geschwindigkeit des Strahls entgegengesetzt zur Werkstückbewegung 20 mm/s. Wie in Abb. 27a wird der Strahl nach dem ersten und zweiten Impuls seitlich abgelenkt. Hebt man nach dem dritten Impuls beide Ablenkfelder auf, so wird der in seine Ausgangslage zurückkehrende Strahl beim vierten Impuls in die Spur des ersten Impulses fallen, aber wegen der geringeren Werkstückgeschwindigkeit in einem kürzeren Abstand vom Impuls 1. Durch geeignete Wahl von Werkstückvorschub und Strahlgeschwindigkeit läßt sich somit bei gleicher zeitlicher Impulsfolge unabhängig von der Spurenzahl jedes beliebige Tastverhältnis pro Schweißspur erreichen; insbesondere tritt bei einer Strahlgeschwindigkeit  $v_s = 2v \left( 1 - \frac{1}{n} \right)$  eine lückenlose Impulsfolge auf. Schaltungstechnisch ergeben sich eine Vielzahl von Möglichkeiten. Z.B. kann die Aufhebung des Ablenkpentials nach jedem Einzelimpuls oder erst nach mehreren Zyklen erfolgen. Außerdem kann die Bewegung des Elektronenstrahls nicht nur entgegengesetzt zur Werkstückbewegung stattfinden, sondern auch gleichgerichtet sein.

Auf eine Schaltungsart sei noch eingegangen, die technisch recht bedeutungsvoll ist. Wenn beim Schweißen von Werkstoffkombinationen mehrere Folien erforderlich sind, die sich hinsichtlich

Schmelzpunkt, Wärmeleitfähigkeit und spezifischer Wärme sehr unterscheiden, so ist bei der Folie mit höherem Schmelzpunkt eine größere Strahlleistung erforderlich als bei der Folie mit dem niederen Schmelzpunkt. Nun kann die Leistung der Einzelpulse während eines Zyklus nicht verändert werden. Eine Leistungsdosierung läßt sich jedoch dadurch erzielen, daß mehr Spuren eingestellt werden, als Schweißnähte erforderlich sind, wobei eine oder mehrere Spuren den Abstand Null voneinander haben. Dazu ein leicht überschaubares Beispiel:

Wenn man Stahl mit Tantal über eine Vanadiumfolie als Zwischenschicht schweißen will, so ist auf der Tantaloseite eine größere Leistung notwendig als auf der Stahlseite. Obwohl nur zwei Schweißnähte erforderlich sind, nämlich je eine links und rechts der Folie, kann man drei Schweißspuren einstellen, wobei die Spuren 2 und 3 den Abstand Null haben und praktisch übereinander fallen (zeitlich gesehen hintereinander liegen). Dadurch ist die Einwirkungsdauer des Strahls auf der Tantaloseite doppelt so groß als auf der Stahlseite.

Die auf diese Weise vorgenommene gleichzeitige Ausführung mehrerer Schweißnähte hat folgende Vorteile:

- 1) Unabhängig von der Folienganzahl ist nur ein Arbeitsgang erforderlich.
- 2) Es braucht praktisch nur die 1. Spur genau ausgerichtet werden.
- 3) Der Verzug am Werkstück wird geringer sein, als wenn mehrere Schweißnähte nacheinander einzeln geschweißt werden.

Bei der Verwirklichung der oben beschriebenen Strahlablenkung traten eine Reihe von Problemen auf. So erwies sich das in der Schweißanlage ES 1013 eingebaute Ablenkensystem wegen seiner hohen Induktivität als viel zu träge. Durch Einbau einer Ablenkeinheit mit einer Induktivität von 15 mH ließen sich Impulsfre-

quenzen bis 3000 Hz beherrschen. Weitaus schwieriger ist es, den Impuls im richtigen Augenblick (d.h. in den Impulspausen) seitlich abzulenken, zumal sich die Impulssteuerung für den Wehnelt-Zylinder auf Hochspannungspotential (70-150 kV), die Spule für die Ablenkung des Strahls auf Erdpotential befindet. Die Synchronisierung der Impulse mit denen des Ablenksystems ist deshalb wichtig, weil der Strahl gesperrt sein muß, wenn die seitliche Ablenkung erfolgt. Andernfalls würde die Folie niederschmelzen und eine direkte Vermischung der Materialien stattfinden, was zum Entstehen spröder intermetallischer Phasen führt.

Eine gute Synchronisierung läßt sich auf folgende Weise erreichen: Die Sperrung des Elektronenstrahls nach dem ersten Impuls erfolgt dadurch, daß eine negative Spannung an den Wehnelt-Zylinder gelangt. Im gleichen Augenblick wird im Hochspannungsteil (Ölkasten) von einer Gallium-Phosphid-Diode bzw. Xenon-Entladung ein Lichtblitz erzeugt. Dieser Lichtblitz gelangt über einen Lichtleiter (Plexiglas) auf einen Silizium-Phototransistor mit Impulsverstärker, der sich wegen der Isolierung durch den Glasstab auf Erdpotential befindet. Der Transistor wiederum wandelt die Lichtblitze in elektrische Impulse um, welche die Strahlablenkung steuern, so daß der Elektronenstrahl beim zweiten Impuls in der zweiten Schweißspur auftrifft.

Die Anstiegszeit des Lichtblitzes in einer Gallium-Phosphid-Diode ist außerordentlich kurz. Sie beträgt Bruchteile einer Mikrosekunde. Nachteilig wirkt sich die kleine Lichtausbeute von ca.  $700 \mu \text{Ln}$  infolge der geringen Kristallgröße von  $0,4 \times 0,4 \text{ mm}$  bei einer Wellenlänge von  $0,6 \mu \text{m}$  aus. Deshalb wurde die Diode durch eine Xenon-Entladung ersetzt, deren Leuchtfläche ca.  $1 \text{ cm}^2$  beträgt. Die Emissionslinien liegen dabei vorwiegend im sichtbaren Gebiet. Die maximale Lichtemission ist zwar erst nach ca.  $5 \mu \text{s}$  erreicht. Sie liegt jedoch noch unter der Umschaltzeit des Transistors von  $\sim 20 \mu \text{s}$ . Diese Zeiten sind kurz genug, da bei einer maximalen Impulsfrequenz von 2800 Hz

180  $\mu$ s für die Ablenkung zur Verfügung stehen. Nicht zu vernachlässigen ist die dabei erzeugte Wärme, die pro Lichtblitz ca. 1 mWs beträgt, was bei der Frequenz von 2800 Hz fast 3 Watt Dauerleistung entspricht. Das ist jedoch noch ohne zusätzliche Kühlung zu beherrschen.

### 3.2.6 Duktile Schweißverbindungen ohne Zwischenfolie

Aus den in Abschnitt 3.1 gezeigten Konzentrationskurven geht hervor, daß sehr große Konzentrationssprünge in der Schweißnaht zu erzielen sind, wenn der Elektronenstrahl 0,1 - 0,2 mm neben der Stoßfuge auftrifft, sowie ein sehr gleichmäßiger Konzentrationsverlauf in jeder Materialtiefe bei geeigneten Schweißparametern. Daraus wurde geschlossen, daß sich die intermetallischen Phasen auf sehr schmale Bereiche der Schweißnaht beschränken lassen. In Abschnitt 3.2.1 ließ sich an drei Beispielen demonstrieren, daß dadurch die Härte in der Schweißnaht beeinflusst werden kann. Allerdings ist der erreichte Biegewinkel von  $40^\circ$  beim Schweißen von austenitischem Stahl mit Titan noch nicht befriedigend. An einem Beispiel soll deshalb ausführlich dargestellt werden, wie sich die Lage des Auftreffpunktes des Strahls und verschiedene Schweißparameter auf den Härteverlauf in der Schweißnaht auswirken. Zu diesem Zweck wurde austenitischer Stahl mit der Vanadinbasislegierung XVTi 90 10 (Firmenbezeichnung V10Ti) geschweißt, die für die Brennelemententwicklung eines Schnellen Brutreaktors sehr interessant ist.

Trifft ein Dauerstrahl ohne Ablenkung genau auf die Stoßfuge, so brechen die Proben beim Ausspannen aus der Schweißvorrichtung. Bei einer zusätzlichen Ablenkung reißen sie bereits während des Abkühlens. Etwas besser sind die Ergebnisse, wenn ein gepulster Strahl auf die Stoßfuge trifft, obwohl auch dabei noch eine spröde Schweißnaht entsteht, wie aus Abb. 28 hervorgeht ( $U = 105$  kV,  $I_S = 2,4$  mA,  $v = 40$  mm/s,  $L_P = 1$  ms,  $L_I = 0,4$  ms). Der Biegewinkel beträgt  $0^\circ$ . Die Schweißnaht wird jedoch vollkommen duktil, wenn der Auftreffpunkt nur 0,1 und 0,15 mm im Stahl liegt. Diese entscheidende Verbesserung geht aus den

Abb. 29 - 30 besonders eindrucksvoll hervor. Die Biegewinkel betragen  $140$  bzw.  $180^\circ$ . Diese gute Verbindung wird auch im Zugversuch durch einen Mittelwert von  $61,1 \text{ kp/mm}^2$  bestätigt, wobei die Bleche einige Millimeter neben der Schweißnaht im Stahl gerissen sind. Bei noch größeren Abständen von der Stoßfuge sind die Bleche nicht mehr einwandfrei verbunden.

Trifft derselbe Strahl  $0,1$ ;  $0,15$  und  $0,2 \text{ mm}$  im V10Ti auf, so ist eine sehr spröde Schweißnaht zu beobachten, wie aus den Abb. 31 - 33 hervorgeht. In allen drei Fällen beträgt der Biegewinkel  $0^\circ$ , wenn auch die Härte mit steigendem Abstand abnimmt. Wird anstelle des gepulsten Strahles ein Dauerstrahl ( $U = 120 \text{ kV}$ ,  $I_s = 1,3 \text{ mA}$ ,  $v = 15 \text{ mm/s}$ ) verwendet, dessen Auftreffpunkt  $0,1 \text{ mm}$  im Stahl liegt, so entsteht eine extrem spröde Schweißnaht, wie die Abb. 34 zeigt. Die Härtewerte in der aufgeschmolzenen Zone liegen um  $1500 \text{ kp/mm}^2$ . Danach ist es nicht verwunderlich, daß die Bleche während des Abkühlens zerspringen. Bei größeren Abständen des Auftreffpunktes von der Stoßfuge ist die Verbindung zwischen den Blechen ungenügend.

Ebenso spröde Schweißnähte sind zu beobachten, wenn der Strahl  $0,1$ ;  $0,15$  und  $0,2 \text{ mm}$  im V10Ti auftrifft. Die Abb. 35 - 37 zeigen die gemessenen Härtewerte. Auch hier zerspringen die Proben unmittelbar nach dem Schweißen. Genauso schlecht sind die Ergebnisse, wenn ein Dauerstrahl mit Längspendelung neben der Stoßfuge auftrifft. Daraus ist zu erkennen, daß der Auftreffpunkt nicht allein entscheidend für eine duktile Schmelzzone ist. Genauso wichtig sind geeignete Schweißparameter.

Die Ergebnisse sind wegen der besseren Übersicht in Tabelle 4 zusammengefaßt, wobei gleichzeitig die einzelnen Schweißparameter angegeben sind. Hieraus ist außerdem zu ersehen, daß bei ungünstigeren Tastverhältnissen wesentlich kleinere Biegewinkel auftreten, obgleich der Strahl  $0,15 \text{ mm}$  im Stahl auftrifft. Der Biegewinkel beträgt  $0^\circ$ , wenn der Auftreffpunkt im V10Ti liegt. Es sei daran erinnert, daß bei diesen Perioden- und



Impulslängen stärkere Schwankungen in den Konzentrationskurven zu beobachten sind. Außerdem zeigt sich ein unterschiedlicher Konzentrationsverlauf in verschiedenen Materialtiefen.

Aus diesen Beispielen geht hervor, daß auch ohne Zwischenlage vollkommen duktile Schweißnähte zu erreichen sind. Das gelingt selbst bei noch recht komplizierteren Systemen. Abschließend ein Beispiel dazu. Die Abb. 38 zeigt das Zustandsdiagramm von Aluminium-Zirkon. Dabei treten insgesamt neun intermetallische Phasen auf, und zwar sowohl kongruent als auch inkongruent schmelzende Verbindungen. An dieser Kombination wurde ebenfalls eine vollkommen duktile Schweißverbindung mit einem Biegewinkel über  $180^\circ$  erreicht.

#### 2.7 Schweißen von Aluminium mit Vanadium

Das Schweißen von Aluminium mit Vanadium ist deshalb interessant, weil alle intermetallischen Phasen durch eine peritektische Reaktion entstehen (s. Abb. 39). Sie liegen im Bereich von 8 - 40 Atom-% Vanadium. Außer den Verbindungen  $V_5Al_8$  und  $VA_3$  treten die restlichen Phasen bei relativ niedrigen Temperaturen auf. Deshalb ist zu erwarten, daß Systeme mit peritektischen Phasen ein ganz anderes Schweißverhalten zeigen als solche mit kongruent schmelzenden intermetallischen Verbindungen. Erstere werden viel stärker davon abhängen, in welcher Weise die zum Schmelzen erforderliche Energie zugeführt ist bzw. wie rasch die Abkühlung erfolgt, während die Mischungsverhältnisse weniger von Bedeutung sind. Danach müßte man beim Schweißen von Aluminium mit Vanadium auch dann duktile Nähte bekommen, wenn der Elektronenstrahl genau auf die Stoßfuge trifft, was bei kongruent schmelzenden Verbindungen nicht der Fall ist.

Aus diesem Grund wurden die Bleche mit einem gepulsten Strahl geschweißt, und zwar mit einer relativ großen Geschwindigkeit von 40 mm/s; d.h. die Energiezufuhr ist nur auf sehr kleine Materialbereiche konzentriert. ( $U = 105$  kV,  $I_S = 2,0$  mA,  $L_P = 1$  m s,  $L_I = 0,4$  m s). Aus der Abb. 40 geht hervor, daß

auf diese Weise tatsächlich eine vollkommen duktile Schweißnaht zu erreichen ist. Die Härtewerte liegen nur wenig oberhalb des Aluminiums. Der Biegewinkel beträgt über  $180^{\circ}$ . Wird die Geschwindigkeit bei demselben gepulsten Strahl auf 15 mm/s verringert, so ist die Energie pro Flächeneinheit größer. Dadurch ist die gesamte Erwärmung der Bleche stärker. Die Abkühlung erfolgt weniger rasch. Die Reaktionszeit für die bereits ausgeschiedenen Mischkristalle mit der Schmelze nimmt entsprechend zu. Abb. 41 läßt einen deutlichen Härteanstieg erkennen.

Bei einem Dauerstrahl ist die Energie weniger stark konzentriert und die Erwärmung der Bleche noch größer als bei einem gepulsten Strahl. Damit ist eine weitere Zunahme der Abkühlzeit verbunden. Das wirkt sich im Biegewinkel dahingehend aus, daß der Winkel auf ca.  $100^{\circ}$  zurückgeht. Wenn man den Elektronenstrahl zusätzlich mit einer Frequenz von 50 Hz in Schweißrichtung ablenkt, so wird das Material vor dem Aufschmelzen bereits aufgewärmt. Dann erfolgt das Schmelzen, während der Strahl nach dem Erstarren nochmals über die bereits geschweißte Stelle fährt. Dadurch werden wesentlich größere Materialbereiche erwärmt. Die Abkühlung verläuft entsprechend langsamer. Bei einer derartigen Strahlführung gehen die Biegewinkel weiter bis auf  $0^{\circ}$  zurück, teilweise sind sogar Risse zu beobachten. Das ist auch der Fall, wenn der Elektronenstrahl während des Schweißens eine kreisförmige Bewegung ausführt.

### 3.3 Verbindungsschweißungen an dickeren Werkstoffen und Rohren

Um zu prüfen, ob sich die an 0,5 mm dicken Blechen gemachten Erfahrungen auch auf dickere Werkstoffkombinationen übertragen lassen, wurden zur Ermittlung des Konzentrationsverlaufes in der aufgeschmolzenen Zone zunächst wieder austenitischer Stahl mit Inconel 600 geschweißt, und zwar in Dicken von 3 mm, 5 mm und 10 mm. Für die Änderung der Schweißparameter gibt es bedeutend weniger Möglichkeiten als bei dünnen Werkstoffen. So wird man bei Materialdicken  $> 5$  mm selten mit Schweißgeschwindigkeiten über 10 mm/s arbeiten. Außerdem ist eine Strahlablenkung

in Schweißrichtung oder senkrecht dazu unzweckmäßig, da die Eindringtiefen entsprechend geringer sind. Die Hochspannung kann praktisch nur noch zwischen 130 und 150 kV variieren. Bei niedrigeren Beschleunigungsspannungen wären zur Erreichung dieser Eindringtiefen höhere Strahlströme als 20 mA erforderlich.

Damit bleiben für verschiedene Strahlarten nur der Dauerstrahl ohne Ablenkung und der gepulste Strahl übrig. Doch auch bei gepulstem Elektronenstrahl stehen relativ wenig Variationsmöglichkeiten zur Verfügung, weil Eindringtiefen von mehr als 5 mm bei den meisten Tastverhältnissen nicht erreichbar sind. Das liegt daran, daß die effektiven Strahlströme bei Tastverhältnissen  $> 5$  stark anwachsen. Bei einem eingestellten (mittleren) Strahlstrom von 10 mA und einem Tastverhältnis von 10 müßten z.B. 100 mA fließen. Für derartige Ströme ist die Kathode nicht ausgelegt.

Wegen der in Abschnitt 2.5 genannten Gründe konnten die 3-10 mm dicken Proben noch nicht systematisch untersucht werden. Lediglich von einigen 5 und 10 mm dicken Proben liegen Ergebnisse vor. Den Konzentrationsverlauf des Eisens zeigt die Abb. 42 a und b. ( $U = 150$  kV,  $I_s = 5,5$  mA,  $v = 5$  mm/s,  $L_p = 0,36$  m s,  $L_T = 0,15$  m s). Daraus ist zu erkennen, daß sich bei diesen Materialdicken ebenfalls große Konzentrationssprünge erreichen lassen, wenn der Strahl 0,2 mm neben der Stoßfuge auftrifft. Die Schwankungen innerhalb der Plateaus sind sehr gering. Besonders wichtig ist, daß der Konzentrationsverlauf in den verschiedenen Materialtiefen außerordentlich gut übereinstimmt, wenn ein gepulster Strahl verwendet wird. In den Abb. 42a und b ist die Schweißnaht mit der Mikrosonde jeweils 0,5 mm von der Blecheober- bzw. Blechunterseite abgetastet worden.

Auf Grund des Konzentrationsverlaufes kann deshalb mit einer gewissen Berechtigung geschlossen werden, daß sich die an 0,5 mm dicken Blechen gemachten Erfahrungen auch auf dickere Werkstoffe übertragen lassen, so daß auch daran duktile Schweißungen möglich

erscheinen. Die Bestätigung dieser Vermutung ist aus folgendem Grund noch nicht möglich gewesen: Es war beabsichtigt, größere Materialdicken durch Aufeinanderlegen von 0,5 mm dicken Blechen aufzubauen und diese zu schweißen. Dazu wären bei 5 mm Dicke je 10 Einzelbleche erforderlich. Es ist jedoch nicht möglich, die 20 Bleche an der Stoßfuge genau auszurichten und einzuspannen. Meistens sind sie gegeneinander etwas versetzt, wenn auch nur 0,05 - 0,1 mm. Das ist jedoch genau dasselbe, als ob sich die Lage des Auftreffpunktes des Strahles von der Stoßfuge um diesen Betrag ändert. Damit stellt sich in den verschiedenen Materialtiefen nach Abb. 7 - 12 ein unterschiedlicher Konzentrationsverlauf ein, und es ist nicht gewährleistet, daß der Konzentrationsprung in jeder Materialtiefe groß genug ist, damit die intermetallischen Phasen auf sehr kleine Bereiche der Schweißnaht beschränkt bleiben. Um einwandfreie, reproduzierbare Ergebnisse zu erhalten, ist es zweckmäßig, die Untersuchungen an kompakten Proben vorzunehmen.

Die Untersuchungen an Rohren zeigen, daß auch hier große Konzentrationssprünge wie an Blechschweißungen zu erzielen sind. Die Versuche wurden an Inconel-600-Rohren der Abmessung 7 x 0,4 mm vorgenommen, in die Stopfen aus austenitischem Stahl eingesetzt sind. An der normalen Stopfenausführung (Abb. 43a) besteht die Gefahr, daß die Vermischung im unteren Bereich der Schweißnaht anders ist als in der Mitte bzw. im oberen Bereich, weil ein gewisser Teil des Stopfenmaterials unter der Stoßfuge ebenfalls aufschmilzt. Die Abb. 44 bestätigt diese Vermutung. ( $U = 130$  kV,  $I_G = 0,5$  mA,  $v = 4,4$  mm/s,  $a. = 0,1$  mm im Inconel). Die ausgezogene Kurve zeigt den Konzentrationsverlauf in der Mitte der Schweißnaht, die gestrichelte Kurve den Verlauf im unteren Teil der Naht. Aus letzterem geht hervor, daß im unteren Bereich ein größerer Eisenanteil vorliegt. Aus der Differenz der Plateauhöhen kann man den zusätzlich aufgeschmolzenen Anteil ermitteln. Dieser Anteil hängt von der Eindringtiefe und den Schweißparametern ab. Ein wesentlich gleichmäßiger Konzentrationsverlauf läßt sich erreichen, wenn in den

Stopfen eine Nut von ca.  $60^\circ$  eingedreht ist (vergl. Abb. 43b). Dann werden sich ähnliche Mischungsverhältnisse wie bei stumpfgeschweißten Blechen einstellen. Die Abb. 45 zeigt den Konzentrationsverlauf, wenn ein gepulster Strahl wie oben 0,15 mm von der Stoßfuge im Inconel 600 auftrifft. Dieser Verlauf stimmt in den verschiedenen Materialtiefen sehr gut überein, so daß in diesem Beispiel auf eine getrennte Darstellung verzichtet ist.

Im Abschnitt 2.5 ist ausgeführt, daß der Elektronenstrahl bei einer Rundnaht nicht plötzlich abgeschaltet werden soll, weil sonst ein starker Endkrater entsteht. Wenn die Strahlstromstärke jedoch langsam verringert wird, ist es nicht zu vermeiden, daß Teile der Rundnaht nochmals aufgeschmolzen werden. Dieser Vorgang ist bezüglich der Vermischung kein Nachteil, sondern ein Vorteil, wie aus Abb. 46 hervorgeht. Die gestrichelte Kurve zeigt den Konzentrationsverlauf der einmal aufgeschmolzenen Bereiche der Schweißnaht, der nicht unerhebliche Schwankungen aufweist, während nach der ausgezogenen Kurve eine Glättung erfolgt ist, wenn Bereiche der Schweißnaht ein zweites Mal aufgeschmolzen sind. Hinsichtlich der Vermischung bestehen demnach keine Bedenken, die Strahlstromstärke langsam zu verringern.

### 3.4 Die thermische Stabilität der Schweißverbindungen

Aus dem Abschnitt 3.2 und den Tabellen 5 und 6 geht hervor, daß sich beim Schweißen unterschiedlicher Werkstoffe duktile Verbindungen erreichen lassen. Es erhebt sich nun die Frage, ob solche Materialkombinationen auch bei höheren Temperaturen einsetzbar sind. Bei Temperaturen in der Größenordnung  $T_S/2$  kann sich der beim Schweißen hinsichtlich des Auftretens von intermetallischen Phasen erzielte günstige Konzentrationsverlauf je nach Materialkombination durch Diffusion ändern. Dabei ist besonders interessant, ob die steilen Konzentrations sprünge erhalten bleiben. Außerdem ist zu berücksichtigen, daß die Schweißnaht beim Elektronenstrahlschweißen sehr rasch abkühlt, so daß inkongruent schmelzende intermetallische Phasen, die durch die rasche Abkühlung zunächst unterdrückt sind, bei einer nachfol-

genden Glühung entstehen können.

Um eine Vorstellung von den Konzentrationsänderungen zu bekommen, wurde eine hohe Versuchstemperatur von  $1000^{\circ}\text{C}$  und Glühzeiten von einer und 50 Stunden gewählt. Abgesehen davon, daß eine Reihe von Versuchsmaterialien bei dieser Temperatur ausfällt, ist zu beachten, daß die Mischkristalle ein von der jeweiligen Konzentration abhängiges Schmelzpunktsintervall besitzen, das sehr oft unter denen der beiden Ausgangswerkstoffe liegt. So beträgt der Schmelzpunkt des Eutektikums von Eisen-Zirkon nur  $934^{\circ}\text{C}$ , während  $1534^{\circ}\text{C}$  und  $1860^{\circ}\text{C}$  die Schmelzpunkte von Eisen und Zirkon sind. Auch die Schmelzpunkte der intermetallischen Phasen liegen oft unter denen der Kombinationspartner.

An zwei Beispielen soll die Änderung des Konzentrationsverlaufes bei  $1000^{\circ}\text{C}$  und einer Glühzeit von 50 Stunden gezeigt werden. Nach dem Schweißen von Stahl mit Tantal stellt sich ein Konzentrationsverlauf ein, wie er in Abb. 47 dargestellt ist. ( $U = 105 \text{ kV}$ ,  $I_S = 2,4 \text{ mA}$ ,  $v = 40 \text{ mm/s}$ ,  $L_P = 1 \text{ ms}$ ,  $L_I = 0,4 \text{ ms}$ ,  $a = 0,15 \text{ mm}$  im Stahl). Auf der Tantalseite ist ein Konzentrationsprung von 0 auf 70% zu verzeichnen. Nach der Glühung wird der in Abb. 48 gezeigte Konzentrationsverlauf beobachtet. Zwischen beiden Konzentrationskurven ist praktisch kein Unterschied festzustellen. Das ist auch zu erwarten, wenn man eine Abschätzung des über Diffusion zurückgelegten Weges nach der Beziehung  $X \sim \sqrt{Dt}$  vornimmt. Dabei ist  $X$  der Diffusionsweg in cm,  $D$  der Diffusionskoeffizient bei  $1000^{\circ}\text{C}$  in  $\text{cm}^2/\text{s}$  und  $t$  die Glühzeit in Sekunden. Legt man einen Diffusionskoeffizienten  $D_{1000^{\circ}\text{C}}$  von  $10^{-11} \text{ cm}^2/\text{s}$  zugrunde, so erhält man nach einer Glühzeit von 50 Stunden einen Diffusionsweg von  $\sim 10^{-2} \text{ mm}$ .

Größere Abweichungen treten dagegen beim Schweißen von Stahl mit V10Ti auf, wobei dieselben Parameter wie in Abb. 47 verwendet sind. Nach Abb. 49 erfolgt auf der V10Ti-Seite ein sehr steiler Konzentrationsprung, der nach der Glühung (s. Abb. 50) weniger steil verläuft. Außerdem sind die Konzentrationsschwankungen in der Schweißnaht größer geworden, das Plateau liegt

etwas tiefer und die aufgeschmolzene Zone erscheint breiter. Man muß jedoch berücksichtigen, daß eine solche Werkstoffkombination kaum bei dieser hohen Temperatur eingesetzt wird, weil Zugfestigkeit und Streckgrenze der Ausgangsmaterialien oberhalb  $800^{\circ}\text{C}$  stark zurückgehen.

Interessant als Vergleich dazu ist der Härteverlauf. Durch Verlagerung des Elektronenstrahls in den austenitischen Stahl und durch geeignete Schweißparameter ist erreicht, daß die aufgeschmolzene Zone nach Abb. 51 sehr duktil ist. Die intermetallischen Phasen sind auf sehr enge Bereiche an der V10Ti-Seite (dort erfolgt der steile Konzentrationsprung) beschränkt. Nach einer Glühung von einer Stunde bei  $1000^{\circ}\text{C}$  diffundiert Eisen aus der Schweißzone in die Vanadinlegierung und umgekehrt. An dieser Stelle sind die kritischen Konzentrationsbereiche für die spröden Phasen zuerst erreicht. Das zeigt sich in einem starken Härteanstieg, wie aus Abb. 52 hervorgeht. Die Abkühlzeit betrug 12 Stunden. Nach einer Glühzeit von 50 Stunden ist im linken Teil der Naht eine weitere Versprödung zu beobachten (vergl. Abb. 53). Wird die Probe nach 50 Stunden sofort abgeschreckt, so bleibt nach Abb. 54 der größte Teil der Schweißnaht duktil. Nur auf der rechten Seite ist eine schmale spröde Zone zu beobachten.

Daraus kann geschlossen werden, daß bereits nach einer Stunde am rechten Rand der Naht eine oder mehrere intermetallische Verbindungen entstehen. Darauf deutet auch der weniger steile Anstieg im Konzentrationsverlauf nach der Glühung hin. Dagegen sind in der Mitte und auf der linken Seite der aufgeschmolzenen Zone inkongruent schmelzende Phasen entstanden, die sich während der langsamen Abkühlung bilden, bei  $1000^{\circ}\text{C}$  jedoch nicht beständig sind. Welche Phasen das sind, läßt sich bei einem solchen Mehrstoffsystem nur sehr schwer sagen. Daraus könnte der Schluß gezogen werden, daß der günstige Konzentrationsverlauf, den man zwar beim Schweißen erreichen kann, deshalb überflüssig wird, weil bei hohen Einsatztemperaturen und langsamer Abkühlung nachträglich intermetallische Phasen entstehen. Das ist jedoch nur

bei sehr hohen Temperaturen der Fall. Das zeigt die Abb. 55. Wird dieselbe Verbindung 500 Stunden bei 700°C geglüht, so bleibt diese auch bei einer langsamen Abkühlung vollkommen duktil.

#### 4. Diskussion der Versuchsergebnisse

Der Ausgangspunkt, wie eine Beeinflussung der intermetallischen Verbindungen möglich erscheint, sind Überlegungen über die Vermischung zweier Werkstoffe in der aufgeschmolzenen Zone gewesen. Darüber sind in der Literatur nur wenige Angaben zu finden. Die mit der Mikrosonde vorgenommenen Untersuchungen über die Vermischung, sowie deren Beeinflussung, sind die Voraussetzung dafür, daß es gelingt, auch sehr unterschiedliche Werkstoffe über Schmelzschweißverfahren zu verbinden, bei denen bisher spröde Phasen auftraten. Die im Abschnitt 3.1 genannten Ergebnisse über die Lage des Auftreffpunktes, sowie der übrigen voneinander unabhängigen Schweißparameter, lassen sich folgendermaßen zusammenfassen:

- a) Je nach Wahl des Auftreffpunktes des Elektronenstrahls und entsprechender Schweißparameter läßt sich praktisch jeder Konzentrationsverlauf erzielen.
- b) Es können sehr steile Konzentrationsgradienten auf extrem kleinen Bereichen der Schweißnaht ( $< 10 \mu\text{m}$ ) erreicht werden, wobei der Sprung entweder auf der linken oder der rechten Seite der Naht liegen kann (vergl. Abb. 7 und 12).
- c) Die Höhe der Plateaus bzw. die Größe der Konzentrationssprünge hängt ab von der Lage des Auftreffpunktes im jeweiligen Material.
- d) Die Konzentrationsschwankungen innerhalb der aufgeschmolzenen Zone, sowie der einheitliche Verlauf an der Blechoberseite, Blechmitte und Blechunterseite hängen von den Schweißparametern ab.



Für die Schweißparameter lassen sich folgende Zusammenhänge angeben:

- 1) Bei einer Ablenkung des Elektronenstrahls während des Schweißens in Schweißrichtung (Längspendelung) oder senkrecht dazu (Querpendelung) bzw. bei einer kreisförmigen Ablenkung, treten zum Teil erhebliche Schwankungen innerhalb der Plateaus auf. Die Höhe der Plateaus ist in verschiedenen Materialtiefen sehr unterschiedlich.
- 2) Wird ein Dauerstrahl ohne Ablenkung benutzt, so sind die Schwankungen innerhalb der Plateaus wesentlich geringer und die Höhe der Plateaus in verschiedenen Materialtiefen weniger unterschiedlich.
- 3) Der einheitlichste Konzentrationsverlauf mit geringen Schwankungen läßt sich bei gepulstem Strahl erreichen, wenn Impulsfrequenzen von 1000-3000 Hz, Schweißgeschwindigkeiten von 20-40 mm/s und das Tastverhältnis nicht wesentlich größer als 2 ist. Größere Tastverhältnisse und Impulsfrequenzen  $< 45$  Hz sind nicht zweckmäßig.

Vergleicht man die bei verschiedenen Schweißparametern auftretenden Konzentrationskurven, so läßt sich für einen günstigen Konzentrationsverlauf (hinsichtlich des Auftretens intermetallischer Phasen) bei Schweißungen mit der Zeiss-Anlage ES 1013 folgende Faustformel angeben:

$$7 \cdot 10^2 < U \cdot I \cdot v \cdot \frac{L_P}{L_I} < 3 \cdot 10^3 \left[ \frac{\text{Watt} \cdot \text{cm}}{\text{s}} \right]$$

U = Beschleunigungsspannung [V]

I = Strahlstrom [A]

v = Schweißgeschwindigkeit [cm/s]

L<sub>P</sub> = Periodenlänge [ms]

L<sub>I</sub> = Impulslänge [ms]

$\frac{L_P}{L_I}$  = Tastverhältnis

Aus dieser Beziehung folgt sofort, daß eine zusätzliche Ablenkung des Strahls mit einer Frequenz von 50 Hz während des Schweißens (ganz gleichgültig, ob in Schweißrichtung oder senkrecht dazu, bzw. bei einer kreisförmigen Ablenkung) ungünstig ist, weil die Leistung  $U \cdot I$  auf einen größeren Bereich verteilt ist. Die aufgebrachte Leistung reicht dann nicht mehr aus, in jeder Materialtiefe gleiche Anteile beider Werkstoffe aufzuschmelzen. Das ist vor allem der Fall, wenn beide Werkstoffe sehr unterschiedliche Schmelzpunkte besitzen. Außerdem wird durch die Strahlpendelung eine zusätzliche Verwirbelung der Schmelze erreicht. Dadurch können die kritischen Konzentrationsbereiche für die intermetallischen Verbindungen in der gesamten Schweißnaht leichter erreicht sein.

Was angestrebt wird, ist ein sehr kurzzeitiges, plötzliches Aufschmelzen und ein ebenso rasches Erstarren, damit sich die Werkstoffe nur wenig vermischen, und die Vermischung nur in solchen Konzentrationsbereichen stattfindet, in der keine spröden Phasen auftreten. Das ist aber sicher bei einem gepulsten Strahl der Fall, wie auch aus der obigen Beziehung hervorgeht. Die effektive Leistung bei einem solchen Strahl ist höher als die eingestellte mittlere Leistung. Daher ist ein gleichzeitiges Aufschmelzen in größeren Materialtiefen möglich. Dieses kurzzeitige Schmelzen und Erstarren ist besonders deshalb erwünscht, weil dadurch viel weniger Zeit für die Bildung von inkongruent schmelzenden Phasen zur Verfügung steht.

Dies würde jedoch bedeuten, daß es günstiger ist, ein möglichst großes Tastverhältnis zu wählen. Das ist jedoch nicht zweckmäßig, weil bei großen Tastverhältnissen ( $\sim 10$ ) die Energiezufuhr so konzentriert ist, daß mehr von einem Trennvorgang als von einem Schweißvorgang zu sprechen ist. Ein erheblicher Teil des aufgeschmolzenen Materials verspritzt. Die Schwankungen innerhalb der Konzentrationsplateaus werden wieder größer (vergl. Abb. 19). Deshalb ist in der vorher genannten Beziehung zusätzlich eine obere Grenze von  $3 \cdot 10^3 \left[ \frac{\text{Watt} \cdot \text{cm}}{\text{s}} \right]$  angegeben. Dieser Wert ist natürlich keinesfalls eine Definition für den Übergang vom

Schweißen zum Trennen. Es ist lediglich eine individuelle Feststellung aus den Konzentrationskurven, bei der nicht zulässige Konzentrationschwankungen zu beobachten sind.

Im Abschnitt 3.1 ist angegeben, daß von beiden Werkstoffen gleiche Anteile aufgeschmolzen werden, wenn der Strahl genau auf die Stoßfuge trifft. Dies gilt jedoch nur für solche Werkstoffkombinationen, die etwa gleiche Schmelzpunkte besitzen. Das ist beim Schweißen von Eisen mit Tantal nicht der Fall. Trifft der Elektronenstrahl 0,2 mm von der Stoßfuge entfernt im Tantal auf, ( $U = 105 \text{ kV}$ ,  $I_S = 2,4 \text{ mA}$ ,  $v = 40 \text{ mm/s}$ ,  $L_P = 1 \text{ ms}$ ,  $L_I = 0,4 \text{ ms}$ ), werden nach Abb. 56a etwa gleiche Teile aufgeschmolzen. Liegt der Auftreffpunkt genau auf der Stoßfuge, so wird nach Abb. 56b wesentlich weniger Tantal aufgeschmolzen. Es gelingt bei dieser Verbindung praktisch nicht, sehr große Tantalanteile aufzuschmelzen. Dazu müßte der Strahl noch weiter im Tantal auftreffen. Dann ist jedoch keine ausreichende Verbindung zwischen Tantal und Eisen zu beobachten, da der Strahldurchmesser  $\leq$  dem Abstand von der Stoßfuge ist. Dieser Effekt wird dadurch verstärkt, daß der Elektronenstrahl keine scharfbegrenzte Fläche gleicher Energiedichte ist. Vielmehr entspricht der Energieverlauf einer Gaussverteilung, wobei es sinnvoll ist, die Halbwertsbreite als Strahldurchmesser zu definieren. Diese Gaussverteilung tritt jedoch nur bei einem gut justierten Strahl auf.

Beim Schweißen von Eisen mit Tantal ist eine weitere interessante Erscheinung zu beobachten. Hierbei treten die Konzentrationssprünge nicht nur an den Schweißnahträndern auf, sondern teilweise in der Schweißnaht, wie aus Abb. 56a hervorgeht. Das ist sicher darauf zurückzuführen, daß die Tantalschmelze von  $3000^\circ\text{C}$  sehr rasch erstarrt. Für eine homogene Durchmischung des Schmelzbades steht nicht mehr genügend Zeit zur Verfügung. Ausserdem zeigt sich, daß fast nur Eisen aufgeschmolzen wird, wenn man den Strahl während des Schweißens ablenkt. Selbst bei einem Dauerstrahl ohne Ablenkung schmilzt kaum ein nennenswerter Tantalanteil auf, auch wenn der Strahl mehr in Tantal auftrifft. Die dabei erzielten Energiedichten reichen bei diesen hohen

Schmelzpunkten und Schmelzpunktsdifferenzen nicht aus. Besonders starke Konzentrationsabweichungen traten dabei in verschiedenen Materialtiefen auf. Hier zeigt sich besonders auffällig der große Vorteil des gepulsten Strahls, der einen einigermaßen einheitlichen Konzentrationsverlauf in verschiedenen Materialtiefen ermöglicht.

Die verschiedenen Schmelzpunkte sind nicht allein verantwortlich für ungleich aufgeschmolzene Anteile. Außerdem müssen Wärmeleitfähigkeit, Schmelzwärme und spezifische Wärme beider Werkstoffe berücksichtigt werden. Das geht aus einem anderen Beispiel hervor. So ist beim Schweißen von Aluminium mit Vanadium viel leichter ein größerer Vanadinanteil aufzuschmelzen, obwohl die Schmelzpunktsdifferenz ebenfalls ca.  $1400^{\circ}\text{C}$  beträgt. Trifft der Strahl  $0,1\text{ mm}$  im Vanadium auf, so wird nach Abb. 57a ( $U = 105\text{ kV}$ ,  $I_S = 2\text{ mA}$ ,  $v = 40\text{ mm/s}$ ,  $L_P = 1\text{ ms}$ ,  $L_I = 0,4\text{ ms}$ ,  $a = 0,1\text{ mm}$  im Vanadium) mehr Vanadium aufgeschmolzen, als es bei Tantal der Fall ist, während fast nur Aluminium aufgeschmolzen wird, wenn der Auftreffpunkt  $0,1\text{ mm}$  im Aluminium liegt (Abb. 57b). Eine Abschätzung der aufgeschmolzenen Anteile ist nicht einfach, zumal sich die spezifische Wärme bei einigen Werkstoffen sehr stark mit der Temperatur ändert und bei Materialien mit hohem Schmelzpunkt (Tantal!) eine große Wärmeabfuhr über Strahlung erfolgt. Es gehen weitere Faktoren ein, wie z.B. die Menge der verdampften Anteile, der Wärmeübergang an der Einspannung, der bei einem weichen Material besser ist als bei einem harten Material, so daß es schwierig ist, von der zugeführten Energie und dem Auftreffpunkt des Elektronenstrahls auf die Größe der jeweils aufgeschmolzenen Anteile zu schließen.

Im Abschnitt 3.1 ist angegeben, daß sehr große Konzentrations-sprünge auftreten, wenn der Strahl  $0,2\text{ mm}$  neben der Stoßfuge auftrifft. Für die Praxis ist von Bedeutung, mit welcher Genauigkeit diese Strahleinstellung zu erreichen ist, damit die kritischen Konzentrationsbereiche bei Materialkombinationen mit spröden Phasen über- bzw. unterschritten werden können. Hier

spielt die Beobachtungseinrichtung an der Elektronenstrahl-schweißanlage eine entscheidende Rolle. Der ursprünglich angebrachte Einblick erwies sich als ungeeignet, weil die Helligkeit am Objekt mit zunehmendem Werkstückabstand stark abnimmt. Dieser Umstand ist bei runden Proben besonders störend. Durch Verwendung einer von der Firma Zeiss entwickelten neuen Beobachtungseinrichtung ist die Genauigkeit der Werkstückpositionierung entscheidend verbessert. So bereitet es bei einer genügend großen Untersetzung des Antriebes für den Werkstücktransport keine Schwierigkeiten, die Stoßfuge unter dem Fadenkreuz bis auf  $\pm 0,01$  mm auszurichten.

Schwieriger ist die Fixierung des Elektronenstrahls, weil es sich dabei um keine scharf begrenzte, leuchtende Fläche handelt. Zwei Ursachen führen an den Schweißanlagen häufig zu einer ungenauen Einstellung:

- a) Das Wolframstück, auf dem die Strahleinstellung und die Strahlfokussierung erfolgt, befindet sich nicht auf gleicher Höhe wie das Werkstück.
- b) Das Wolfram weist eine große Zahl von Kratern auf (bei zu häufiger Benutzung). Fällt der Elektronenstrahl auf einen Kratertrand, so erscheint er verzerrt, und die Fokussierung und Justierung des Strahls ist ungenau.

Die Fixierung des Elektronenstrahls erscheint noch verbesserungsfähig. Durch Verwendung eines Okularmikrometers ist zu hoffen, daß sich für die Fixierung des Strahls dieselbe Genauigkeit erreichen läßt wie bei der Werkstückpositionierung.

Vielleicht erscheinen die Maßnahmen hinsichtlich der Positionierung von Werkstück und Elektronenstrahl als sehr aufwendig. Es ist jedoch zu bedenken, daß das Elektronenstrahl-Schweißverfahren ein Präzisionsverfahren darstellt. Wenn an die Genauigkeit der geschweißten Werkstücke sehr große Anforderungen bezüglich Verzug, Schrumpfung, Achsabweichung und Durchmesser-toleranz gestellt werden, die bei Brennelementen z.B. ca.

+ 20  $\mu\text{m}$  betragen, so ist dies ohne entsprechenden Aufwand bei der mechanischen Bearbeitung der Proben und deren Positionierung beim Schweißen nicht zu erreichen.

Solche Präzisionsschweißungen sind mit anderen Schmelzschweißverfahren kaum zu erreichen, am ehesten vielleicht noch durch das Plasmaschweißen. Das zeigen einige Vergleichsschweißungen nach dem WIG-Verfahren, die vorgenommen wurden, um den Konzentrationsverlauf in der aufgeschmolzenen Zone zu ermitteln. Zu diesem Zweck wurden Bleche von 0,5 mm Dicke ohne Zusatzwerkstoff stumpf geschweißt. Um manuelle Fehlerquellen weitgehend auszuschalten, erfolgten alle Schweißungen mit einem automatischen Vorschub unter Verwendung von Argon als Schutzgas. Als praktisch einziger Parameter bezüglich des Aufschmelzens steht die Schweißgeschwindigkeit zur Verfügung, da die Stromstärke bei vorgegebener Geschwindigkeit nur wenig geändert werden kann.

Die Untersuchungen an WIG-Schweißungen zeigen, daß es sehr schwierig ist, einen bestimmten Konzentrationsverlauf in der aufgeschmolzenen Zone zu erzielen. Das geht aus den Abb. 58 und 59 hervor. Zur Erreichung eines großen Konzentrationsprunges befindet sich die Wolframelektrode nicht genau über der Stoßfuge, sondern mehr über dem Stahl. (Stromstärke 8 A,  $v = 1 \text{ mm/s}$ ,  $a = 0,7 \text{ mm}$ , 3 l Argon/min). Der Konzentrationsverlauf in Abb. 58 zeigt einen entsprechend hohen Eisenanteil. Ein ganz anderer Verlauf ist in Abb. 59 zu beobachten, obwohl es sich um dieselbe Schweißnaht handelt. Die untersuchte Stelle ist etwa 10 mm davon entfernt. Hier stellt sich kein Plateau ein, sondern es erfolgt ein kontinuierlicher Übergang vom Inconel zum Stahl. Es ist zu beachten, daß der Übergang in Wirklichkeit wesentlich flacher erfolgt, weil der Maßstab der Meßstrecke wegen der breiteren Schweißnaht geändert werden mußte.

Der Konzentrationsverlauf ist nicht immer so ungünstig. Meistens bleibt zwar ein Konzentrationsprung erhalten, jedoch ist die Höhe der Plateaus verschieden. Die Schwankungen sind bei Geschwindigkeiten von 1-3 mm/s relativ gering. Das liegt sicher

daran, daß bei diesen kleinen Geschwindigkeiten (im Vergleich zu den Elektronenstrahlschweißungen) genügend Zeit für eine vollständige Vermischung zur Verfügung steht. Deshalb sind auch keine größeren Unterschiede in verschiedenen Materialtiefen zu beobachten, zumindest nicht bei dieser Abmessung und Materialkombination.

Der unterschiedliche Konzentrationsverlauf an verschiedenen Stellen der Schweißnaht ist ein großer Nachteil bei WIG-Schweißungen. Die Plateauhöhe, die ein Maß für die Anteile der jeweils aufgeschmolzenen Komponenten ist, schwankt teilweise in Abständen von nur wenigen Millimetern um 20%, obwohl der automatische Vorschub für eine gleichmäßige Bewegung längs der Stoßfuge sorgt und sich beide Werkstoffe im Schmelzpunkt, in der Wärmeleitfähigkeit und spezifischer Wärme nur wenig unterscheiden. Die Abweichungen längs der Schweißnaht werden hauptsächlich dadurch hervorgerufen, daß der Lichtbogen nicht gleichmäßig zwischen Schweißprobe und Wolframelektrode brennt, sondern während des Schweißvorganges je nach dem Ionisierungsgrad der Atmosphäre in der Umgebung der Elektrode wandert. Damit ist eine entsprechende Änderung der Zusammensetzung der Schweißnaht verbunden. Diese Auswanderung des Lichtbogens senkrecht zur Vorschubrichtung ist an den geschweißten Blechen deutlich zu erkennen. Brennt dieser Lichtbogen genau über der Stoßfuge beider Werkstoffe, so sind jeweils 50% aufgeschmolzen. Beträgt die seitliche Auswanderung nur 0,2 mm bei einer Schweißnahtbreite von 2 mm, so verhalten sich die aufgeschmolzenen Anteile etwa wie 2:3 bzw. 3:2, wenn der Lichtbogen 0,2 mm in entgegengesetzter Richtung auswandert. Dies führt zu erheblichen Konzentrationsänderungen längs der Schweißnaht.

Es muß jedoch eingeräumt werden, daß die ca. 30 Untersuchungen über den Konzentrationsverlauf bei WIG-Schweißungen kein endgültiges Urteil hinsichtlich der Anwendung dieses Verfahrens bei Materialkombinationen erlauben. Es ist durchaus denkbar, daß sich eine größere Stabilität des Lichtbogens und eine Verbesserung der Vorrichtung für den automatischen Vorschub vor-

teilhaft auf die Ergebnisse auswirken werden. Allerdings wird das nur bei Werkstoffkombinationen mit ähnlichem Schmelzpunkt, ähnlicher Wärmeleitfähigkeit und spezifischer Wärme der Fall sein. Bei größeren Werkstoffdicken und sehr unterschiedlichen Schmelzpunkten ist das Elektronenstrahlschweißen wegen der wesentlich höheren Energiedichte und der genaueren Strahljustierung auf dem Werkstück günstiger. Außerdem kommt hinzu, daß die konzentrierte Energiezufuhr auf kleine Materialbereiche beschränkt bleibt und die damit verbundene rasche Abkühlung hinsichtlich der Entstehung inkongruent schmelzender intermetallischer Verbindungen von großem Vorteil ist. Das zeigt sich bereits bei Parallelversuchen an einer Elektronenstrahlschweißanlage mit niedriger Beschleunigungsspannung. Das unterschiedliche Aufschmelzen der Werkstoffe, besonders am Anfang und Ende der Schweißnaht, infolge der geringeren Energiedichte und die stärkere Erwärmung der Probe wegen des größeren Strahldurchmessers, beginnen sich bereits auszuwirken.

Aus dem Konzentrationsverlauf in Abb. 7 und 12 wurde geschlossen, daß sich die intermetallischen Phasen durch große Konzentrations sprünge auf sehr schmale Bereiche der Schweißnaht beschränken lassen. Die Bestätigung erfolgte durch den Härteverlauf in der aufgeschmolzenen Zone (Abb. 30). Die Phasen sind so schmal, daß sie zwischen die im Abstand von 50  $\mu\text{m}$  gelegenen Härteeindrücke fallen. Diese Reduzierung der spröden Bereiche ist besonders eindrucksvoll, wenn man Querschliffe von den Proben anfertigt. Die Abb. 60a zeigt ein Schliffbild von der Kombination Stahl-V10Ti mit dem Härteverlauf nach Abb. 30. Auf der linken Seite befindet sich der austenitische Stahl. Aus der Größe der Härteeindrücke geht hervor, daß die Schweißnaht etwa die gleiche Härte aufweist wie die beiden Ausgangsmaterialien. Nur in einem extrem schmalen Bereich an der V10Ti-Seite ist die spröde Phase mit einer Breite von ca. 2  $\mu\text{m}$  zu erkennen, und zwar vorwiegend im oberen Teil des Bleches. Zur Blechmitte wird der Bereich immer mehr eingeschnürt, bis er schließlich unterbrochen ist. Die Einschnürung im oberen Teil der Naht ist bei einer stärkeren Vergrößerung noch deutlicher zu erkennen



(Abb. 60). Eine solche starke Reduzierung der intermetallischen Phasen, die schließlich zu einer Unterbrechung führt, muß angestrebt werden. Dann sind Biegewinkel  $> 180^\circ$  zu erreichen. Bei vielen Materialkombinationen läßt sich die aufgeschmolzene Zone nur sehr schwer anätzen. Es ist jedoch bei Härtemessungen von großem Vorteil, wenn das Gefüge deutlich hervortritt, damit man erkennt, ob schmale, spröde Phasen zwischen den Härteeindrücken liegen.

Welche intermetallischen Phasen in diesem Bereich auftreten, kann nicht gesagt werden, da das Zustandsdiagramm dieses Fünstoffsystems nicht bekannt ist. An einer anderen Kombination sind die Verhältnisse übersichtlicher. Deshalb sei dieses Beispiel in diesem Zusammenhang erwähnt. Im Zustandsdiagramm Eisen-Tantal tritt nur eine kongruent schmelzende intermetallische Verbindung  $TaFe_2$  bei ca. 33 Atom-% bzw. 61 Gew.-% Tantal auf. Nach Abb. 61 zeigt der größte Teil der Schweißnaht eine Härte von ca.  $800 \text{ kp/mm}^2$ . ( $U = 120 \text{ kV}$ ,  $I_s = 1,3 \text{ mA}$ ,  $v = 15 \text{ mm/s}$ ,  $a = 0,1 \text{ im Ta}$ ). Auf der Tantalseite ist ein unterschiedlich breiter Bereich mit einer Vickershärte von ca.  $1500 \text{ kp/mm}^2$  zu beobachten. Daraus ist nun keinesfalls zu schließen, daß es sich dabei um zwei verschiedene Phasen handelt. Vielmehr ist die Anreicherung der intermetallischen Phase im engen Bereich nahezu 100%, während sie in der übrigen Schweißnaht ca. 50% beträgt.

Diese Schweißung ist mit einem Dauerstrahl ohne Ablenkung ausgeführt, dessen Auftreffpunkt  $0,1 \text{ mm}$  im Tantal liegt. Wegen der geringeren Energiedichte gegenüber einem gepulsten Strahl ergibt sich eine sehr ungleichmäßige Naht. Im oberen Teil ist wesentlich mehr Eisen aufgeschmolzen als unten. Deshalb ist die Zusammensetzung in verschiedenen Materialtiefen sehr unterschiedlich. Solche Schweißparameter führen zu einem ungünstigen Konzentrationsverlauf, wie auch aus der auf Seite 43 angegebenen Beziehung hervorgeht.

In der Tabelle 4 sind die erreichten Biegewinkel in Abhängigkeit von den Schweißparametern und der Lage des Auftreffpunktes zu-

sammengestellt. Dabei fällt auf, daß der Bruch im V10Ti zu beobachten ist, wenn der Auftreffpunkt des Elektronenstrahls im Stahl liegt und umgekehrt. Dieser Sachverhalt ist leicht zu erklären, wenn man die Position des Strahles und den sich dabei einstellenden Konzentrationsverlauf aufträgt. In Abb. 62a liegt der Hauptanteil des Strahles im Stahl. Demzufolge wird vorwiegend Eisen aufgeschmolzen. Die Eisenkonzentration steigt auf der V10Ti-Seite stark an, bleibt in der Schweißnaht etwa konstant und erreicht auf der Stahl-Seite den endgültigen Wert von ca. 70%. Die kritischen Konzentrationen für intermetallische Phasen, die vorwiegend im mittleren Bereich liegen, werden demnach auf der linken Seite durchlaufen. Deshalb bricht die Probe auf dieser Seite. In der Abb. 62b ändert sich die Lage des Konzentrationsprunges entsprechend. Die Lage des Bruches könnte nicht geklärt werden, wenn ein Konzentrationsverlauf ohne Sprünge auftreten würde.

Der oben diskutierte Konzentrationsverlauf berührt jedoch ein Problem, für das noch keine befriedigende Erklärung gegeben werden kann. Nach der Lage der intermetallischen Verbindungen im Zustandsdiagramm müßte sich bei den binären Verbindungen etwa vorhersagen lassen, in welchem Material der Hauptanteil des Strahles liegen muß, damit die aufgeschmolzene Zone eine bessere Duktilität aufweist. Folgendes Beispiel sei dazu angeführt. Im System Fe-Zr tritt nur eine intermetallische Verbindung  $ZrFe_2$  bei 33 Atom-% bzw. 44 Gew.-% Zirkon auf. Zum besseren Verständnis sind in Abb. 63 die beiden Auftreffpunkte und der erwartete Konzentrationsverlauf dargestellt. Danach ist es günstiger, den Elektronenstrahl im Zirkon aufzutreffen zu lassen, weil das Plateau von dem kritischen Konzentrationsbereich der Phase  $ZrFe_2$  weiter entfernt ist als im anderen Fall. Die besseren Biegewinkel scheinen jedoch aufzutreten, wenn der Auftreffpunkt im Eisen liegt, wobei allerdings hinzuzufügen ist, daß bei dieser Kombination nur ein max. Biegewinkel von  $40^\circ$  gemessen wird, und es deshalb schwierig ist, von einem besseren oder schlechteren Biegewinkel zu sprechen.

Bei einigen anderen Kombinationen (Fe-Ta, Ni-Ti) mit Biege-  
winkeln von über  $180^\circ$  ist Ähnliches zu beobachten. Eine mögliche  
Erklärung ist, daß wegen der unterschiedlichen Schmelzpunkte,  
Schmelzwärme, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärme andere  
Anteile als erwartet aufgeschmolzen werden, wie es bei Fe-Ta  
tatsächlich der Fall ist, was aber zumindest bei Fe-Zr und Ni-Ti  
unwahrscheinlich ist. Die Untersuchungen zur Klärung dieses Punk-  
tes sind nicht ganz einfach. Am geeignetsten wäre eine solche  
Materialkombination, bei der nur kongruent <sup>1)</sup> schmelzende inter-  
metallische Verbindungen auftreten, die nicht im mittleren Kon-  
zentrationsbereich liegen. Ferner sollten sich die Werkstoffe in  
Wärmeleitfähigkeit, spezifischer Wärme und Schmelztemperatur mög-  
lichst wenig unterscheiden. Betrachtet man die Zustandsdiagramme  
unter diesen Gesichtspunkten, so ist die Auswahl nicht groß. An  
den in Frage kommenden Kombinationen müßten systematisch die Höhe  
der Plateaus in Abhängigkeit von verschiedenen Auftreffpunkten  
des Elektronenstrahls untersucht werden, wobei Fehler durch un-  
genaue Strahljustierung zu vermeiden sind. Solche Untersuchungen  
sind jedoch erst nach Einbau des Okularmikrometers möglich. So-  
lange diese Zusammenhänge nicht bekannt sind, ist man auf das  
Probieren angewiesen, welche Seite für das Auftreffen des Strahls  
günstiger und welcher Abstand von der Stoßfuge einzuhalten ist.

Hier beginnen die eigentlichen Schwierigkeiten beim Schweißen  
unterschiedlicher Werkstoffe. Man weiß zwar aufgrund der bishe-  
rigen Untersuchungen, wie man vorzugehen hat, um duktilere  
Schweißnähte zu erreichen. Man weiß aber noch zu wenig, wenn es  
um quantitative Aussagen geht. So stellt sich z. B. die Frage,  
weshalb bei Fe-Ti und Fe-Zr so geringe Biegewinkel zu erreichen  
sind im Gegensatz zu Al-Fe, Al-Zr und Cu-Ti, obwohl bei letzte-  
ren eine große Zahl von intermetallischen Phasen auftreten.

---

1) Inkongruent schmelzende Verbindungen erschweren die Deutung  
erheblich, wie gleich anschließend zu diskutieren ist.

Es wird sicher bestimmte Typen von intermetallischen Verbindungen geben, die aufgrund bestimmter Gitterstrukturen und Bindungsanteile unterschiedliche Härten aufweisen. Um dies festzustellen, müßte man Proben erschmelzen, welche die kritische Zusammensetzung der intermetallischen Phasen besitzen und deren Härte messen. Das ist bei kongruent schmelzenden Verbindungen einfach. Es wird schwieriger, wenn sowohl kongruent als auch inkongruent schmelzende Verbindungen vorhanden sind, was meistens der Fall ist, weil letztere entscheidend von den Abkühlungsbedingungen abhängen. Außer der Härte der intermetallischen Phasen ist ihre Verteilung im Grundmaterial, sowie ihre Form und die Teilchengröße von Bedeutung.

Recht übersichtlich sind die Verhältnisse bei binären Systemen, wenn nur inkongruent schmelzende Verbindungen auftreten, z.B. bei Al-V. Je nach der Wahl der einzelnen Schweißparameter geht aus den verschiedenen Biegewinkeln hervor, daß bereits geringe Unterschiede in der Abkühlzeit erhebliche Duktilitätsveränderungen zur Folge haben. Diese Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ist durch folgenden Umstand bedingt. Bei Abkühlung der homogenen Schmelze mit einer Zusammensetzung, die der inkongruent schmelzenden Verbindung entspricht, scheiden sich bei Überschreitung der Liquiduslinie zunächst Primärkristalle aus, die bei weiterer Abkühlung nach Erreichen der Peritektikalen mit der Restschmelze reagieren und dabei in eine andere Kristallart umgewandelt werden. Diese Reaktion beginnt zunächst an der Oberfläche, wobei die Atome der Schmelze in die bereits ausgeschiedenen Kristalle hineindiffundieren. Auf diese Weise entstehen Schalenkristalle. Je größer die peritektischen Höfe um die Mischkristalle werden, umso langsamer verläuft die Reaktion Mischkristalle-Schmelze. Deshalb können sich die in den Zustandsdiagrammen angegebenen Gleichgewichte erst nach langer Zeit einstellen.

Bei solchen Systemen kommt es also darauf an, daß die Abkühlung sehr rasch erfolgt. Damit steht den Atomen der Restschmelze wenig Zeit zur Verfügung, mit den Mischkristallen zu reagieren.

Ist die Restschmelze erstarrt, so wird die Entstehung der inkongruent schmelzenden Verbindungen wegen der geringeren Diffusion wesentlich langsamer erfolgen. Darauf wird noch einmal bei den Folienschweißungen eingegangen. Aus dem Abstand Liquiduslinie-Peritektikale, der bei manchen Systemen mehrere hundert Grad Celsius beträgt, kann keinesfalls auf die Verzögerung geschlossen werden, mit welcher die inkongruent schmelzenden Verbindungen entstehen. Diese hängt entscheidend von der Reaktionskinetik Restschmelze-Primärkristalle ab. So entstehen beim Schweißen von Aluminium mit Titan an 0,5 mm dicken Blechen keine spröden Phasen, ganz gleich, wo der Strahl auftrifft und ob man einen gepulsten Strahl oder einen Dauerstrahl verwendet, obwohl der Abstand zwischen Liquiduslinie und der Peritektikalen bei diesem System nur 25°C beträgt. Deshalb werden hier Untersuchungen an dickeren Werkstoffen mit entsprechend langsamer Abkühlung sehr aufschlußreich sein.

Wie bereits erwähnt, lassen sich inkongruent schmelzende Verbindungen auch beim Schweißen von Aluminium mit Vanadium bei sehr rascher Abkühlung vollständig vermeiden. Wenn die Mischungsverhältnisse demnach keine entscheidende Rolle spielen, dann müßte es auch gleichgültig sein, ob der Elektronenstrahl mehr in dem einen oder anderen Material auftrifft. Das ist aber bei diesem Beispiel nicht der Fall. Die Biegewinkel sind kleiner, wenn der Strahl im Vanadium auftrifft. Bei einem gepulsten Strahl ist der Unterschied gering. Große Unterschiede stellen sich bei einem Dauerstrahl ein, besonders wenn dieser während des Schweißens zusätzlich abgelenkt ist.

Dieser scheinbare Widerspruch liegt in der sehr hohen Schmelzpunktdifferenz von ca. 1300°C. Das Vanadium befindet sich auf einer wesentlich höheren Temperatur als das Aluminium. Während letzteres abkühlt, wird vom Vanadium laufend Wärme nachgeliefert, zumal sich Aluminium wegen der besseren Wärmeleitfähigkeit schneller abkühlt. Deshalb ist die Zeit für peritektische Reaktionen in denjenigen Bereichen der Schweißnaht viel größer, die nahe am Vanadium liegen. Das geht aus Abb. 64 hervor.

( $U = 120$  kV,  $I_s = 1,2$  mA,  $v = 15$  mm/s,  $a = 0,15$  mm im V). Die Härtewerte liegen in der Schweißnaht auf der Aluminiumseite wesentlich niedriger als auf der Vanadiumseite. In Abb. 64 hat es zwar den Anschein, als ob die Hälfte der Schweißnaht aus Aluminium und die andere Hälfte aus Vanadium besteht. Eine Untersuchung mit der Mikrosonde zeigt jedoch, daß die Konzentration über die Schweißnaht nahezu konstant ist. Die größere Härte auf der Vanadinseite ist vermutlich auf den höheren Anteil an peritektischen Verbindungen zurückzuführen, wie Abb. 65 besonders deutlich zeigt. An einigen Proben sind teilweise Härtewerte bis zu  $1200$  kp/mm<sup>2</sup> zu beobachten.

Ob dabei eine oder mehrere intermetallische Phasen entstehen, kann aus den Härtekurven nicht abgeleitet werden, auch dann nicht, wenn die Härtekurve mehrere Maxima aufweist (etwa wie bei V10Ti-Stahl) und ein Mehrstoffsystem vorliegt. Das geht aus Abb. 66 und 67 hervor. Wie bereits erwähnt, gibt es im System Fe-Zr nur eine intermetallische Phase  $ZrFe_2$ . Trotzdem können die Härtekurven sehr unterschiedlich ausfallen und mehrere Maxima mit verschiedenen Vickershärten auftreten. Das liegt daran, daß der Konzentrationsverlauf um die kritischen Bereiche der Phase  $ZrFe_2$  in der gesamten Schweißnaht schwankt. Entsprechend den Konzentrationsschwankungen gibt es Bereiche mit mehr oder weniger starker Anreicherung an  $ZrFe_2$ .

Aus den letzten Abschnitten geht hervor, wie schwierig eine Deutung der in der aufgeschmolzenen Zone ablaufenden Vorgänge ist, selbst wenn die binären Phasendiagramme bekannt sind. Daran kann man erkennen, wie unübersichtlich die Verhältnisse bei den Mehrstoffsystemen werden, zumal man es in der Schweißnaht nicht mit Gleichgewichtszuständen zu tun hat. Ferner fehlen in den meisten Fällen jegliche Zustandsdiagramme und selbst wenn sie vorliegen, ist die Interpretation wegen der Kompliziertheit nicht einfach. Deshalb wird man vorwiegend auf Vergleiche mit den binären Verbindungen angewiesen sein. Dies ist umso eher möglich, je mehr Grundkenntnisse z.B. über Härtewerte bestimmter Typen von intermetallischen Verbindungen bzw. über spröde Mischkristalle vorlie-

gen, sowie die Verteilung, Form und Teilchengröße der spröden Phasen bei verschiedenen Schweißparametern.

Immerhin ermöglichen die bisherigen Erkenntnisse bei einer Reihe von Materialkombinationen eine duktile Verbindung, wie aus Tabelle 5 hervorgeht, insbesondere auch an solchen Werkstoffpaarungen, die nach den beiden russischen Arbeiten [7][8] nicht zu verbinden sind, wenn beide Partner aufgeschmolzen werden. In diesen Arbeiten ist angegeben, daß in zwei Fällen eine gute Verbindung gelang, wenn nur ein Werkstoff aufgeschmolzen wird, und zwar derjenige mit dem niederen Schmelzpunkt, während das höherschmelzende Material praktisch nur benetzt wird. Eine solche Verbindung ist zwar dicht, sie erscheint jedoch kaum ausreichend zu sein, wenn die Schweißstelle auf Biegung beansprucht wird. Es wurden eine Reihe solcher Verbindungen beobachtet, wenn der Auftreffpunkt des Strahls sehr weit von der Stoßfuge entfernt ist, z.B. beim Schweißen von Stahl mit Tantal. Schliffuntersuchungen zeigen zwar eine gute Verbindung mit einer duktilen aufgeschmolzenen Schweißnaht. Dennoch beträgt der Biegewinkel nur wenige Grad, weil praktisch nur der Anteil des Stahls trägt, der über das Tantal gelaufen ist. Bei einer guten Schweißverbindung, besonders bei mechanischer Beanspruchung, sollte gesichert sein, daß auch Teile des zweiten Partners aufgeschmolzen werden. Wie groß dieser Anteil sein kann, hängt von der Lage der intermetallischen Phasen und den Schwankungen des Konzentrationsverlaufes ab. So beträgt der aufgeschmolzene V10Ti-Anteil der in Abb. 60 gezeigten Probe mit einem Biegewinkel  $> 180^\circ$  ca. 15%. Im Gegensatz zu den Schlußfolgerungen der russischen Autoren gelingt eine duktile Verbindung auch dann, wenn der Werkstoff mit dem höheren Schmelzpunkt vorwiegend aufgeschmolzen ist. Das zeigt sich u.a. beim Schweißen von Aluminium mit Eisen bzw. austenitischem Stahl, wobei nach Tabelle 5 Biegewinkel  $> 180^\circ$  erreicht sind. Die in der Tabelle angegebenen Kombinationen aus reinen Metallen sind zwar wegen ungenügender mechanischer Eigenschaften technisch weniger von Bedeutung. Interessant sind sie jedoch als Basismetalle für die entsprechenden Legierungen.

Diejenigen Materialkombinationen, die nach Tabelle 5 einen unbefriedigenden Biegewinkel aufweisen, können alle durch Verwendung einer Zwischenlage so geschweißt werden, daß ebenfalls Winkel über  $180^\circ$  auftreten. In Tab. 6 sind mehrere Beispiele zusammengestellt. Dabei fällt auf, daß Vanadium sehr häufig als Folienmaterial verwendet ist. Zwei Faktoren kennzeichnen die besondere Bedeutung des Vanadiums beim Schweißen unterschiedlicher Werkstoffe.

- 1) Es bildet mit den hochschmelzenden Werkstoffen wie Tantal, Molybdän, Niob, Zirkon und Titan keine kongruent schmelzenden intermetallischen Verbindungen.
- 2) Dasselbe gilt für eine Verbindung mit Eisen. Die im bestimmten Konzentrationsbereich auftretende spröde  $\sigma$ -Phase kann bei einer raschen Abkühlung vermieden werden.

Deshalb eignet sich dieses Metall besonders gut als Zwischenlage beim Schweißen der unter 1) genannten Werkstoffe bzw. deren Legierungen mit Eisen bzw. Eisen-Nickel-Legierungen. Es gibt nach den bisher bekannten Phasendiagrammen kein weiteres Metall, das als Zwischenlage eine ähnliche zentrale Stellung einnimmt.

In diesem Zusammenhang sei noch auf eine Besonderheit bei diesen Folienschweißungen hingewiesen. Als Folie können auch solche Materialien verwendet werden, die mit den angrenzenden Werkstoffen inkongruent schmelzende Phasen bilden. Ein Beispiel dazu: Beim Schweißen von 0,5 mm dicken Zirkonblechen mit Vanadiumblechen ist die aufgeschmolzene Zone so spröde, daß sich keine größeren Biegewinkel erreichen lassen, wenn der Strahl genau auf die Stoßfuge auftrifft. Dafür ist wahrscheinlich die inkongruent schmelzende Phase  $ZrV_2$  verantwortlich. Die Abkühlung verläuft bei dieser Dicke bereits so langsam, daß genügend Zeit für die Bildung dieser Phase zur Verfügung steht. Ähnlich ist es bei 0,3 mm dicken Blechen. Sobald jedoch bei gleicher Abmessung für eine raschere Abkühlung gesorgt ist, indem z.B. der Abstand der Einspannbacken von 25 auf 8 mm verringert wird, treten Biegewinkel von  $100^\circ$  auf.



Ähnlich kurze Abkühlzeiten treten auf, wenn eine Vanadiumfolie zwischen Stahl und Zirkon eingelegt ist. Die dünne Folie mit ihrer geringen Wärmekapazität kühlt so rasch ab, daß an dieser Materialkombination Biegewinkel über  $180^\circ$  zu beobachten sind. Daraus geht hervor, wie wichtig es ist, die hohen Temperaturen nach dem Schweißen möglichst schnell zu durchlaufen. Bei Temperaturen um  $700^\circ\text{C}$  ist die Diffusionsgeschwindigkeit so gering, daß man diese Kombination 500 Stunden auf dieser Temperatur halten kann, ohne daß eine Versprödung zu verzeichnen ist.

Die bisherigen Schweißversuche an dickeren Werkstoffen und Rohren sowie die Untersuchungen über die thermische Stabilität der Verbindung können lediglich einen Hinweis darauf geben, ob es möglich ist,

- a) die an 0,5 mm dicken Blechen erzielten Erfolge auch an dickeren Werkstoffen und anderen Geometrien zu erreichen,
- b) daß der hinsichtlich des Auftretens intermetallischer Phasen günstige Konzentrationsverlauf bei höheren Temperaturen erhalten bleibt.

Wie die ersten Versuche zeigen, sind an Blechen von 5 mm Dicke große Konzentrations sprünge sowie ein einheitlicher Konzentrationsverlauf in jeder Materialtiefe zu erreichen, so daß auch hier die intermetallischen Phasen auf sehr schmale Bereiche der Schweißnaht beschränkt bleiben werden.

Treten bei bestimmten Materialkombinationen nur inkongruent schmelzende Verbindungen auf, so ist es bei dünnen Blechen im allgemeinen gleichgültig, ob der Strahl genau auf der Stoßfuge oder daneben auftrifft, weil nicht die Mischungsverhältnisse, sondern die Abkühlbedingungen entscheidend sind. Bei dickeren Werkstoffen dagegen wird man den Strahl wegen der langsameren Abkühlung stets neben der Stoßfuge auftreffen lassen, damit sich die inkongruent schmelzenden Phasen ebenfalls nur in sehr

kleinen Bereichen bilden können. Die Verlegung des Auftreffpunktes neben die Stoßfuge ist schon deshalb erforderlich, weil bei den technisch interessanten Werkstoffpaarungen beide Arten gleichzeitig auftreten.

Es ist allerdings denkbar, daß an dickeren Werkstoffen Schwierigkeiten auftreten, wenn Vanadium als Folienmaterial beim Schweißen von Eisen-Nickellegierungen mit hochschmelzenden Werkstoffen verwendet wird. Wegen der langsameren Abkühlung kann an der eisenhaltigen Seite die  $\sigma$ -Phase entstehen. Von welcher Materialdicke ab sich dieser Einfluß bemerkbar macht, ist noch nicht zu übersehen. Durch entsprechende Schweißparameter sowie eine geeignete Werkstückeinspannung ist eine Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeit in erheblichem Umfang möglich. Ähnliche Überlegungen gelten für Rohrschweißungen, so daß gesonderte Betrachtungen nicht erforderlich sind. Wichtig ist, daß sich ein mehrfaches Aufschmelzen gewisser Bereiche nicht nachteilig auf den Konzentrationsverlauf auswirkt. Inwieweit dies hinsichtlich einer raschen Abkühlung angebracht ist, ist eine andere Frage. Durch Aufbohren des massiven Stopfens, guten Wärmekontakt an der Einspannstelle und kurze Einspannlänge sowie einer zusätzlichen Kühlung (besonders bei Verwendung von Vanadium als ringförmige Folie) ist eine Beeinflussung der Abkühlgeschwindigkeit möglich. Nach den bisherigen Ergebnissen bestehen sowohl bei dickeren Werkstoffen als auch bei Rohren keine prinzipiellen Schwierigkeiten, die eine duktile Verbindung verhindern könnten.

Die maximale Einsatztemperatur solcher geschweißter Materialkombinationen hängt von den Ausgangswerkstoffen ab. Es ist jedoch zu beachten, daß in der aufgeschmolzenen Zone Kristallgemische auftreten können, deren Schmelzpunktsintervalle niedriger liegen als die Schmelzpunkte der Ausgangswerkstoffe. Hier wäre zu prüfen, ob die niedrigeren Schmelzpunktsintervalle durch eine Zwischenlage nach höheren Temperaturen verschoben werden können. Bei Eisen-Zirkon beträgt der Schmelzpunkt der eutektischen Zusammensetzung z.B.  $934^{\circ}\text{C}$ . Durch Einlegen einer Vanadin-Folie,

die eine direkte Vermischung von Eisen mit Zirkon verhindert, wäre eine höhere Einsatztemperatur möglich, da der Schmelzpunkt der eutektischen Zusammensetzung von Zirkon-Vanadium bei  $1230^{\circ}$  liegt.

Nach den bisher vorliegenden Ergebnissen bleibt der Konzentrationssprung erhalten, wenn eine solche Temperatur gewählt wird, bei der die Ausgangswerkstoffe noch eine genügende Festigkeit besitzen. Die Diffusion ist in diesem Temperaturbereich so gering, daß auch nach einigen hundert Stunden noch keine nachträgliche Versprödung einsetzt, wie an der Kombination V10Ti-Stahl zu beobachten ist.

Glühungen an Materialkombinationen mit Zwischenlage weisen daraufhin, daß man bezüglich des Einsatzes bei höheren Temperaturen ebenfalls optimistisch sein kann. So wurde z.B. beim Schweißen von Stahl mit Titan eine 0,3 mm dicke Vanadin-Folie verwendet. Die Verbindung ist nach dem Schweißen vollkommen duktil. Diese Duktilität bleibt auch bei einer Temperatur von  $500^{\circ}\text{C}$  und einer Glühzeit von 500 Stunden erhalten, wie aus Abb. 68 hervorgeht. ( $U = 140 \text{ kV}$ ,  $I_{\text{G}} = 1,3 \text{ mA}$ ,  $v = 20 \text{ mm/s}$ ,  $L_{\text{P}} = 0,36 \text{ ms}$ ,  $L_{\text{T}} = 0,15 \text{ ms}$ ). Dieses Ergebnis ist insofern von Bedeutung, als die Befürchtungen hinsichtlich des Auftretens der  $\sigma$ -Phase bei dieser Temperatur nicht berechtigt sind. Wenn solche Materialkombinationen (ganz gleich, ob mit oder ohne Folie) bei höheren Temperaturen eingesetzt werden sollen, so muß die Verbindung nach dem Schweißen duktil sein. Das ist der entscheidende Punkt. Dabei sind die kongruent schmelzenden Verbindungen durch große Konzentrationssprünge auf kleine Bereiche der aufgeschmolzenen Zone zu reduzieren, die inkongruent schmelzenden Phasen zumindest durch eine rasche Abkühlung zu vermeiden. Ist diese Duktilität nach dem Schweißen erreicht, so wird bei einer realistischen Einsatztemperatur, d.h. eine Temperatur, bei dem die verwendeten Materialien noch eine ausreichende Festigkeit besitzen, kaum eine nachträgliche Versprödung zu befürchten sein.

## 5. Zusammenfassung

Elektronenstrahl-Stumpfschweißungen an 0,5 mm dicken Blechen der Materialkombination CrNi 18 8 - Inconel 600 haben gezeigt, daß es möglich ist, in der aufgeschmolzenen Zone praktisch jeden beliebigen Konzentrationsverlauf zu erreichen, insbesondere große Konzentrations sprünge an den Rändern der aufgeschmolzenen Zone. Die Größe der Konzentrations sprünge hängt ab von der Lage des Auftreffpunktes des Elektronenstrahls in Bezug auf die Stoßfuge. Für den gleichmäßigen Konzentrationsverlauf ohne nennenswerte Schwankungen sowie einen einheitlichen Verlauf in verschiedenen Materialtiefen sind die übrigen Schweißparameter verantwortlich. Eine Faustformel für optimale Parameter ist angegeben.

Auf diese Weise ist es möglich, die Mischungs- und Abkühlbedingungen in der Schweißnaht so zu beeinflussen, daß kongruent schmelzende intermetallische Phasen auf sehr schmale Bereiche der Schweißnaht beschränkt bleiben und inkongruent schmelzende intermetallische Phasen gänzlich unterdrückt werden. Dadurch sind an einer Vielzahl von Materialkombinationen, die sich bisher wegen des Auftretens dieser Phasen in der gesamten aufgeschmolzenen Zone nicht rißfrei schweißen ließen, Biegewinkel über  $180^\circ$  erreicht. An den wenigen Kombinationen, deren Biegewinkel  $< 180^\circ$  sind, konnten in allen Fällen durch eine 0,3 mm dicke Zwischenlage aus Vanadium ebenfalls Biegewinkel  $> 180^\circ$  erzielt werden. Das Schweißen dieser dünnen Folien läßt sich durch ein Verfahren wesentlich vereinfachen, das es gestattet, gleichzeitig mehrere Schweißnähte auszuführen.

Erste Untersuchungen über die Mischungsverhältnisse an Materialkombinationen bis zu 10 mm zeigen, daß auch bei dieser Dicke ein günstiger Konzentrationsverlauf hinsichtlich des Auftretens intermetallischer Phasen erzielt werden kann. Damit ist die Voraussetzung für eine Beeinflussung dieser Phasen erfüllt. Genauso günstig sind die Ergebnisse an Rohren. Außerdem wurde untersucht, ob solche Materialkombinationen bei höheren Temperaturen eingesetzt werden können. Nach den bisherigen Ergebnissen scheint ein Einsatz bei realistischen Temperaturen möglich zu sein, d.h. Temperaturen, bei denen die Werkstoffe noch ausreichende mechanische Eigenschaften besitzen.

## 6. Literaturverzeichnis

- [1] D.R. THORNEYCROFT  
"Schweißverbindungen zwischen verschiedenartigen Werkstoffen", Nickelberichte (1966) Heft 12, S. 241 - 53
- [2] L.G. STRIZHEVSKAYA, L.L. STAROVA  
"Fusion Welding of Certain Dissimilar Metals", Svar. Proiz. (1966) Nr. 1, pp. 4 - 7
- [3] S.M. GUREVICH, V.N. ZAMKOV,  
"Welding Titanium to Steel", Autom Weld. (1962) 15, No. 8
- [4] H. ZÜRN, L. DORN  
"Untersuchungen über das Schweißen unterschiedlicher Metalle mit dem Elektronenstrahl", DVS-Ber. 1, Elektronenstrahlschweißen (1967), S. 69 - 103
- [5] H. SCHULTZ  
"Verbinden unterschiedlicher Metalle durch Schutzgas- und Elektronenstrahlschweißen", Schw. Schn. 17, (1965) H. 7, S. 288 - 96
- [6] G. PERONA, R. SESINI, W. NICODEMI, R. ZOJA  
"Diffusionsschweißungen von Titan mit Stahl", Z.f. Metallkd. Bd. 58 (1967) H. 2
- [7] G. PERONA u.a.  
"Study of Zirkaloy 2 - Stainless Steel Diffusionsbands", J. of Nucl. Mat. (March 66)
- [8] V.V. D'YACHENKO u.a.  
"Welding Molybdenum and Niobium to Stainless Steel", Svar. Proiz. (1966) No. 1 a, pp. 2 - 4

- [9] M. HANSEN  
"Constitution of Binary Alloys", Mc. Graw-Hill Book  
Company, New York, 1958
- [10] R.P. ELLIOTT  
"Constitution of Binary Alloys", First Supplement.  
Mc. Graw-Hill Book Company, New York 1965
- [11] A.E. VOL  
"Handbook of Binary Metallic Systems", Vol. I und II,  
Oldbourne, London 1966
- [12] W. OPITZ  
"Der Elektronenstrahl als neuartiges Werkzeug",  
Werkstattstechnik (1961) Heft 9, S. 448 - 454

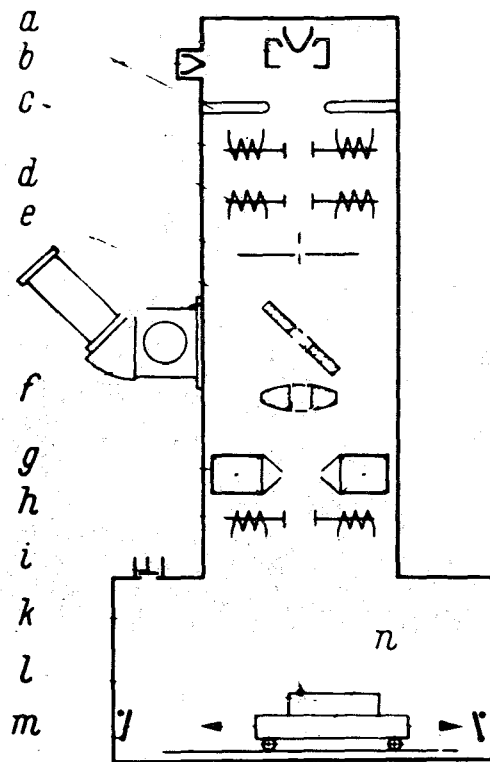


Abb.1 Schema des elektronenoptischen Systems [12]

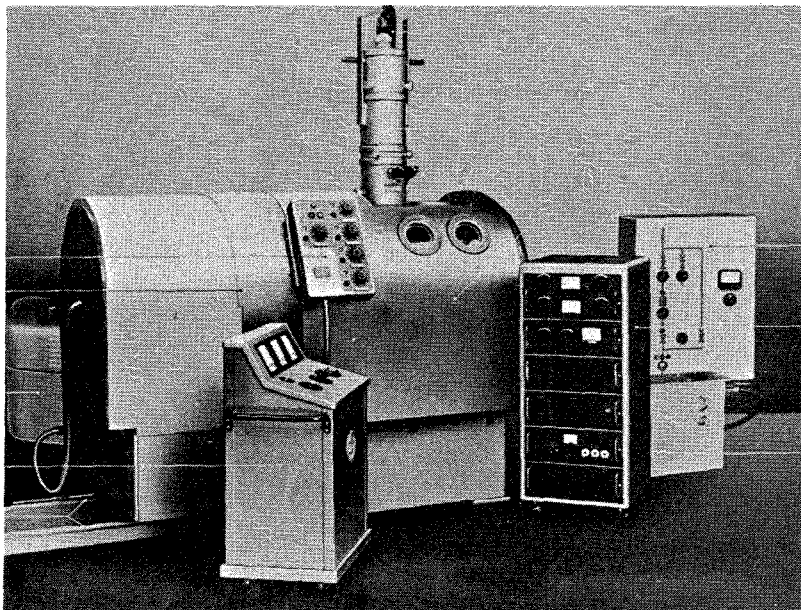


Abb.2 Elektronenstrahl-Schweißanlage ES1013

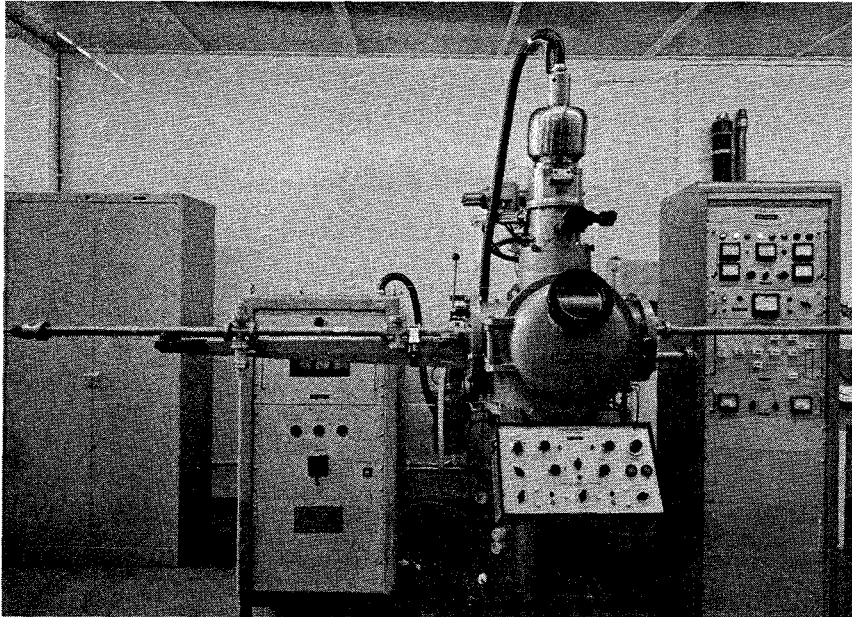


Abb.3 Elektronenstrahl-Schweißanlage ESW5

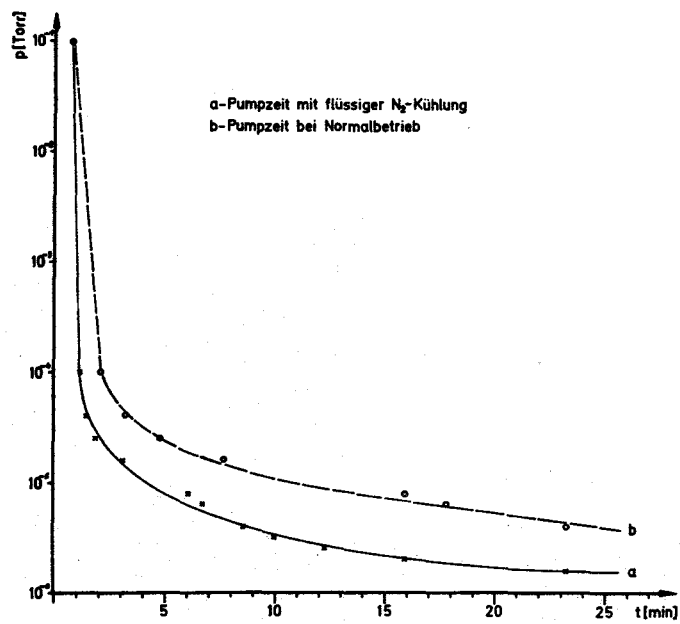


Abb.4 Evakuierungszeiten an der ESW5



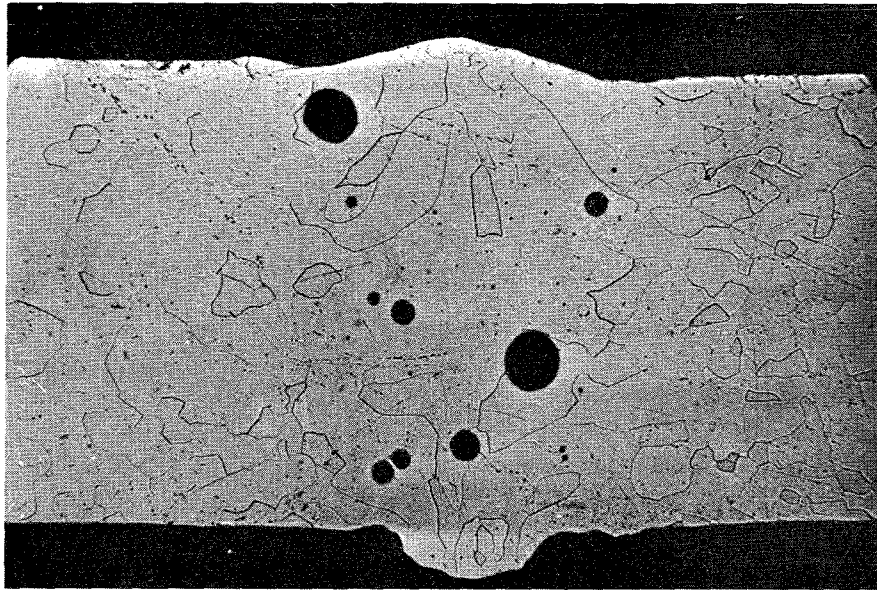


Abb.5 Vanadium-Schweißnaht mit Poren

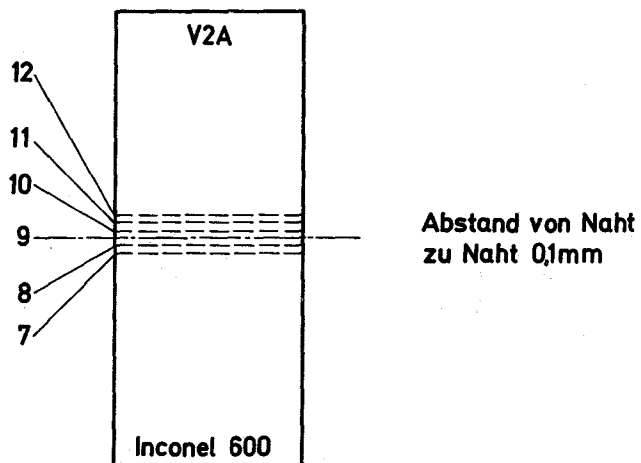


Abb.6 Auftreffpunkt des Elektronenstrahls

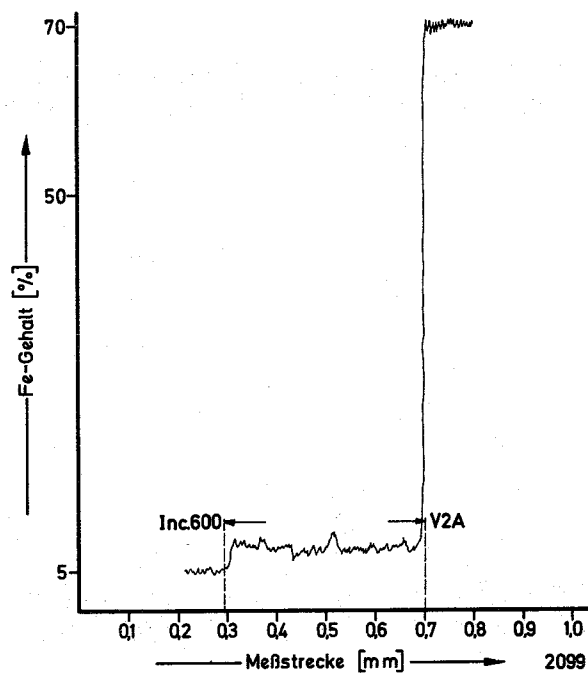


Abb.7 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,2 mm im Inconel 600)

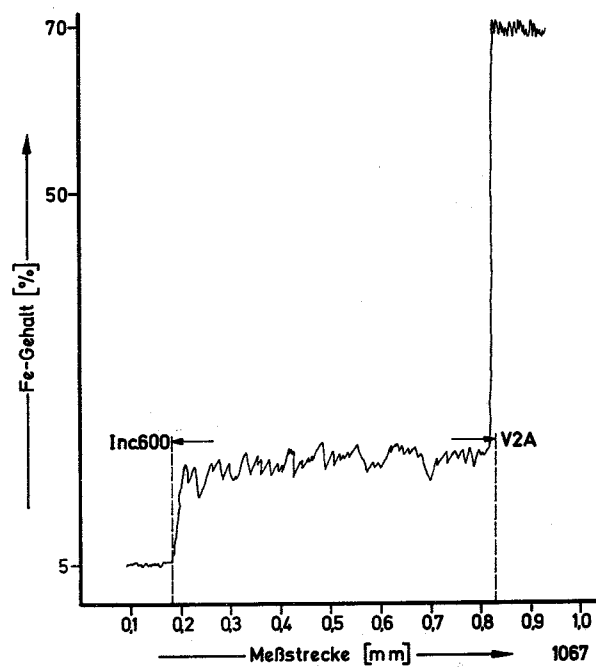


Abb.8 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,1 mm im Inconel 600)

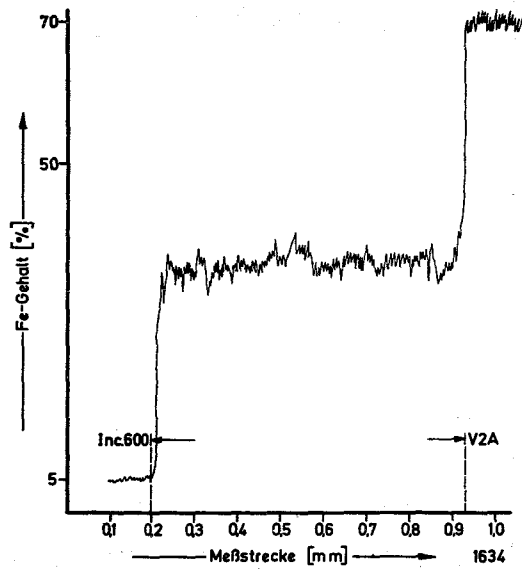


Abb.9 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (Mitte der Stoßfuge)

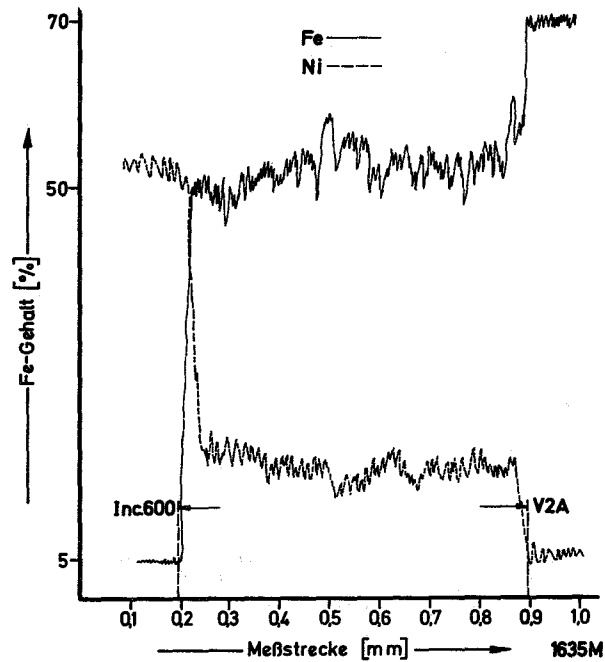


Abb.10 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,1 mm im V2A)

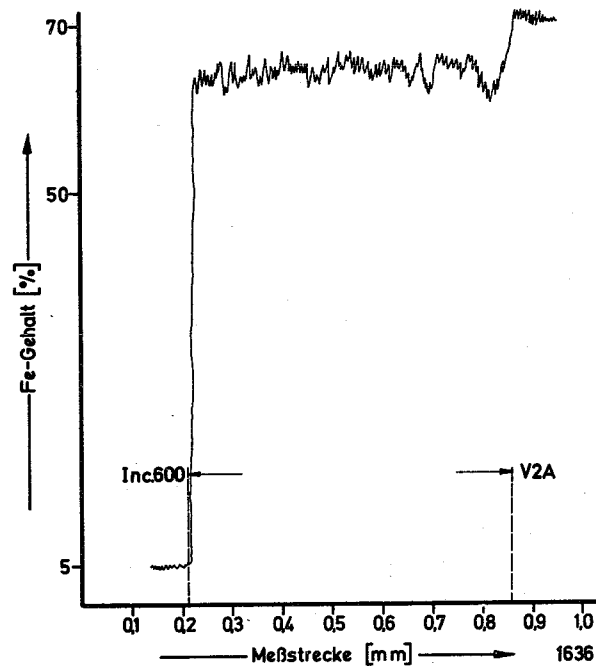


Abb.11 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,2 mm im V2A)

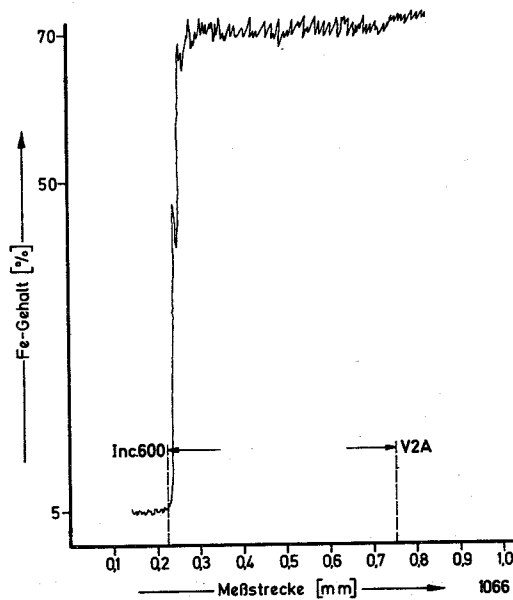


Abb.12 Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,3 mm im V2A)

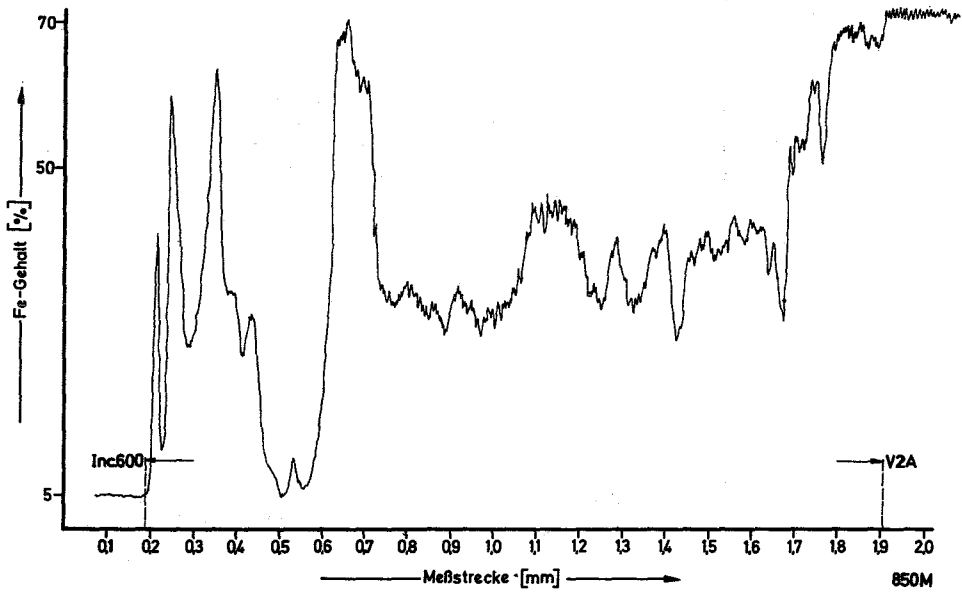


Abb.13 Konzentrationsverlauf bei kreisförmiger Strahlableitung

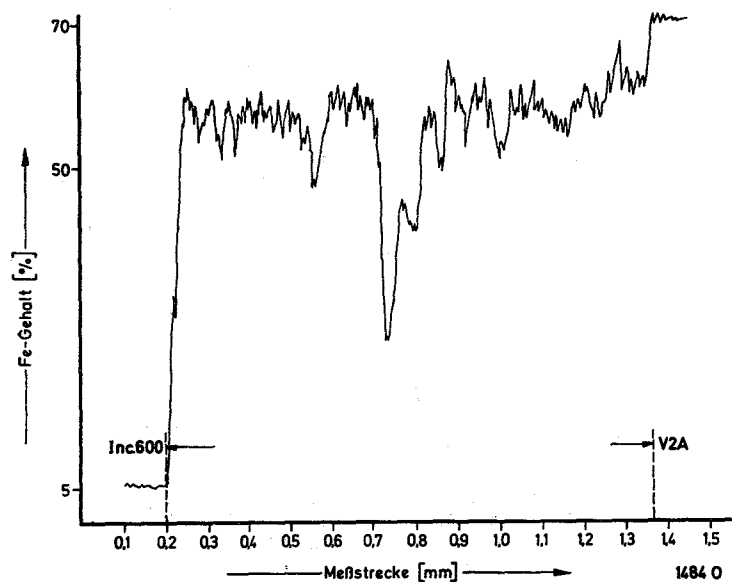


Abb.14a Konzentrationsverlauf an der Blechoberseite bei Längs-  
pendelung

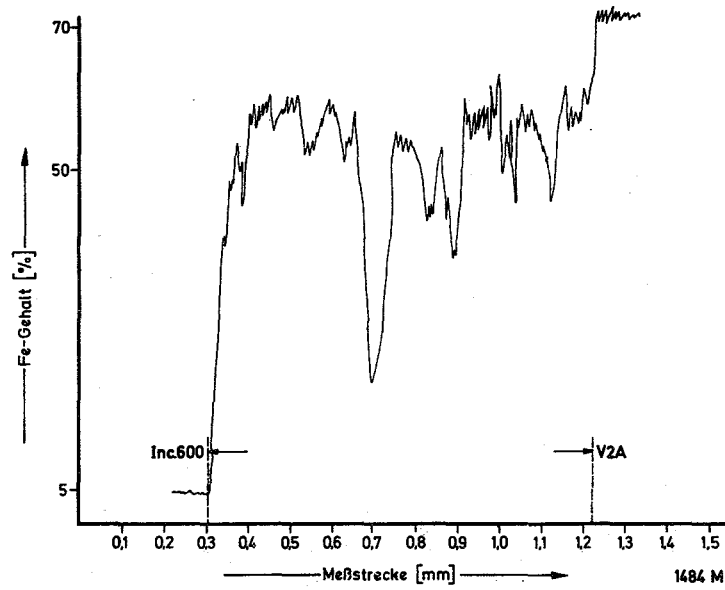


Abb.14b Konzentrationsverlauf in der Blechmitte bei Längspendelung

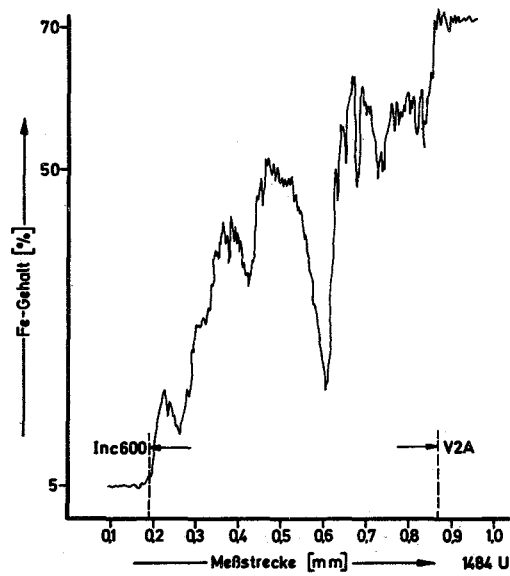


Abb.14c Konzentrationsverlauf an der Blechunterseite bei Längspendelung

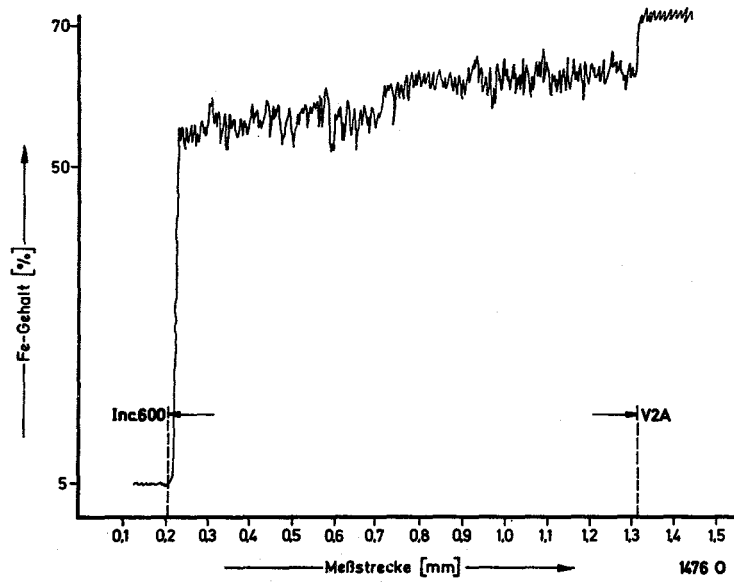


Abb.15a Konzentrationsverlauf an der Blechoberseite bei einem Dauerstrahl

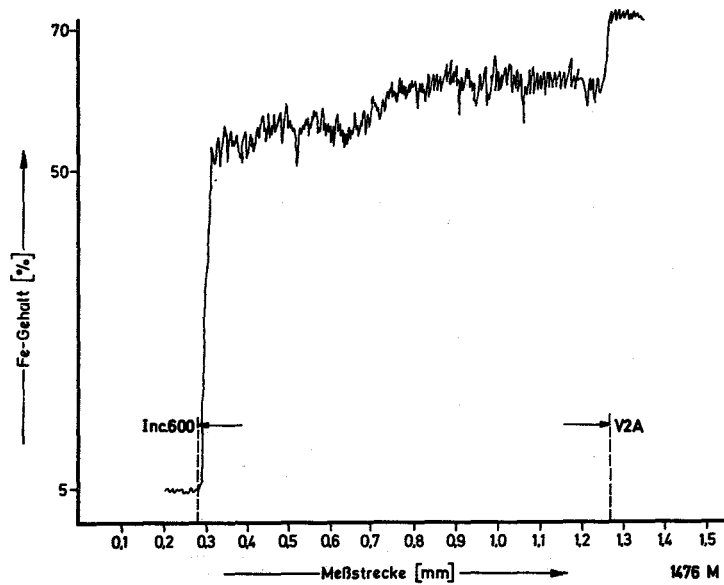


Abb.15b Konzentrationsverlauf in der Blechmitte bei einem Dauerstrahl

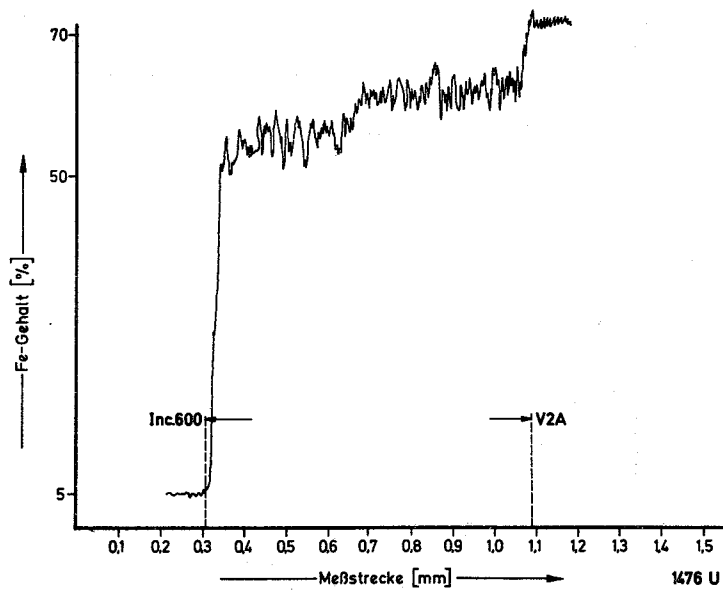


Abb.15c Konzentrationsverlauf an der Blechunterseite bei einem Dauerstrahl

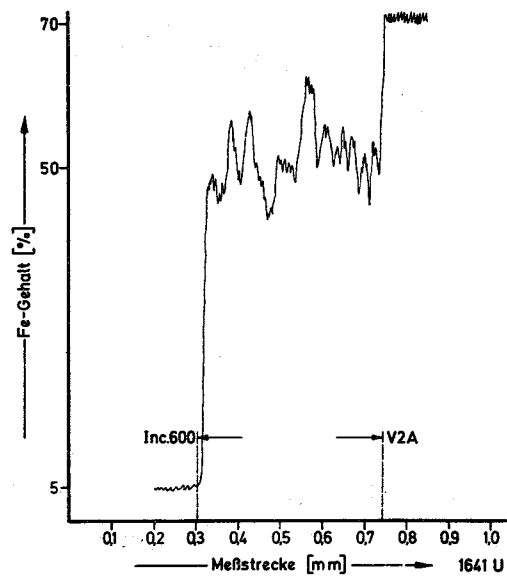


Abb.16 Konzentrationsverlauf bei einem Dauerstrahl mit hoher Schweißgeschwindigkeit (80 mm/s)



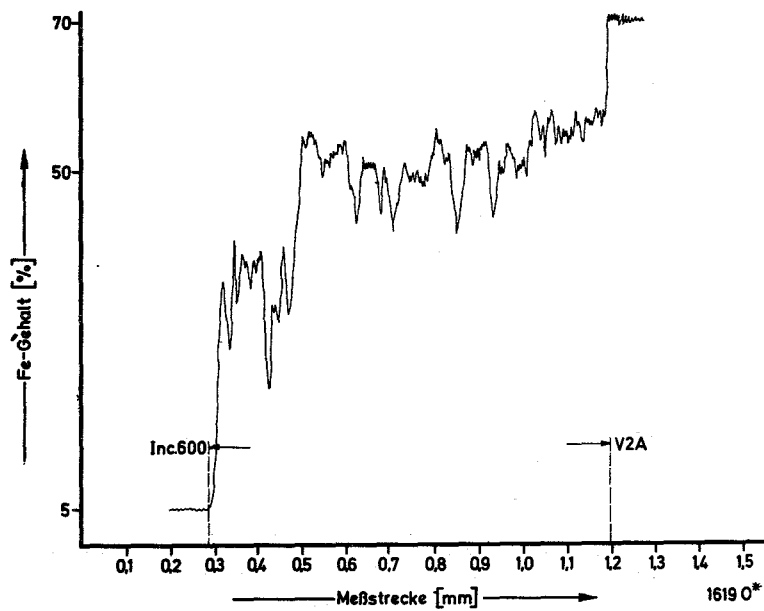


Abb.17a Konzentrationsverlauf an der Blechoberseite bei einem gepulsten Strahl mit ungünstigem Tastverhältnis

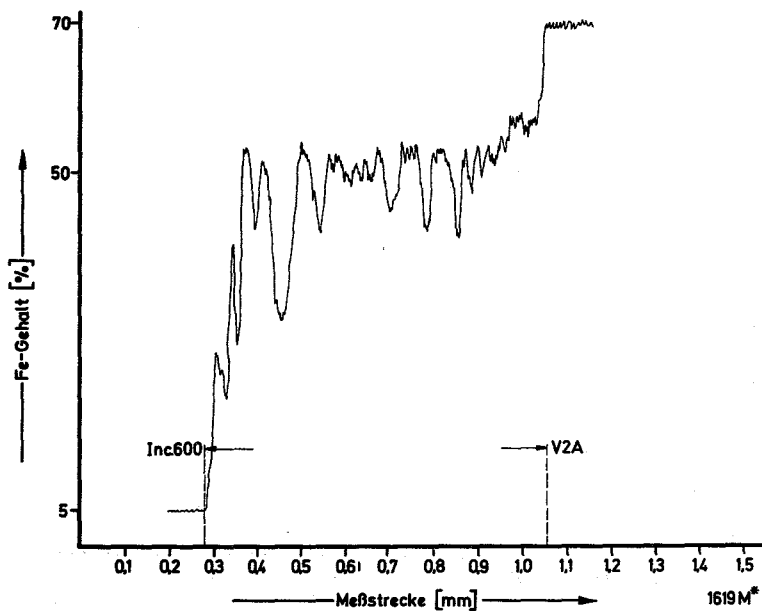


Abb.17b Konzentrationsverlauf in der Blechmitte bei einem gepulsten Strahl mit ungünstigem Tastverhältnis

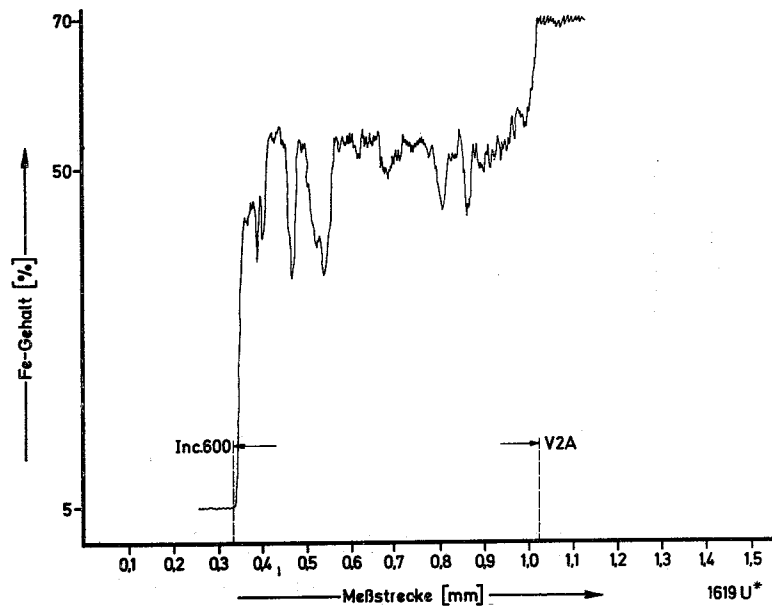


Abb.17c Konzentrationsverlauf an der Blechunterseite bei einem gepulsten Strahl mit ungünstigem Tastverhältnis

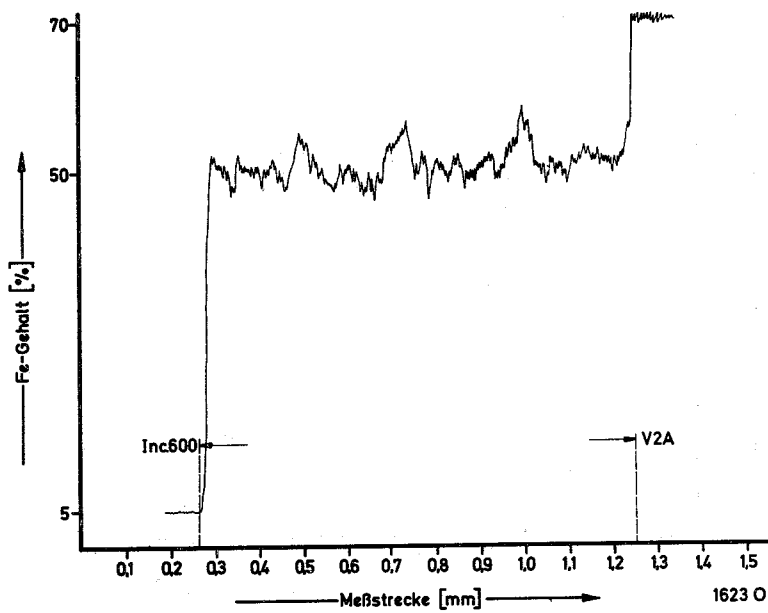


Abb.18a Konzentrationsverlauf an der Blechoberseite bei einem gepulsten Strahl mit etwas günstigerem Tastverhältnis

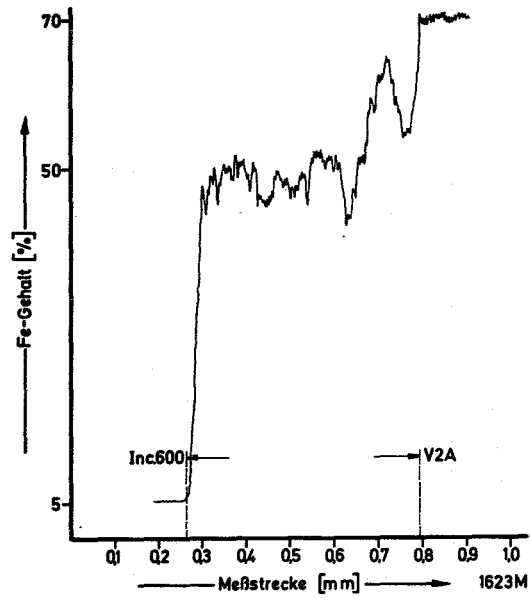


Abb.18b Konzentrationsverlauf in der Blechmitte bei einem gepulsten Strahl mit etwas günstigerem Tastverhältnis

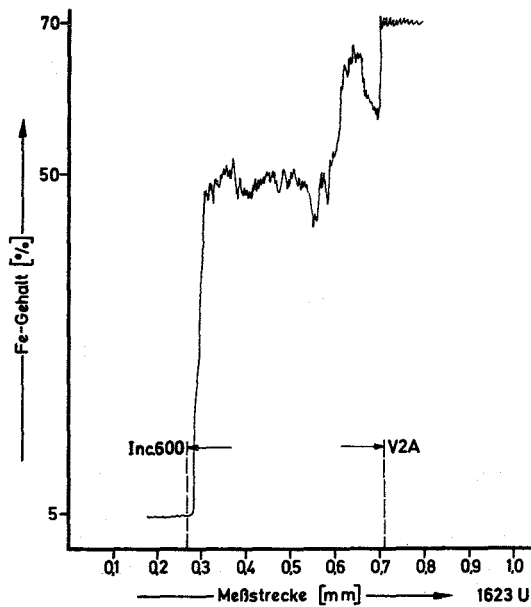


Abb.18c Konzentrationsverlauf an der Blechunterseite bei einem gepulsten Strahl mit etwas günstigerem Tastverhältnis

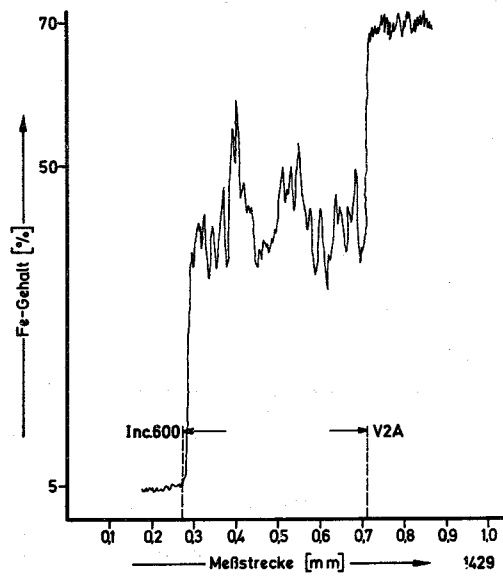


Abb.19 Konzentrationsverlauf bei einem gepulsten Strahl mit sehr großem Tastverhältnis

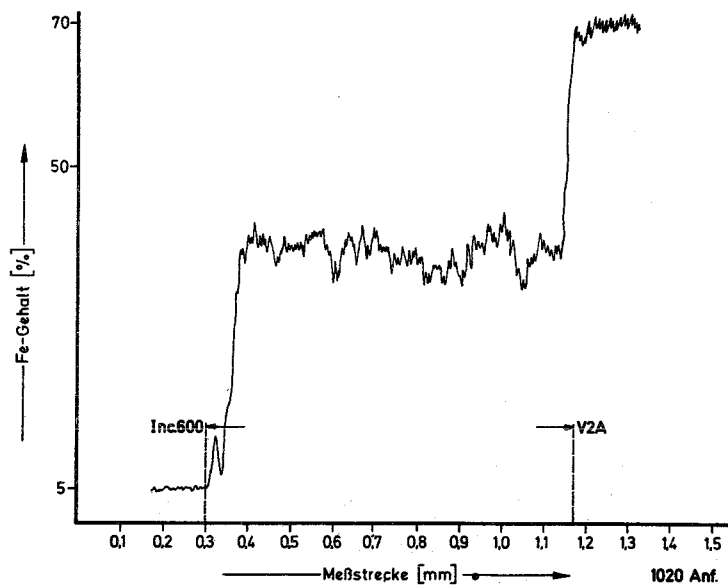


Abb.20a Konzentrationsverlauf am Blechanfang

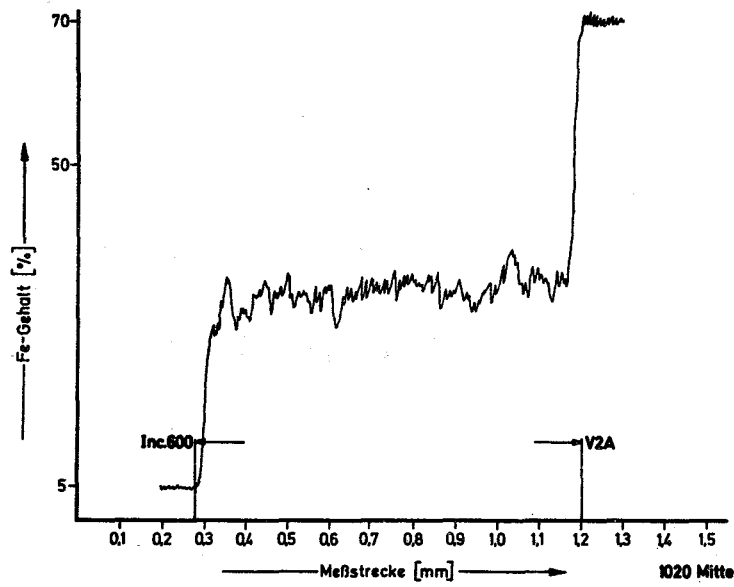


Abb.2ob Konzentrationsverlauf in der Blechmitte

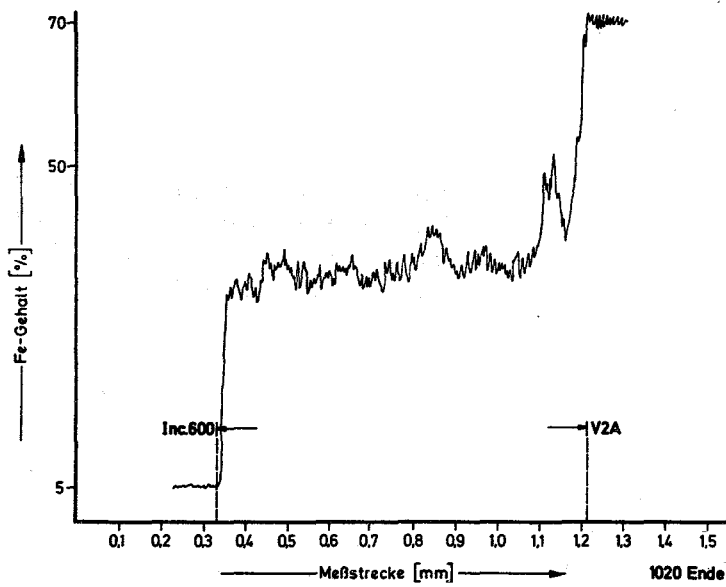


Abb.2oc Konzentrationsverlauf am Blechende

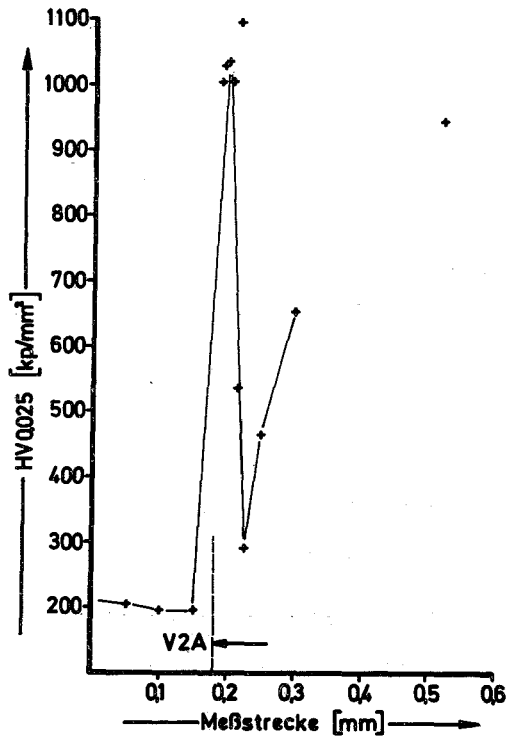
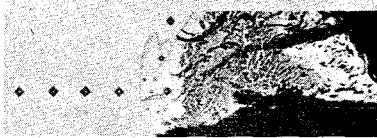


Abb.21 Härteverlauf an V2A-Ti in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (Mitte der Stoßfuge) und der Strahlart (Längspendelung)

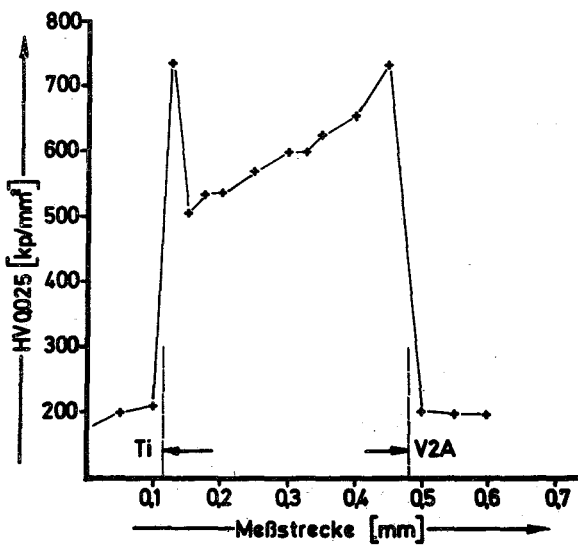


Abb.22 Härteverlauf an V2A-Ti in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (Mitte der Stoßfuge) und der Strahlart (gepulster Strahl)

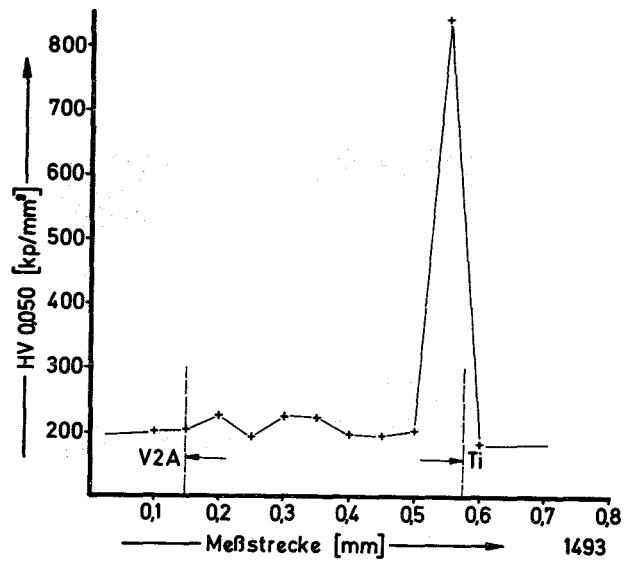


Abb.23 Härteverlauf an V2A-Ti in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (0,15 mm im V2A) und der Strahlart (gepulster Strahl)

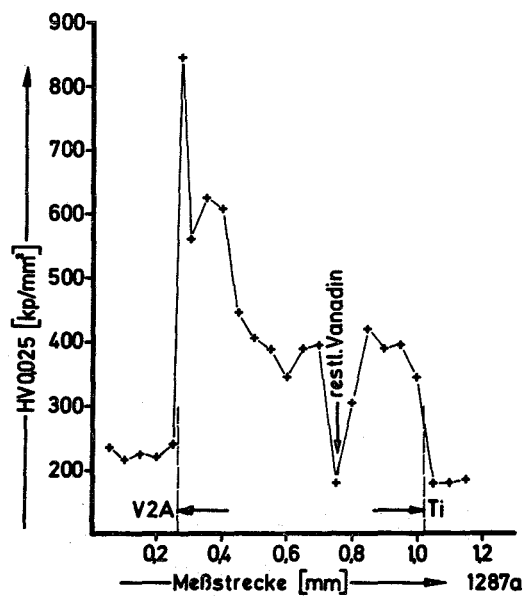
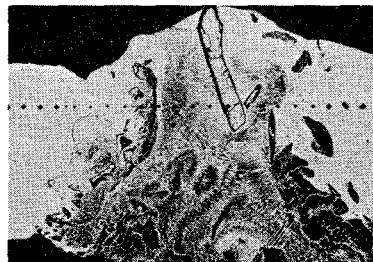


Abb.24 Härteverlauf an V2A-Ti mit Vanadium-Folie in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (Mitte der Folie)

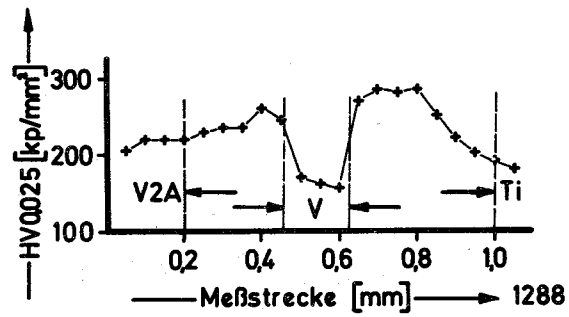
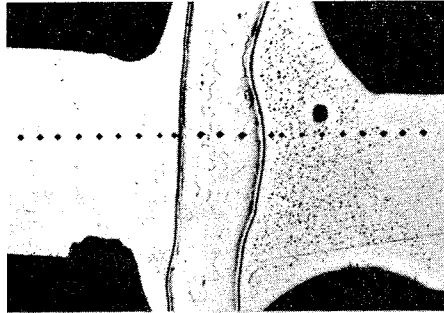


Abb.25 Härteverlauf an V2A-Ti mit Vanadium-Folie in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt (Rechts und links der Folie)

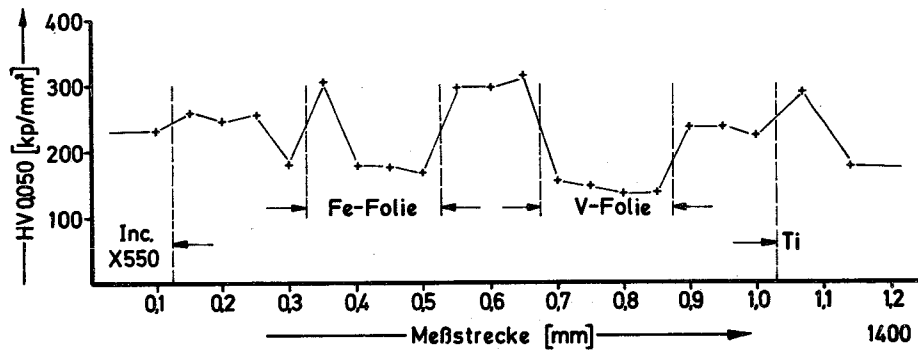


Abb.26 Härteverlauf an Inconel X550-Ti mit Eisen- und Vanadiumfolie in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt



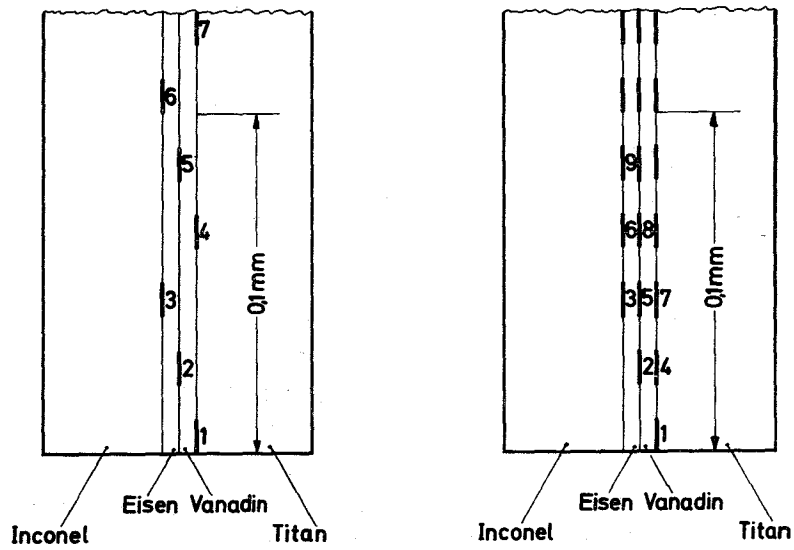


Abb.27a+b Impulsfolge beim gleichzeitigen Ausführen mehrerer Schweißnähte

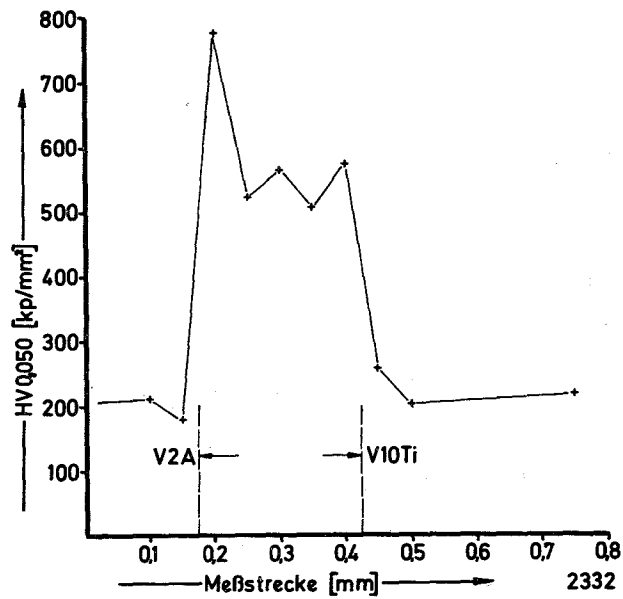


Abb.28 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls Mitte der Stoßfuge (Impulsschweißung)

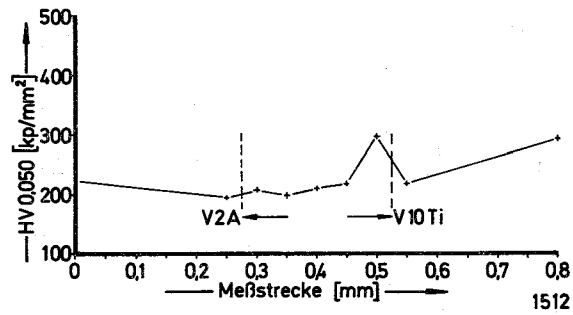


Abb.29 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im V2A (Impulsschweißung)

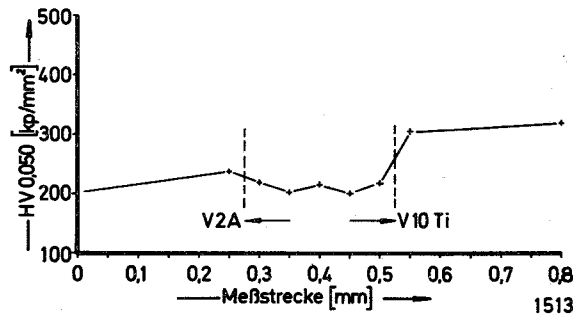


Abb.30 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,15 im V2A (Impulsschweißung)

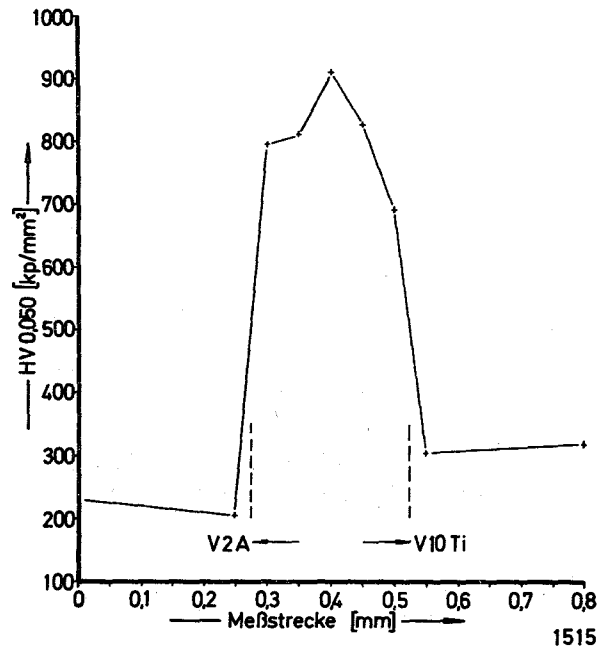


Abb.31 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im V10Ti (Impulsschweißung)

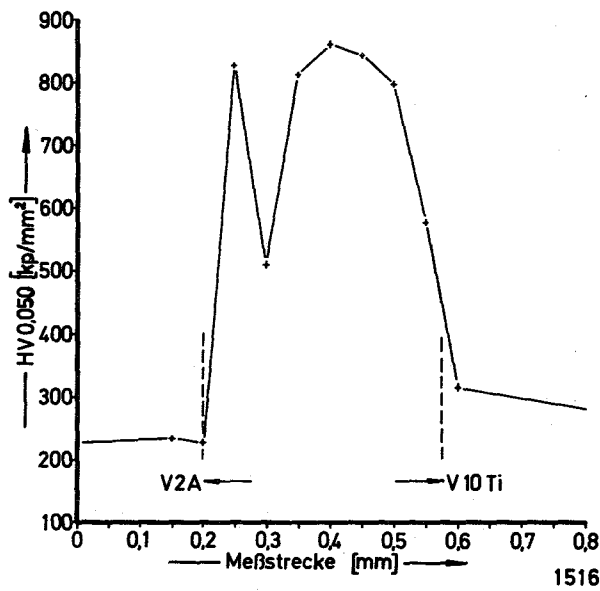


Abb.32 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,15 mm im V10Ti (Impulsschweißung)

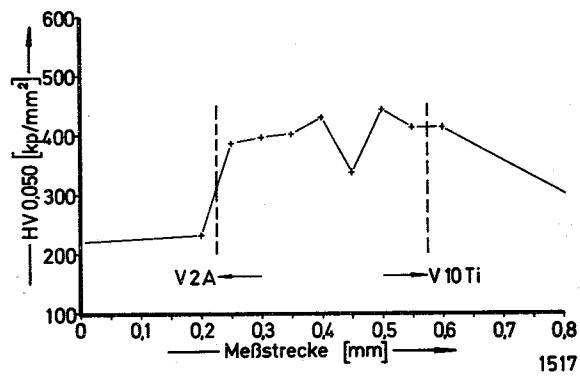


Abb.33 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,2 mm im V10Ti (Impulsschweißung)

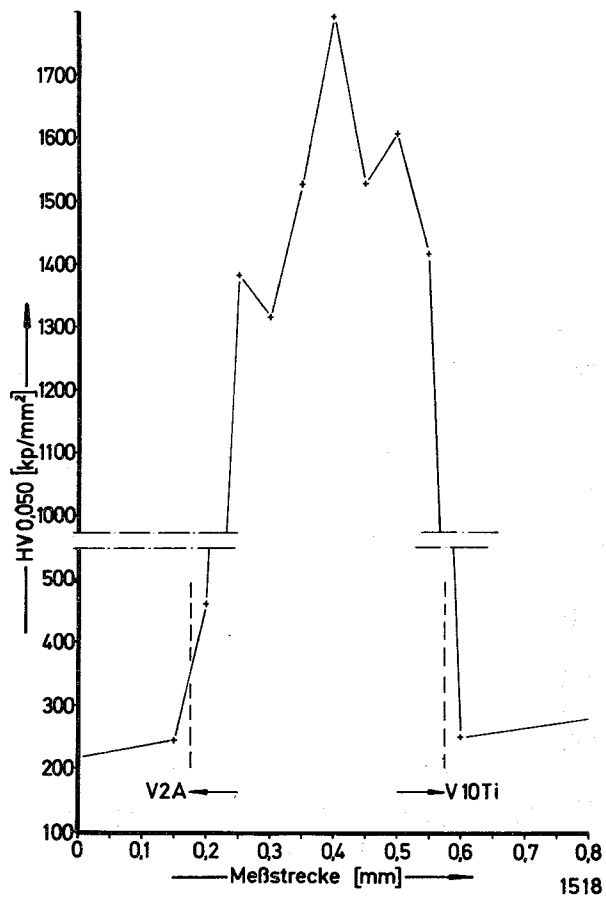


Abb.34 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im V2A (Dauerstrahl)

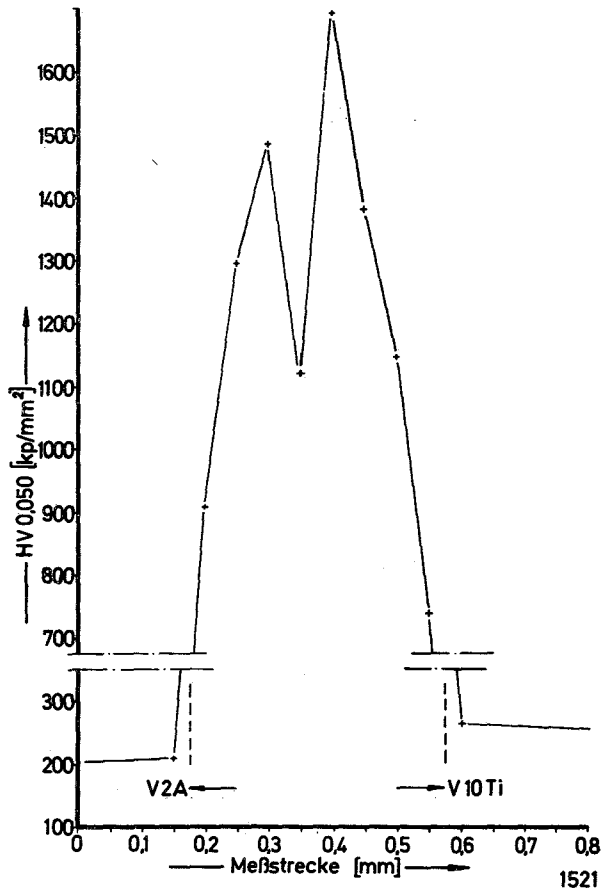


Abb.35 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im V10Ti (Dauerstrahl)

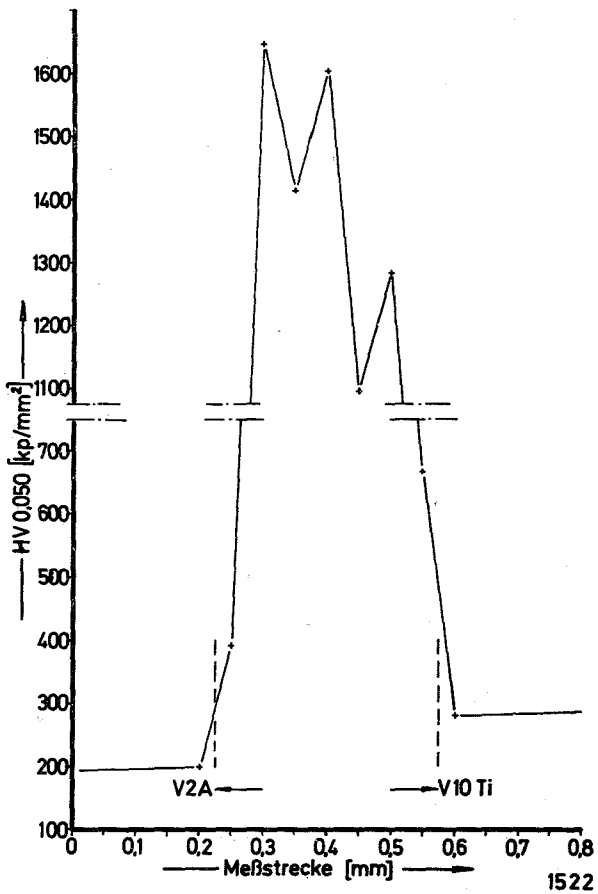


Abb.36 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,15 mm im V10Ti (Dauerstrahl)

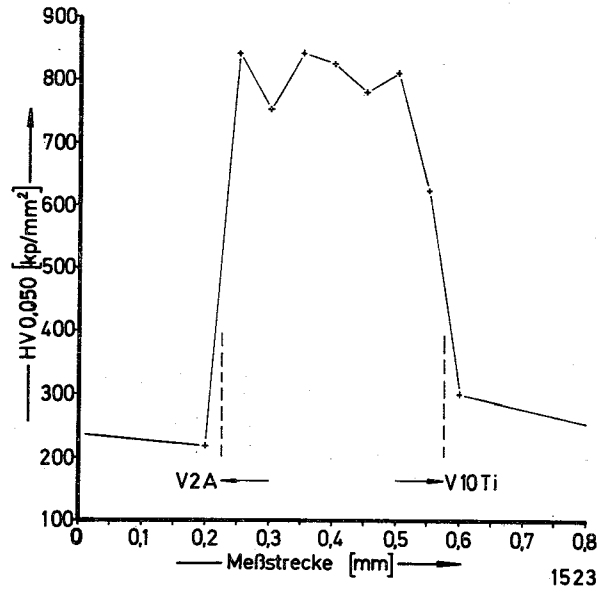


Abb.37 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,2 mm im V10Ti (Dauerstrahl)

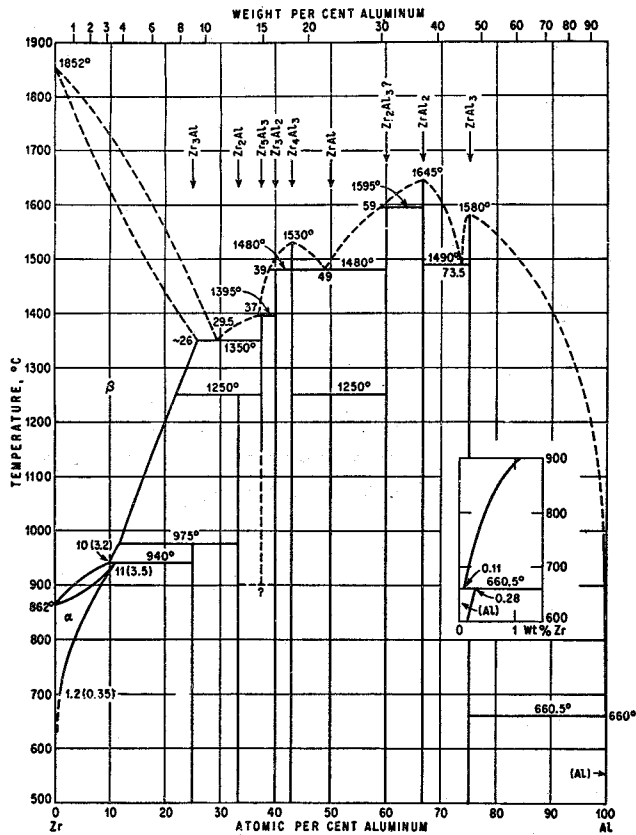


Abb.38 Zustandsdiagramm Aluminium-Zirkon

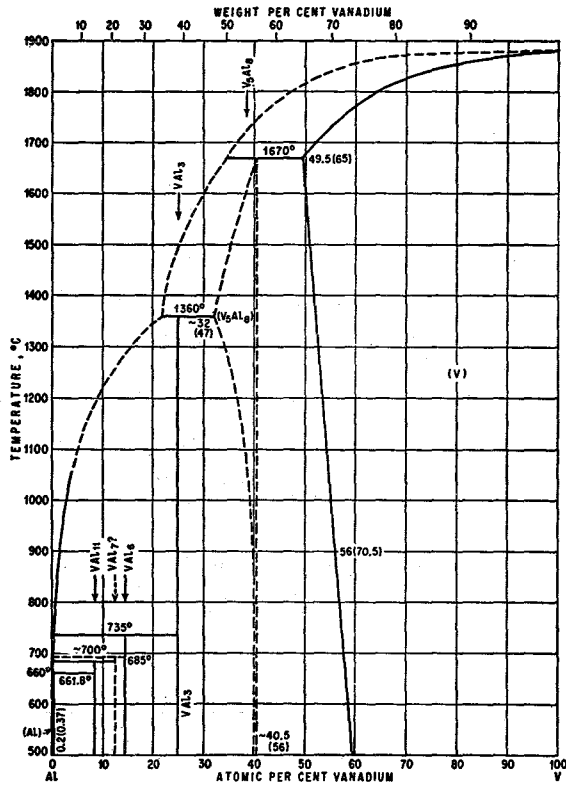


Abb.39 Zustandsdiagramm Aluminium-Vanadium

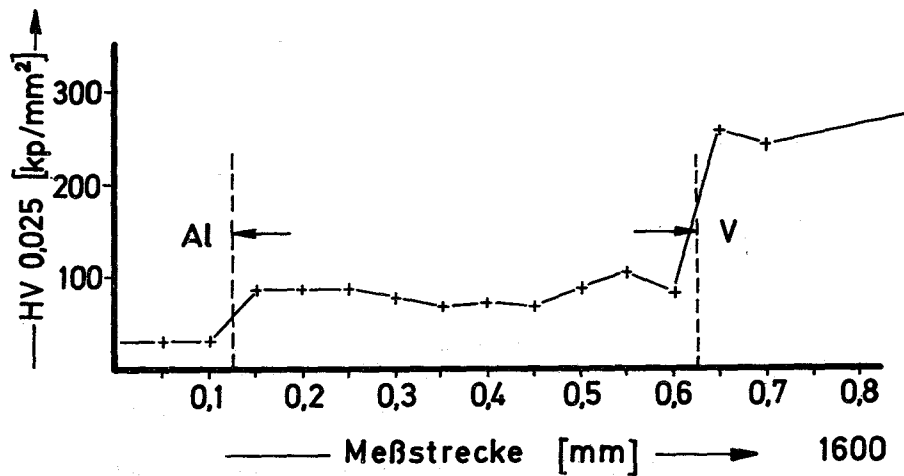


Abb.40 Härteverlauf an Aluminium-Vanadium in Abhängigkeit vom Werkstückvorschub (40 mm/s)

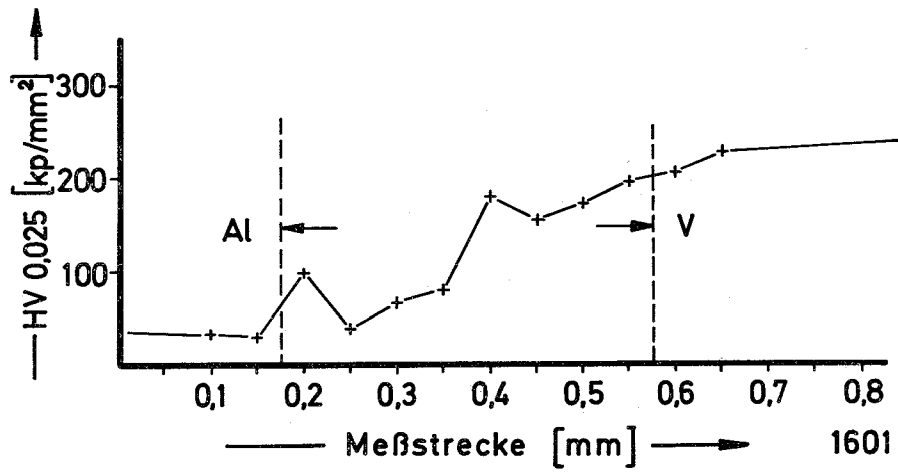


Abb.41 Härteverlauf an Aluminium-Vanadium in Abhängigkeit vom Werkstückvorschub (15 mm/s)

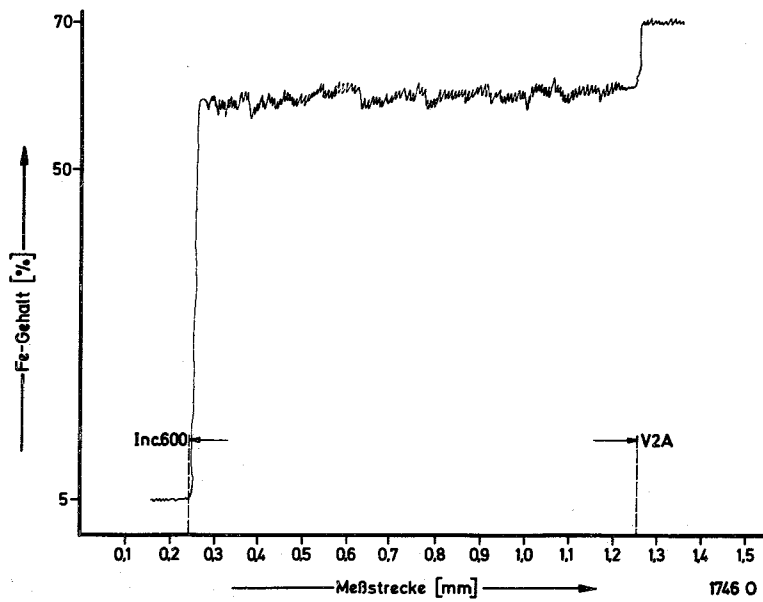


Abb.42a Konzentrationsverlauf an der Blechoberseite bei einer 5 mm dicken Probe



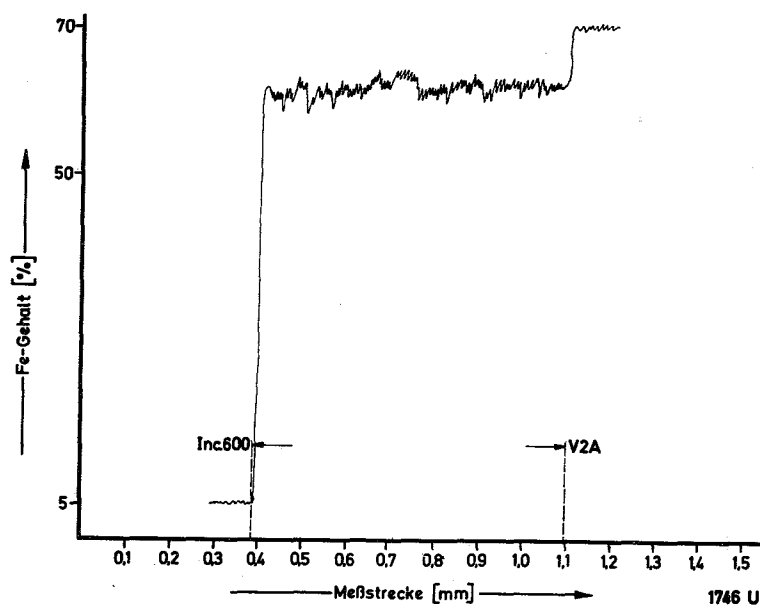


Abb.42b Konzentrationsverlauf an der Blechunterseite bei einer 5 mm dicken Probe

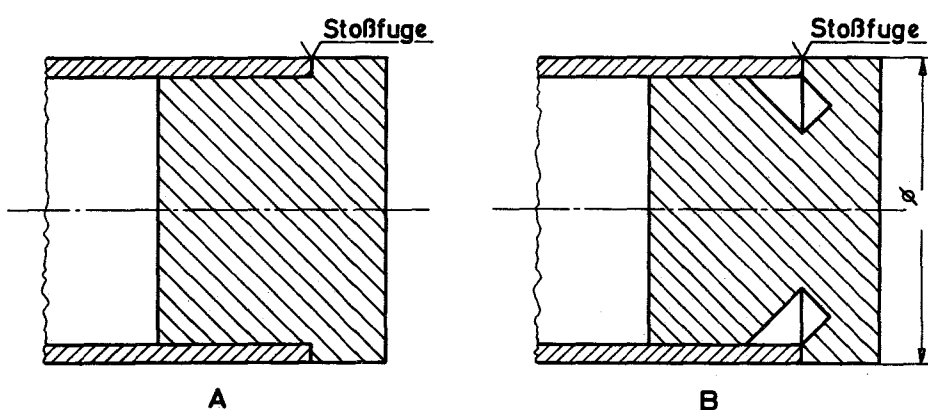


Abb.43a+b Verschiedenartige Ausführungen von Rohrrinnenstopfen

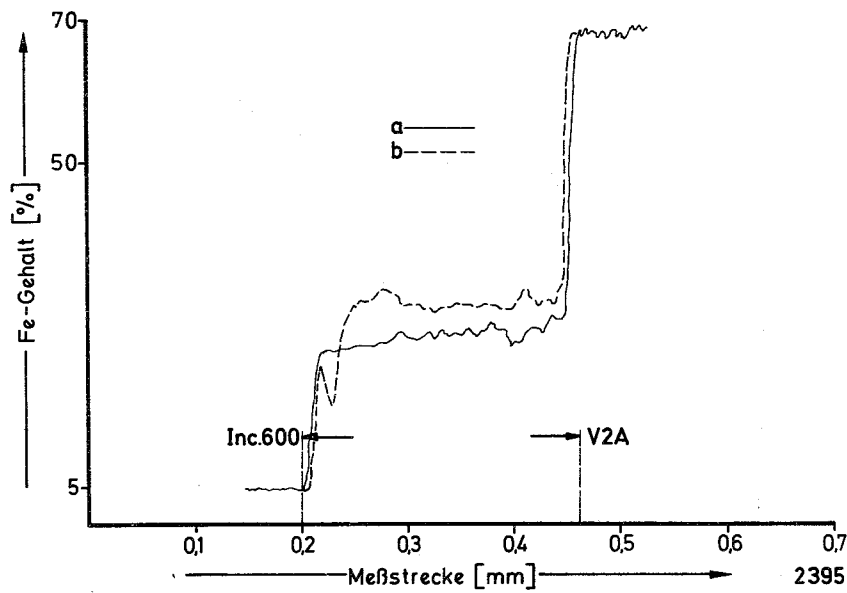


Abb.44a+b Konzentrationsverlauf bei einer Rundnaht in verschiedenen Ebenen an einer Stopfenauführung nach Abb.43a

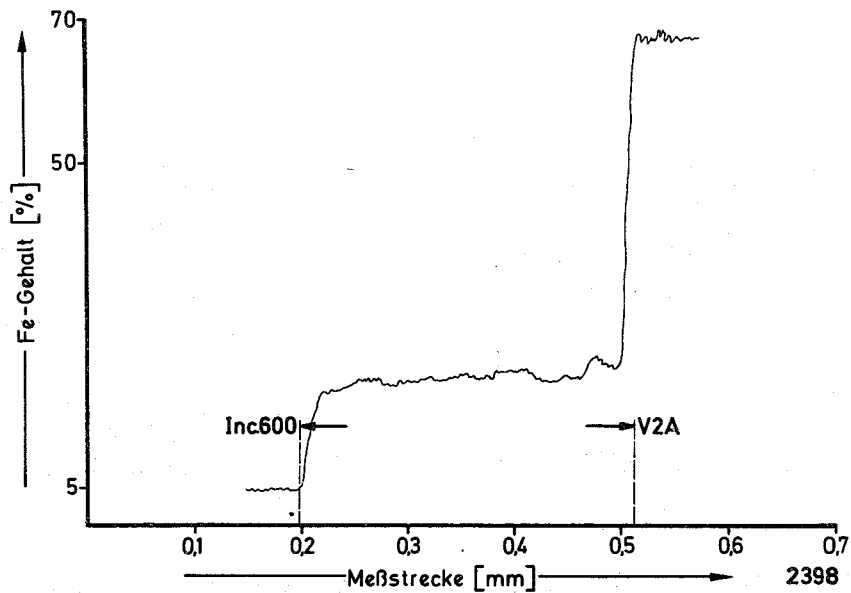


Abb.45 Konzentrationsverlauf bei einer Rundnaht an einer Stopfenauführung nach Abb.43b

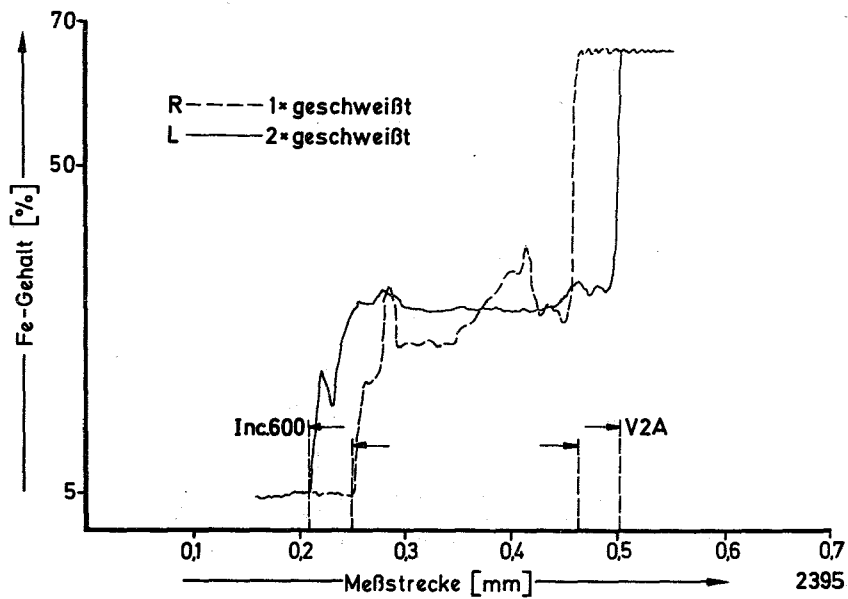


Abb.46 Konzentrationsverlauf bei einer Rundnaht

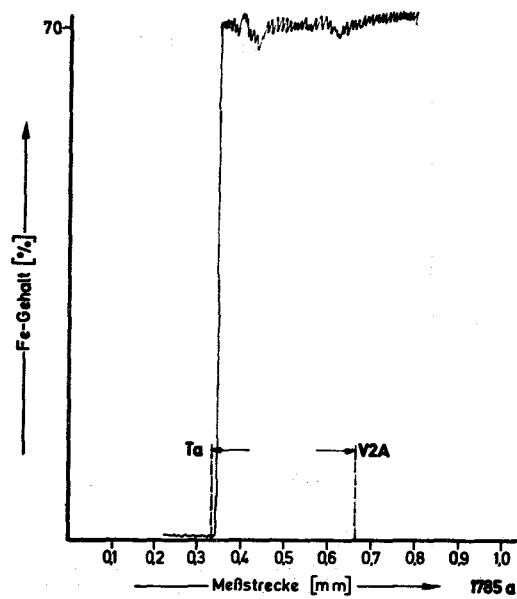


Abb.47 Konzentrationsverlauf bei V2A-Tantal im ungeglühten Zustand

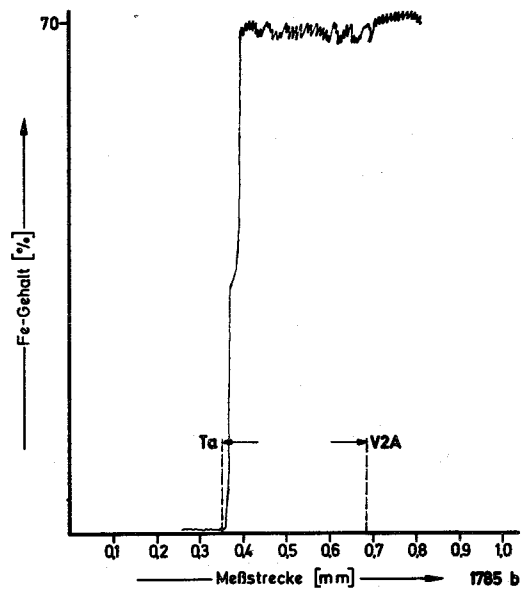


Abb.48 Konzentrationsverlauf bei V2A-Tantal; Glühzeit 50 h und 1000°C

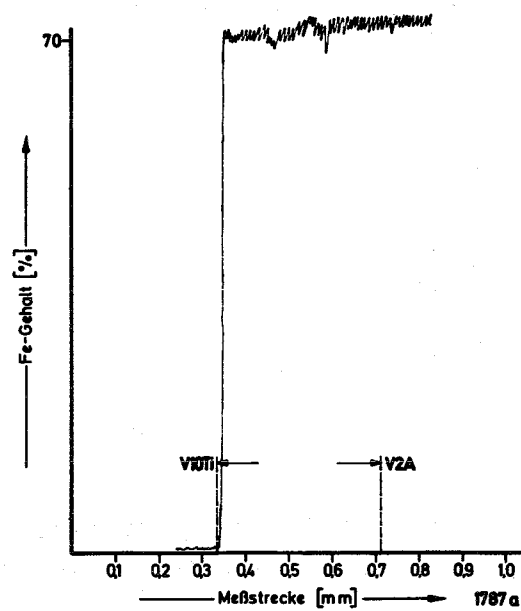


Abb.49 Konzentrationsverlauf bei V2A-V10Ti im ungeglühten Zustand

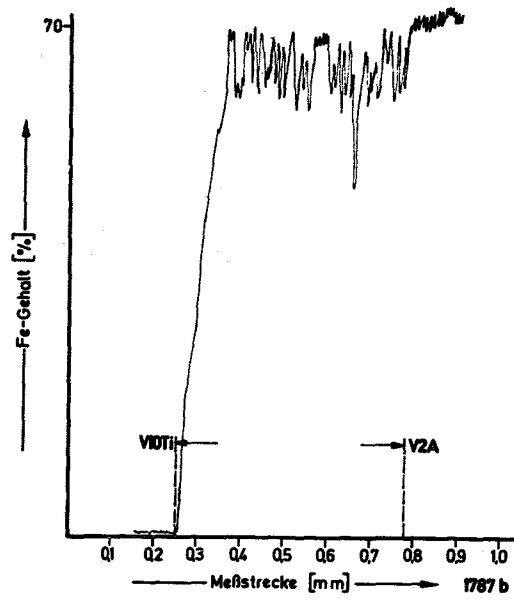


Abb.50 Konzentrationsverlauf bei V2A-V10Ti; Glühzeit 50 h und 1000 °C

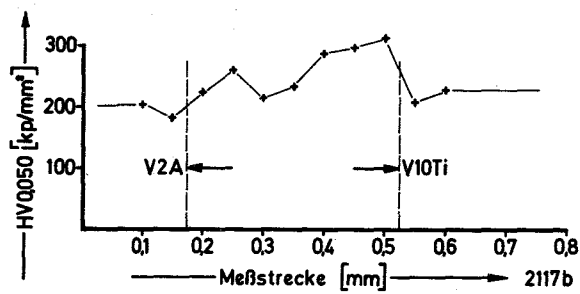


Abb.51 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Auftreffpunkt des Strahls 0,12 mm im V2A

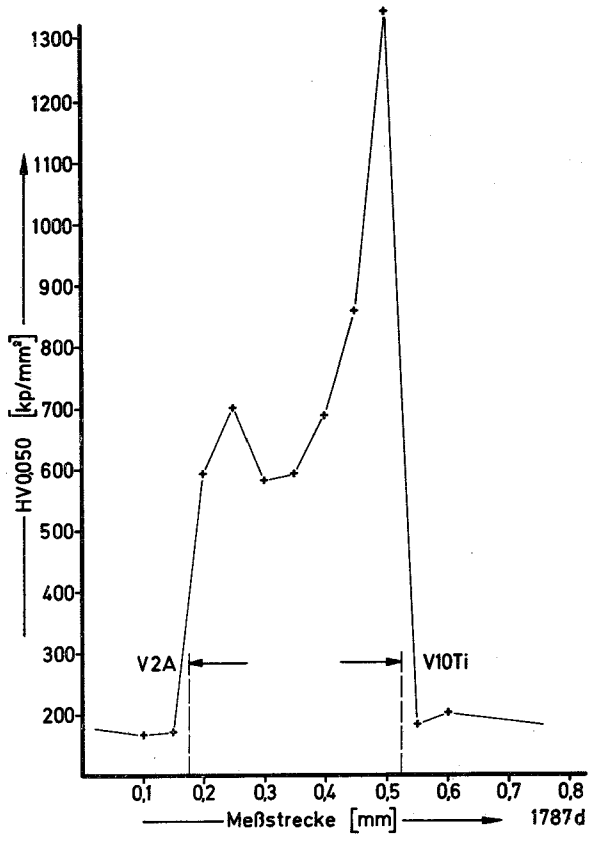


Abb.52 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Glühzeit 1 h und 1000°C bei langsamer Abkühlung

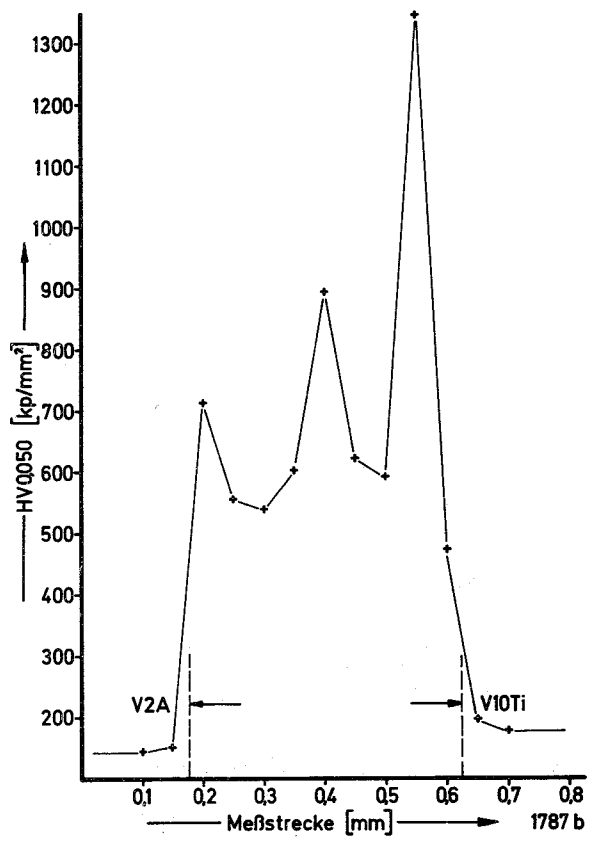


Abb.53 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Glühzeit 50 h und 1000°C bei langsamer Abkühlung

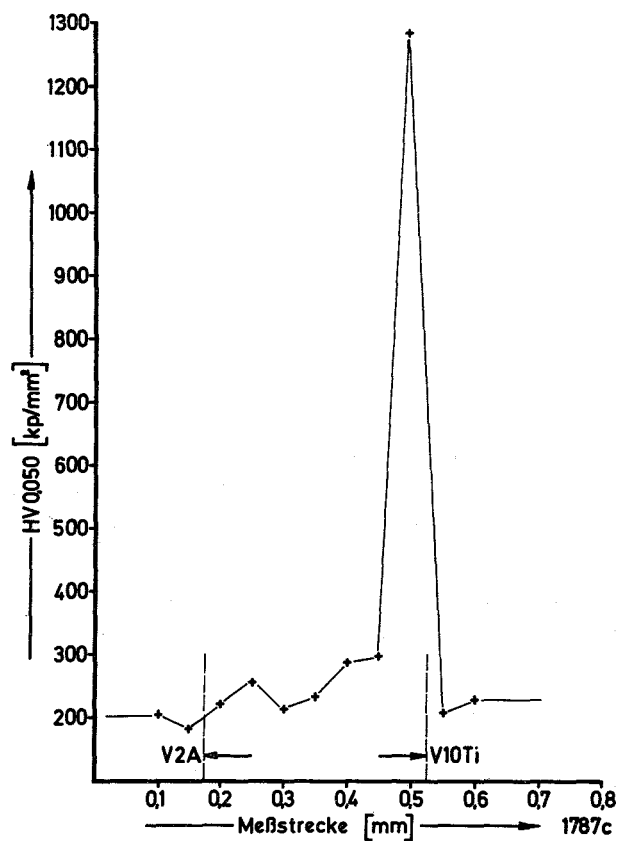


Abb.54 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Glühzeit 50 h und 1000°C bei sofortiger Abschreckung

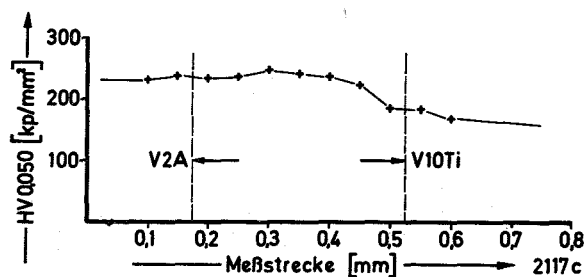


Abb.55 Härteverlauf an V2A-V10Ti; Glühzeit 500 h und 700°C bei langsamer Abkühlung

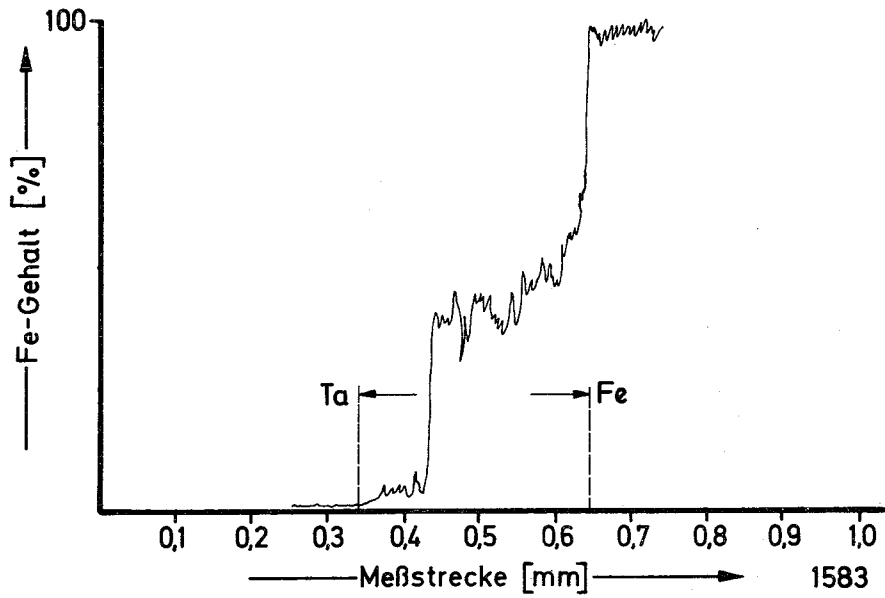


Abb.56a Konzentrationsverlauf bei Eisen-Tantal; Auftreffpunkt des Strahls 0,2 mm im Tantal

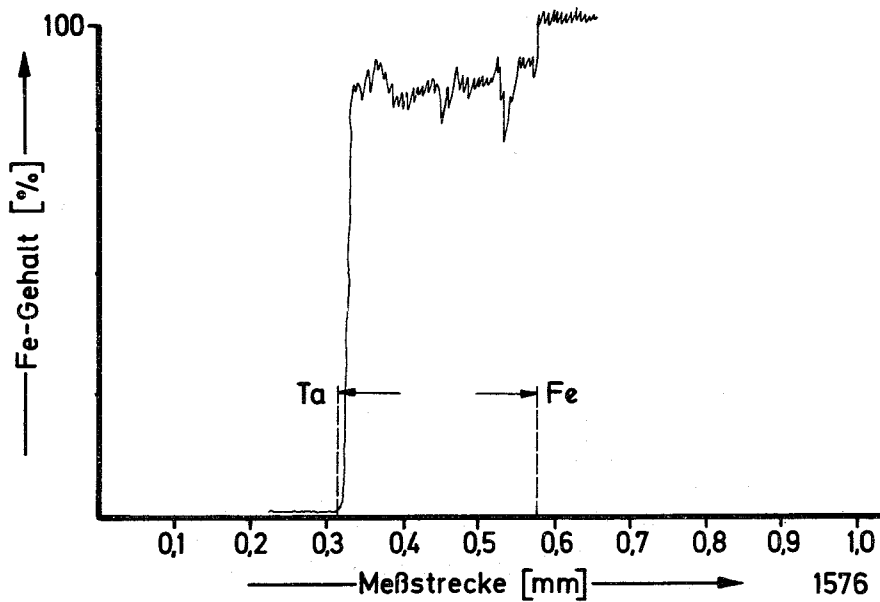


Abb.56b Konzentrationsverlauf bei Eisen-Tantal; Auftreffpunkt des Strahls Mitte der Stoßfuge



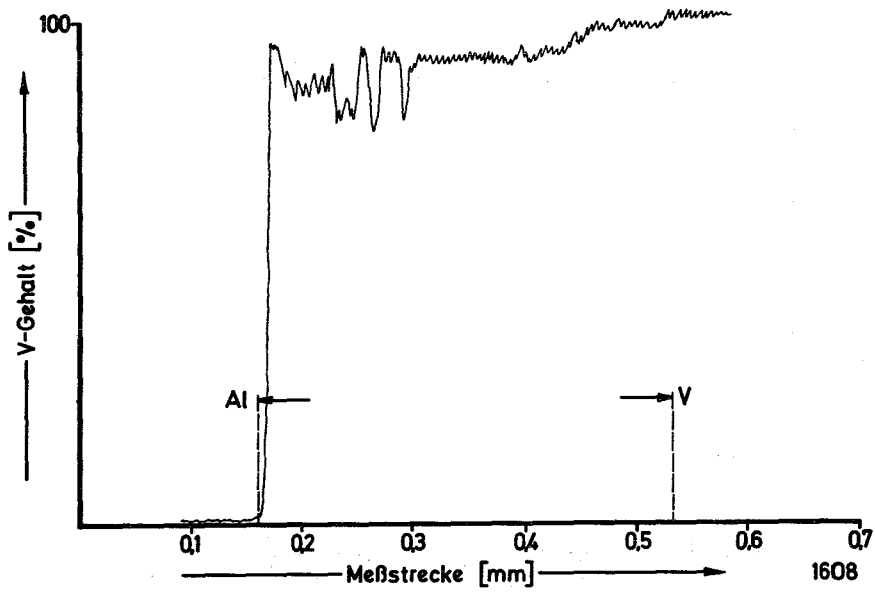


Abb.57a Konzentrationsverlauf bei Aluminium-Vanadium; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im Vanadium

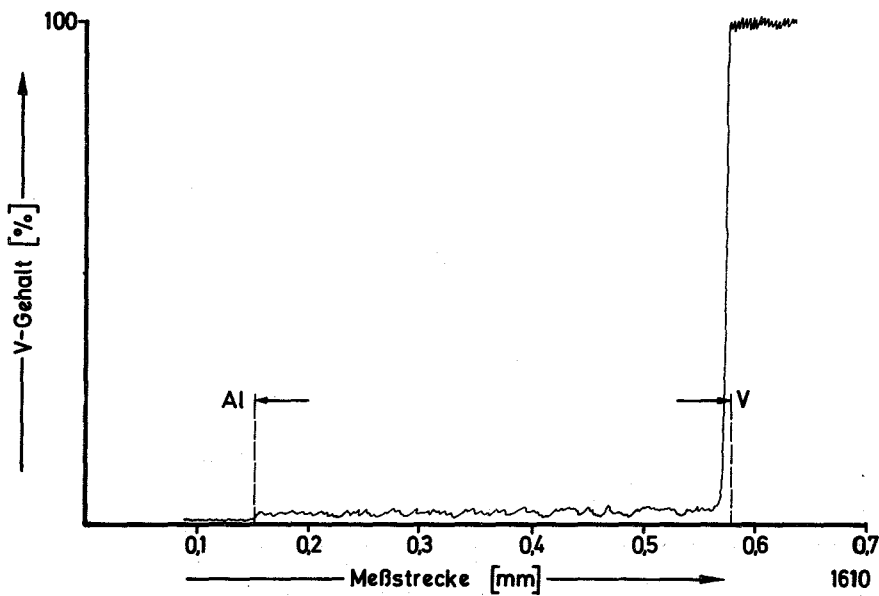


Abb.57b Konzentrationsverlauf bei Aluminium-Vanadium; Auftreffpunkt des Strahls 0,1 mm im Aluminium

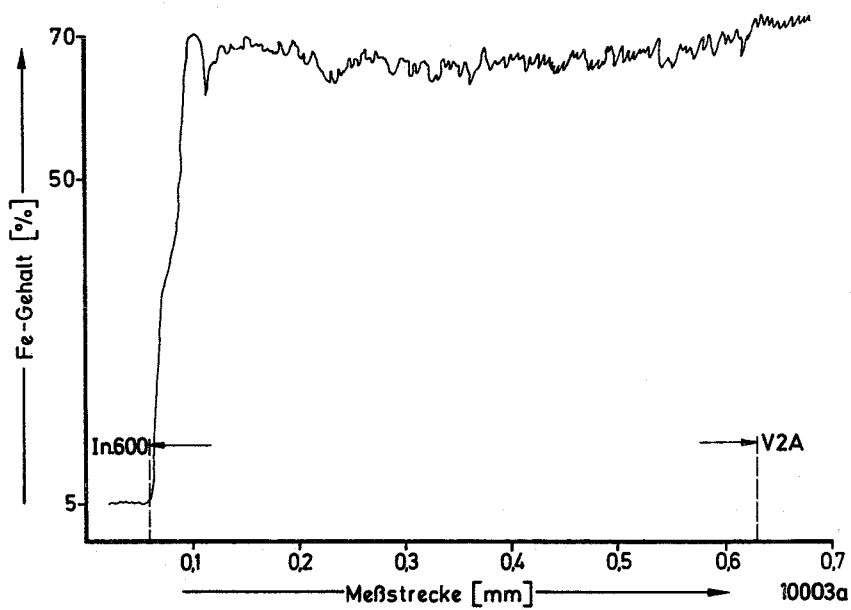


Abb.58 Konzentrationsverlauf einer WIG-Schweißung am Blechanfang

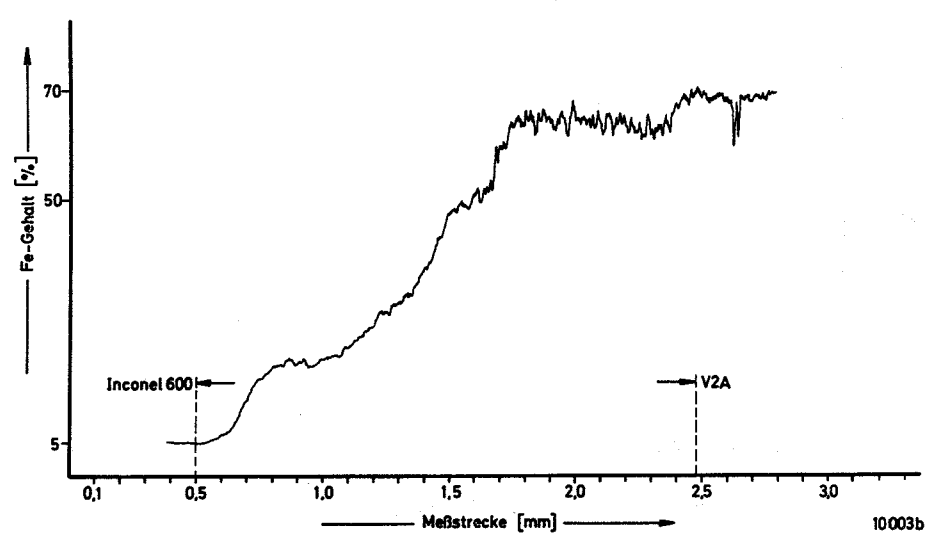


Abb.59 Konzentrationsverlauf einer WIG-Schweißung, in 10 mm Abstand vom Blechanfang entnommen

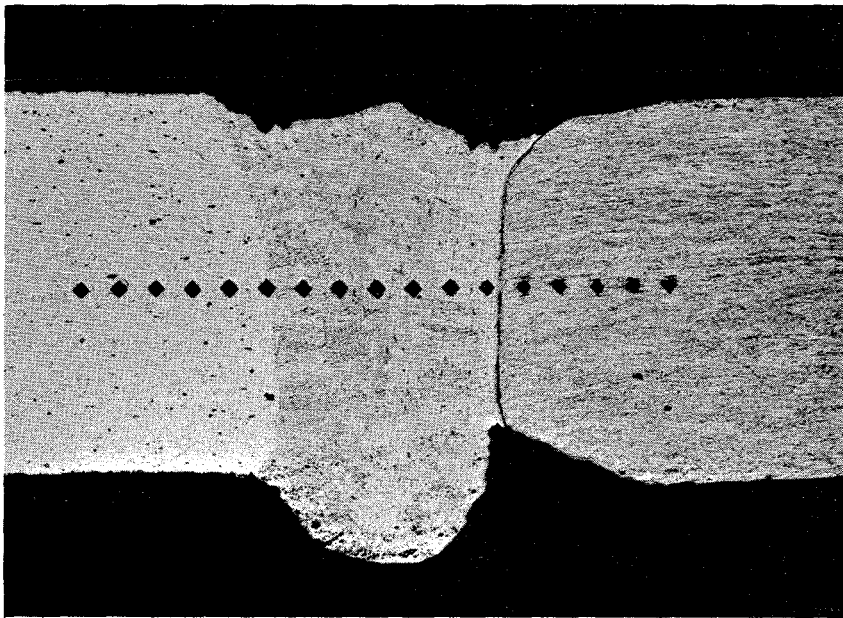


Abb.6oa V2A-V10Ti mit Härteeindrücken (x100)

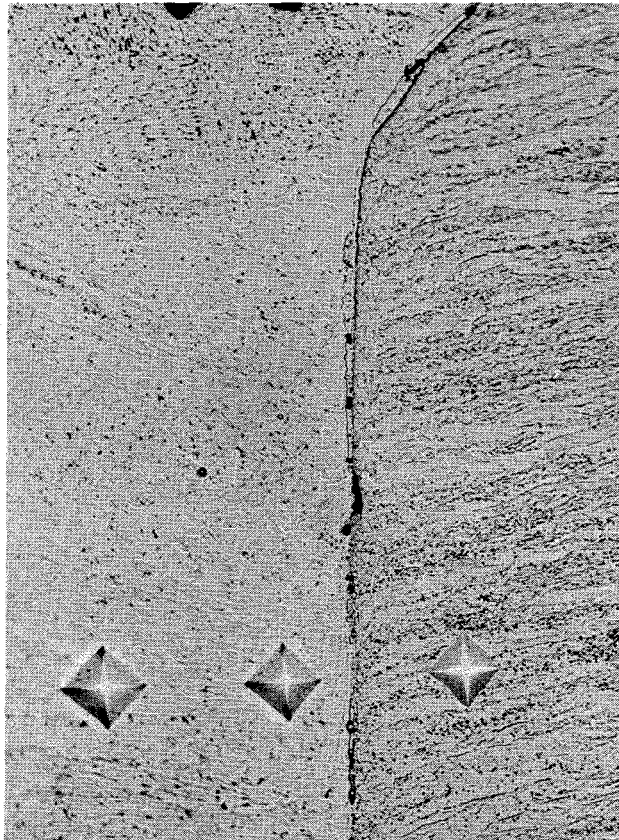


Abb.6ob V2A-V10Ti mit Härteeindrücken (x250)

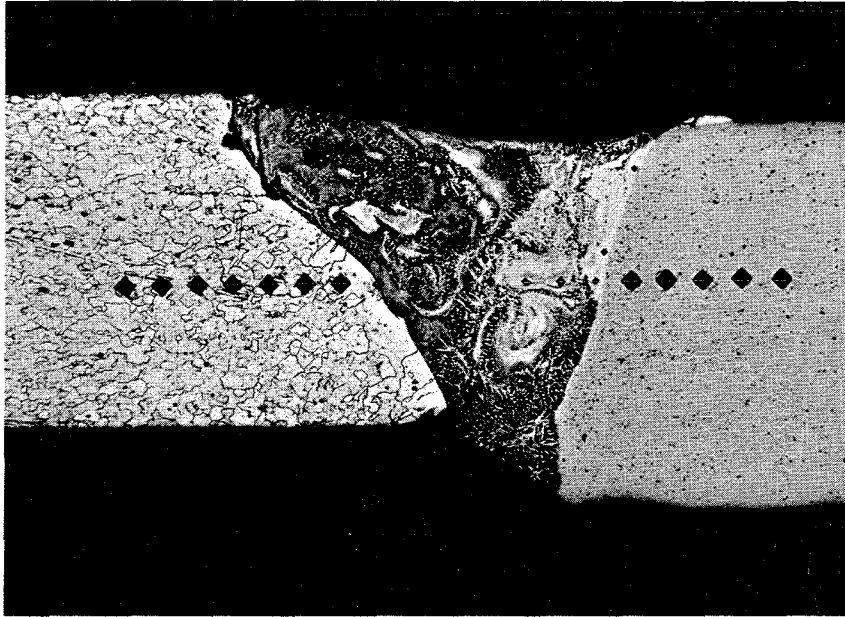


Abb.61 Schweißnaht an Eisen-Tantal (bei ungünstigen Parametern)

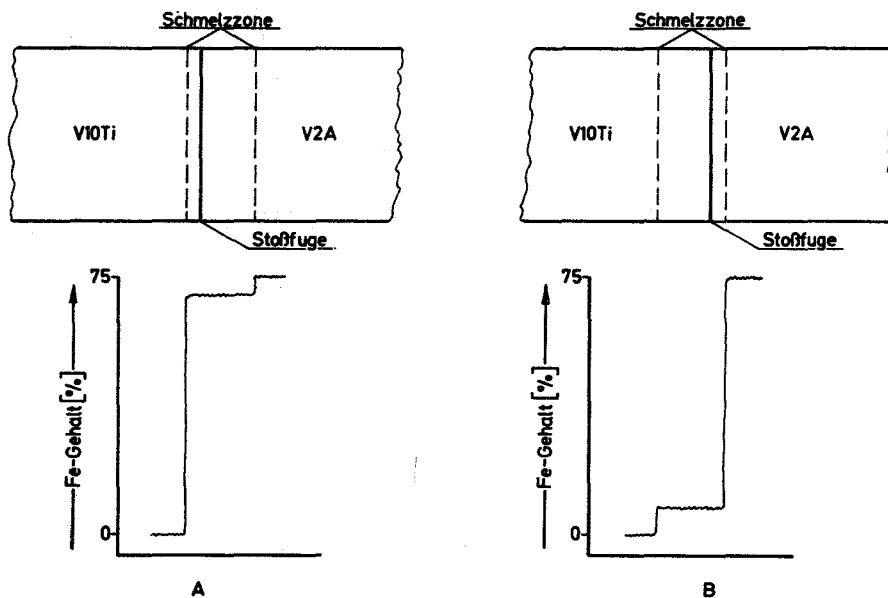


Abb.62 Schematisch gezeigter Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt des Strahls

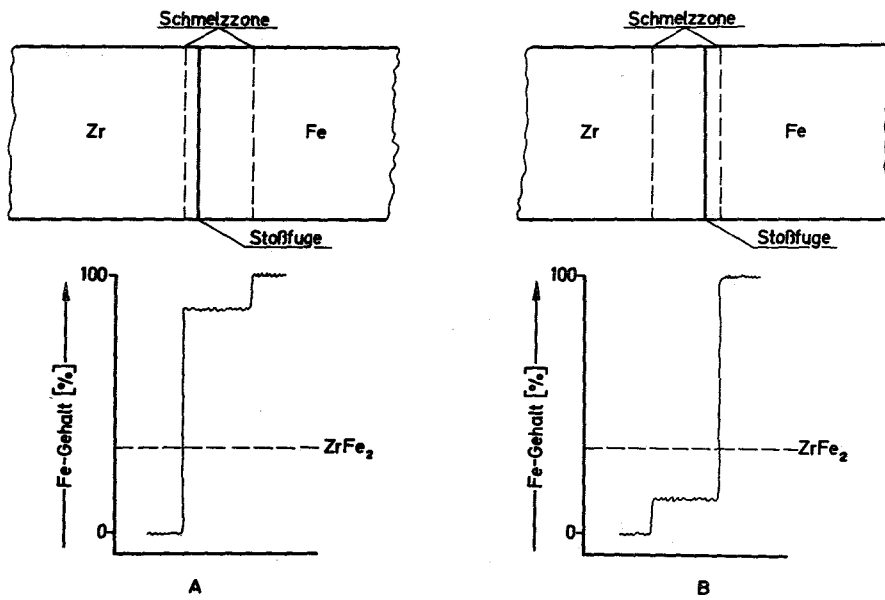


Abb.63 Schematisch gezeigter Konzentrationsverlauf in Abhängigkeit vom Auftreffpunkt des Strahls

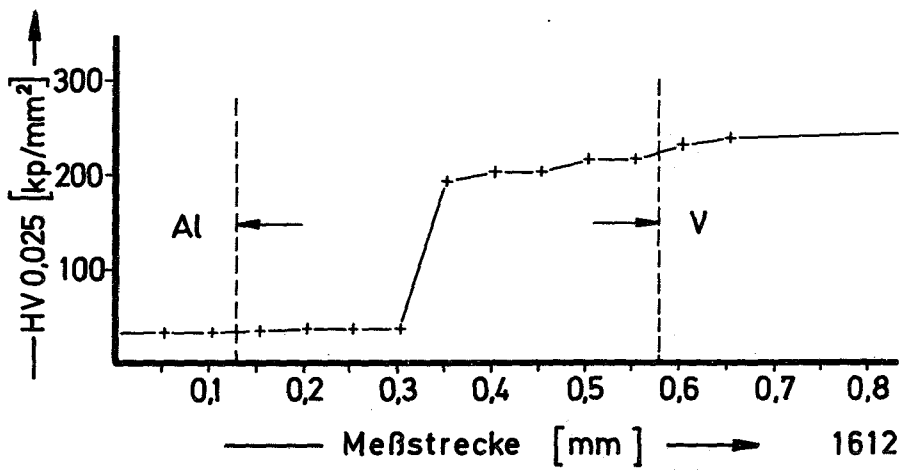


Abb.64 Härteverlauf an Aluminium-Vanadium mit Dauerstrahl

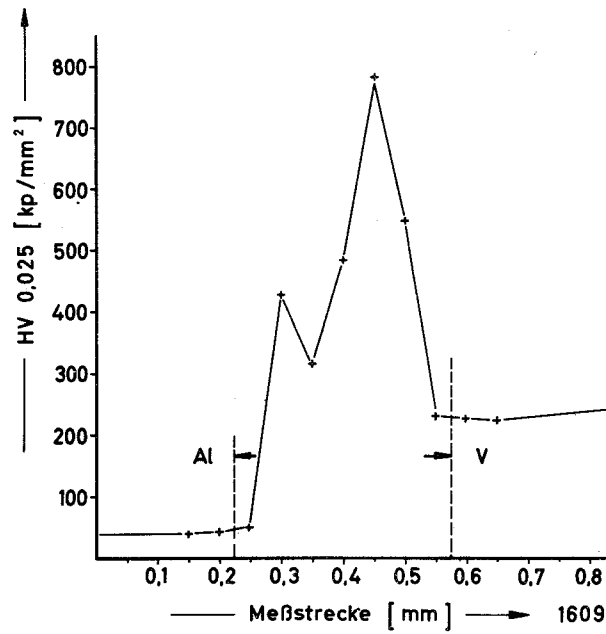


Abb.65 Härteverlauf an Aluminium-Vanadium bei Längspendelung

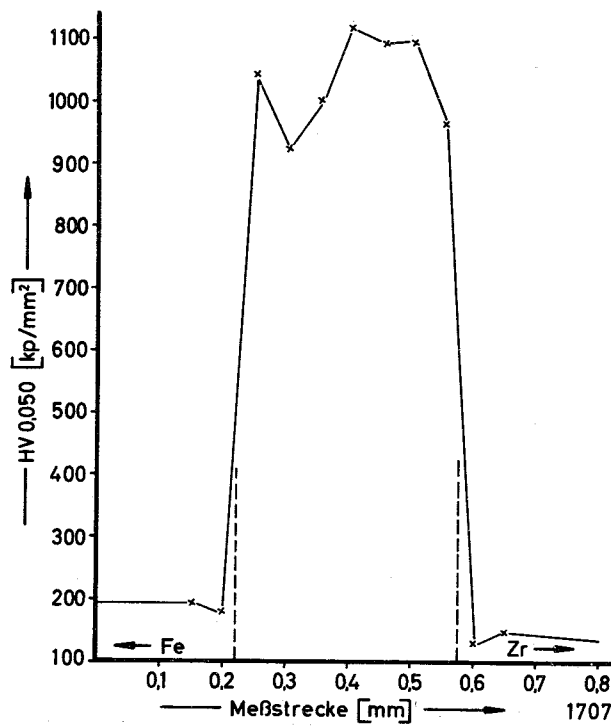


Abb.66 Härteverlauf an Eisen-Zirkon bei gepulstem Strahl

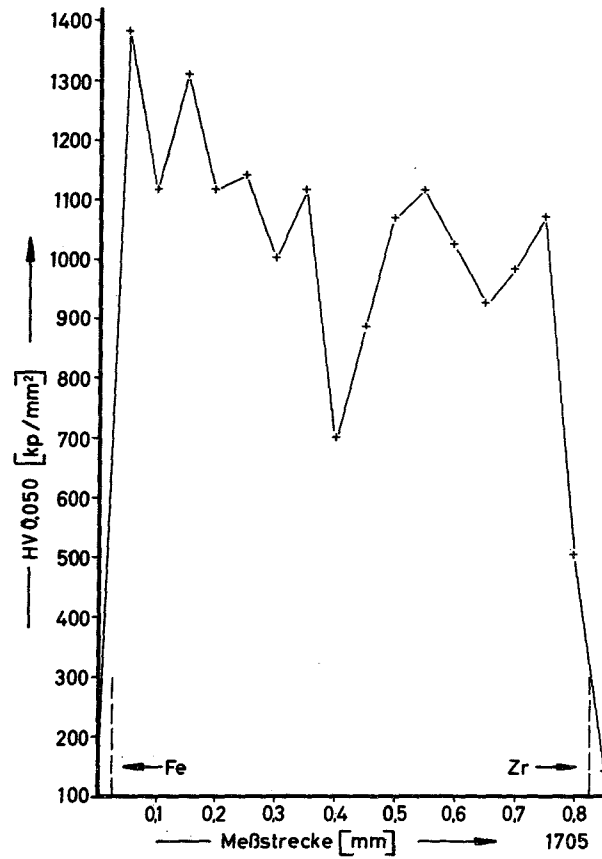


Abb.67 Härteverlauf an Eisen-Zirkon bei Dauerstrahl

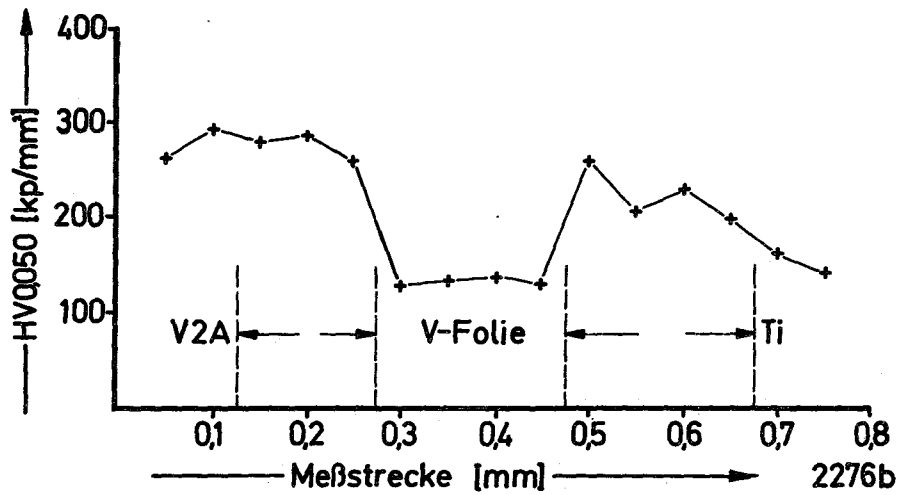


Abb.68 Härteverlauf an V2A-Ti mit Vanadium-Folie; Glühzeit 500 h und 500 °C

p [Torr]	$\sigma_s$ [kp/mm <sup>2</sup> ]		$\delta$ [%]	
	Zirkaloy	Vanadin	Zirkaloy	Vanadin
$25 \cdot 10^{-3}$	474	486	16,8	3
$10^{-3}$	474	507	13,8	42
$5 \cdot 10^{-5}$	46,9	58,7	13,8	6,5
$10^{-6}$	502	576	23	65

Tab.1 Zugfestigkeit und Dehnung in Abhängigkeit vom Vakuum während des Schweißens

Stufe	Impulsfrequenz		Impulslänge [ms]
	Frequenz [Hz]	Periodenlänge [ms]	
1	2800	0,36	0,05
2	1000	1	0,08
3	400	2,5	0,15
4	130	7,7	0,4
5	45	22	0,8
6	15	67	1,5
7	4	250	3
8	1	1000	5

Tab.2 Variationsmöglichkeiten der Tastverhältnisse an der Zeiss-Anlage



Werkstoffkombination	Folienstärke [mm]	Strahlart	Biegewinkel
V2A - Titan	0,3	gepulster Strahl	> 180°
	0,3	Dauerstrahl ohne Ablenkung	15°
	0,5	Dauerstrahl ohne Ablenkung	90°
	0,5	Dauerstrahl mit Längspendelung	15°
	0,7	Dauerstrahl mit Längspendelung	90°
	0,5	Dauerstrahl mit kreisförmiger Ablenkung	90°

Tab.3 Abhängigkeit des Biegewinkels von der Strahlart

Schweißdaten	Periodenlänge [ms]	Impulslänge [ms]	Auftreffpunkt [mm]	Bemerkungen	Biegewinkel	Lage des Bruches
105kV; 2,4mA; 40mm/sec	1	0,4	0,1 V2A		140°	V10Ti
" " "	"	"	0,15 "		>180°	"
" " "	"	"	0,2 "	nicht mehr verschweißt		
" " "	"	"	0,1V10Ti	3 Querrisse	0°	V2A
" " "	"	"	0,15 "	1 Querriß	0°	"
" " "	"	"	0,2 "		0°	"
120kV; 1,3mA; 15mm/sec	Dauerstrahl		0,1 V2A	in Kammer gerissen		V10Ti
" " "	"	"	0,2 "	beim Ausspannen ger.		"
" " "	"	"	0,3 "	nicht mehr verschweißt		"
" " "	"	"	0,1V10Ti	in Kammer gerissen		V2A
" " "	"	"	0,2 "	in Kammer gerissen		"
" " "	"	"	0,3 "	in Kammer gerissen		"
130kV; 1,3mA; 20mm/sec	1	0,4	0,15 V2A		180°	V10Ti
" 0,9" "	0,36	0,05	"		10°	"
" " "	"	0,08	"		60°	"
" 2,0" "	"	0,15	"	Strahlstrom zu hoch	20°	"
" 1,3" "	1	0,4	0,15V10Ti		0°	V2A
" 0,9" "	0,36	0,05	"		0°	"
" " "	"	0,08	"		0°	"
" 2,0" "	"	0,15	"		0°	"
105kV; 2,0mA; 40mm/sec	2,5	0,15	0,1 V2A		0°	V10Ti

Tab.4 Abhängigkeit des Biegewinkels von Strahlart und Auftreffpunkt

Werkstoff- kombination	Schweißparameter					Auftreffpunkt d. Strahls mm	Biege- winkel
	KV	mA	mm/s	Period.-L.Imp.-L.			
				ms	ms		
Al-Cu	105	2,0	40	1	0,4	0,1 im Al	180°
Al-Fe	105	2,0	40	1	0,4	0,1 im Fe	180°
Al-Ni	130	1,4	20	1	0,4	0,15 im Al	180°
Al-Ti	105	2,0	40	1	0,4	unabhängig	180°
Al-V	105	2,0	40	1	0,4	unabhängig	180°
Al-Zr	105	2,0	40	1	0,4	unabhängig	180°
Cu-Ti	105	3,3	40	0,36	0,15	0,2 im Cu	180°
Fe-Nb	130	1,5	20	1	0,4	0,15 im Fe	180°
Fe-Ta	105	2,4	40	1	0,4	0,1 im Fe	180°
Fe-Ti	130	1,3	20	1	0,4	0,15 im Fe	90°
Fe-Zr	130	0,9	20	0,36	0,15	0,15 im Fe	45°
V -Zr	130	1,3	20	1	0,4	0,15 im V	120°
CrNi18 8-Al	120	1,2	15			0,1 im CrNi18 8	180°
CrNi18 8-Nb	130	1,7	20	1	0,4	0,1 im CrNi18 8	110°
CrNi18 8-Ta	130	1,9	20	1	0,4	0,75im CrNi18 8	110°
CrNi18 8-Ti	130	1,3	20	1	0,4	0,15im CrNi18 8	40°
CrNi18 8-Zr	130	1,9	20	0,36	0,15	0,15im CrNi18 8	45°
CrNi18 8-V	105	2,4	40	1	0,4	0,1 im CrNi18 8	180°
CrNi18 8-V10Ti	105	2,4	40	1	0,4	0,15im CrNi18 8	180°
CrNi18 8-Zirkaloy	130	1,3	20	1	0,4	0,2 im CrNi18 8	15°
Nb-Ni	130	1,3	20	1	0,4	0,1 im Ni	180°
Ni-Ta	130	1,3	20	1	0,4	0,1 im Ni	180°
Ni-Ti	130	1,3	20	1	0,4	0,15 im Ni	180°
Ni-V	105	2,4	40	1	0,4	0,15 im Ni	180°

Tab.5 Materialkombinationen ohne Zwischenlage

Werkstoff- kombination	Folien- material	Stärke d. Folie [mm]	Auftreffpunkt des Strahls	Strahlart	Biege- winkel
Fe-Ti	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Fe-Zr	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Ni-Zr	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-Ti	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-Zr	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-Zirkaloy	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-Nb	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-V10Ti	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-V10Ti10Nb	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
CrNi18 8-V10Ti20Nb	Fe	0,2	Mitte	Impuls	180°
CrNi18 8-V20Ti20Nb	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Inconel X 550-Ti	Fe+V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Inconel X 550-V	Fe	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Incoloy 800 - V	Fe	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Fe-Ti	V	0,3	Mitte	Impuls	90°
Fe-Ti	V	0,3	links u. rechts	Impuls	180°
Fe-Ti	V	0,5	links u. rechts	Dauerstrahl	90°
Fe-Ti	V	0,5	links u. rechts	Längspendel.	15°
Fe-Ti	V	0,7	links u. rechts	Längspendel.	90°

Tab.6 Materialkombinationen mit Zwischenlage

Die vorliegende Arbeit entstand in der Zeit von März 1965 bis Februar 1968 am Institut für Material- und Festkörperforschung im Kernforschungszentrum Karlsruhe.

Der Gesellschaft für Kernforschung danke ich für die Möglichkeit, daß die vorliegende Arbeit im Kernforschungszentrum durchgeführt werden konnte.

Herrn Prof. Dr. H. Böhm - dem Betreuer dieser Arbeit - sowie Herrn Prof. Dr. F. Eichhorn bin ich für wertvolle Anregungen und Hinweise zu großem Dank verpflichtet.

Weiter danke ich Herrn Dr. Bumm, dem Leiter des Laboratoriums für Werkstoffuntersuchungen, sowie allen Kollegen und Mitarbeitern am Institut, die zur Fertigstellung dieser Arbeit beigetragen haben.