

*Im Andenken an meinen Geschäftspartner bei der Fa. "Ist Memory Alloys GmbH", einen begabten Ingenieur, den Gründer, Besitzer und langjährigen Geschäftsführer der Fa. "Ultrasonics Steckmann GmbH", den abgestürzten, auferstandenen und erneut in den Himmel aufgestiegenen Hobby-Piloten, einen sehr pragmatischen Geschäftsmann mit romantischen Seelenzügen, einen Fels in der Brandung und einfach feinen Kerl und guten Kameraden*

*Helge Georg Dr. Steckmann (1941-2018)*



## Inhalt:

|                                                                              |     |
|------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 1. Wellen .....                                                              | 5   |
| 1.1 Allgemeines .....                                                        | 5   |
| 1.2 Schallwellen .....                                                       | 6   |
| 1.3 Ultraschallbereich .....                                                 | 6   |
| 1.4 Erzeugung von US-Schwingungen .....                                      | 7   |
| 1.5 US-Messungen von elastischen Konstanten in Festkörpern ..                | 9   |
| 1.6 Messungen der akustischen Emission .....                                 | 11  |
| 2. US-Effekte und deren Anwendungen .....                                    | 15  |
| 2.1 Kavitation .....                                                         | 15  |
| 2.2 Reibungsreduzierung durch Ultraschall .....                              | 16  |
| 2.3 Reibung als Grundlage des Ultraschallschleifens .....                    | 17  |
| 3. US-Schweißen und Verarbeiten von Thermoplasten ..                         | 23  |
| 3.1 Viskoelastische Eigenschaften von Thermoplasten .....                    | 23  |
| 3.2 Energiedissipation als innere Wärme und US-Verbindungsprinzip ..         | 25  |
| 3.3 US- Schweißtechnik und -verfahren .....                                  | 29  |
| 3.4 US-Schweißparameter und Schweißbarkeit von Thermoplasten ..              | 34  |
| 4. Metallverbinden im US-Schweißverfahren .....                              | 51  |
| 4.1 Grundsätzliches .....                                                    | 51  |
| 4.2 Stand der Forschung und der Technik .....                                | 52  |
| 4.3 Experimentelles .....                                                    | 59  |
| 4.4 Struktur der Kontaktzone bei Metallpaarungen .....                       | 62  |
| 4.5 Schlussfolgerungen .....                                                 | 76  |
| 5. Plastifizierung von Metallteilen im US-Schweißverfahren .....             | 79  |
| 6. US-Spannungsreduzierung in metallischen Werkstücken .....                 | 91  |
| 6.1 Aufbau von Innenspannungen .....                                         | 91  |
| 6.2 Reduzierung von Eigenspannungen .....                                    | 93  |
| 6.2.1 Abbaumechanismus von überkritischen Eigenspannungen .....              | 94  |
| 6.2.2 Abbaumechanismus von subkritischen Eigenspannungen .....               | 95  |
| 6.3 Relaxation von Innenspannungen durch thermisch aktivierte Prozesse ..... | 97  |
| 6.4 Reduzierung von Eigenspannungen durch Ultraschallbehandlung .....        | 101 |
| 6.4.1 Physikalische Voraussetzungen .....                                    | 101 |
| 6.4.2 Wärme- und Spannungseffekte durch US-Einwirkung .....                  | 103 |
| 6.4.3 Ultraschallspezifische Plastifizierungseffekte .....                   | 106 |
| 6.5 US-Technik für Behandlung von metallischen Werkstücken .....             | 107 |
| 7. Anhang. Ultraschallgeräte und -anlagen .....                              | 111 |
| 8. Literaturverzeichnis ..                                                   | 133 |



## 1. Wellen

### 1.1 Allgemeines

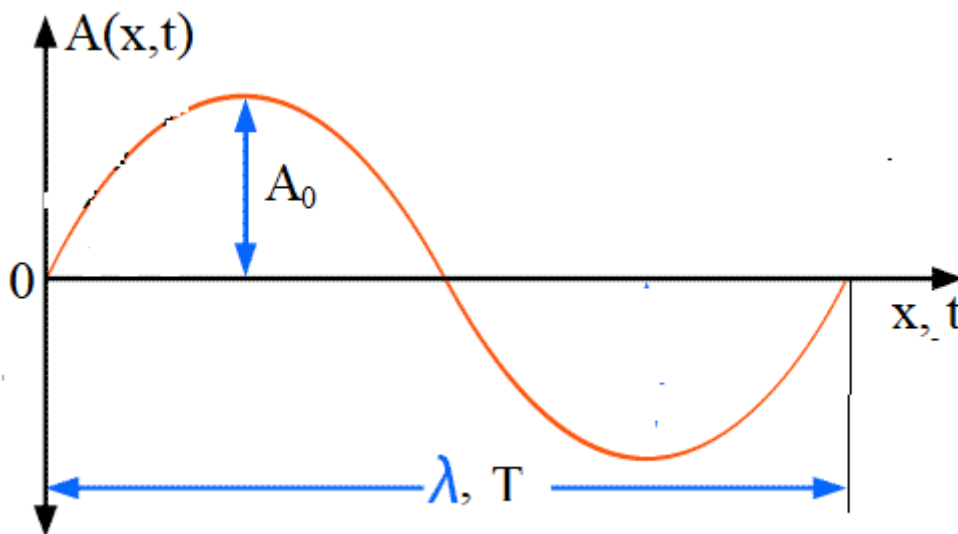
Die Ausbreitung von Wellen in Raum und Zeit wird allgemein durch die Wellengleichung (eindimensional  $x$ ) beschrieben:

$$\frac{\partial^2 A(x,t)}{\partial x^2} = \frac{1}{c^2} \cdot \frac{\partial^2 A(x,t)}{\partial t^2} \quad (1.1)$$

mit einer Lösung für lineare harmonische Schwingungen (Abb. 1.1):

$$A(x,t) = A_0 \cdot \sin(2\pi f \cdot t + \phi), \quad (1.2)$$

wobei  $f$  Schwingungsfrequenz und  $\phi$  Wellenphase sind.



**Abb. 1.1.** Eine harmonische Schwingung

Die allgemeinen Wellenparameter sind dabei [1]: Amplitude  $A(x,t)$  mit einem maximalen Ausgangswert  $A_0[m]$ , Periode  $T[s]$ , Frequenz  $f = \frac{1}{T}[s^{-1} \equiv Hz]$ , Wellenlänge  $\lambda = \frac{c}{f}[m]$ , Ausbreitungsgeschwindigkeit

$c = \sqrt{\frac{1}{\rho \cdot \kappa}} [m \cdot s^{-1}]$  ( $\kappa$  ist Kompressibilität) und Dichte des Mediums  $\rho [kg \cdot m^{-3}]$ . Wellen übertragen bei ihrer Ausbreitung nur die Energie und keine Masse.

### **1.2 Schallwellen**

Im Unterschied zu elektromagnetischen Wellen und Licht breiten sich die Schallwellen nicht in leerem Raum (Vakuum), sondern ausschließlich in der Materie aus. In dem Sinne ist der von Astrophysikern eingeführte Begriff „dunkle Materie“ für den hypotetischen unsichtbaren Teil des kosmischen Raums etwas irreführend, denn, wenn es Materie und nicht irgendein „dunkles Feld“ wäre, wäre es ein Medium für die Ausbreitung von Schallwellen von Sternen, ihrer Explosionen, Implosionen, Kollisionen und allen sonstigen Katastrophen und Kataklysmen durch den ganzen unendlichen Raum. Die unsichtbare Materie hätte das ganze Universum bzw. seine Milliarden von „Schalljahren“ entfernte Vergangenheit für uns hörbar gemacht. Das wäre kein großes Vergnügen für uns, Menschen, würde ich behaupten.

### **1.3 Ultraschallbereich**

Die Schallwellen werden auf den von Menschen hörbaren Frequenzbereich von  $16Hz$  bis  $16000Hz \equiv 16kHz$  bezogen geteilt und definiert. Unter dem hörbaren Bereich liegende Frequenzen gehören zu Infraschall. Der Infraschall findet zwar keine praktische Anwendung, ist aber in Umwelt sehr present und beeinträchtigt den menschlichen Organismus [2]. Die Infraschallwellen können durch die Oberfläche der „ruhigen“ Ozeane ausgestrahlt werden und die Seefahrer dazu bringen, vom Bord ihres völlig intakten Schiffs zu gehen. Das ist eine der Erklärungen für das berüchtigte Phänomen von „Geisterschiffen“.

Oberhalb des hörbaren Bereich liegenden Frequenzen versteht man als der in Technik und Medizin gut bekannte Ultraschall (US-). Der Ultraschall ist sehr verbreitet sowohl in der humanen als auch in der tierischen Welt für die Ortung und Entfernungsmessungen von Objekten. Dem Sonar- (für horizontale US-Ausbreitung) und Echolotverfahren (für senkrechte US-Ausbreitung) liegt Reflexion der US-Wellen an den Grenzflächen von Objekten mit einer anderen Dichte (Impedanz) als Medium (Luft, Wasser, Festkörper) zugrunde.

Die US-Reflexion ist ebenfalls die Grundlage für Materialprüfung [3]. Die Reflexion wie auch Brechung, Beugung (Diffraktion) und Interferenz sind die grundlegenden Welleneigenschaften, die auch für US-Wellen gelten und durch die Wellentheorie (Huygenssches Prinzip) beschrieben werden. Dank Beugung können die US-Wellen bei entsprechenden Verhältnissen ihrer Wellenlänge und der Größe des Objekts in den Schattenbereich eines Objekts durchdringen.

#### ***1.4 Erzeugen von US-Schwingungen***

Die US-Schwingungen werden aufgrund des piezoelektrischen Effekts durch einen piezoelektrischen Wandler erzeugt. Der direkte piezoelektrische Effekt besteht darin, dass eine einachsig mechanische Spannung zur Polarisierung eines dielektrischen Kristalls, also zur Bildung von entlang der Spannungsachse orientierten elektrischen Dipolen in diesem Kristall führt. Dies verursacht ein makroskopisches elektrisches Feld in und um das sogenannte Piezoelement (Wandler). Als Piezoelemente werden meist PZT-Keramiken (Piezo-Zirkonat-Titanat) verwendet.

Zum Erzeugen von mechanischen Schwingungen wird der inverse Piezoeffekt benutzt, bei dem eine mechanische Spannung bzw. eine elastische Verformung des Piezokristalls durch Anlegen einer elektrischen Spannung erzeugt wird. Bei ferroelektrischen Piezokeramiken sind die elektrischen Dipolmomente unter der Curie-Temperatur bereits vorhanden. Die parallel

zueinander gerichtete Dipolmomente bilden chaotisch orientierte elektrisch geladene Mikrodomäne mit einer resultierenden elektrischen Spannung, sogenannte, aus Ferromagnetismus bekannte Weiss-Bezirke, sodass kein resultierender makroskopischer elektrischer Moment im ganzen Piezokristall erzielt ist.

Beim Anlegen der elektrischen Außenspannung drehen sich die Weiss-Bezirke so, dass sich alle Dipolmomente in die Richtung der elektrischen Außenspannung orientieren. Durch diese Polarisation kommt eine Verformung des anisotropen Piezokristalls, z. B. eine Verlängerung zustande. Ähnliche Prozesse wie Bildung von chaotisch orientierten Mikromonodomänen in Ferromagnetika und Piezoelektrika (Ferroelektrika) bei der Temperatursenkung unter die Curie-Temperatur finden in den Formgedächtnislegierungen (FGL) mit martensitischen Umwandlungen bei der Temperatursenkung unter eine charakteristische Temperatur statt [4].

Jede solche Mikromonodomäne stellt einen elementaren Träger der durch die martensitische Umwandlung entstandenen Gitterverformung dar. Die resultierende makroskopische und reversible Verformung des ganzen aus solchen Mikromonodomänen bestehenden FGL-Körpers wird erst durch orientierende Wirkung der angelegten mechanischen Außenspannung hervorgerufen.

Durch Richtungswechsel der auf ein Piezokristall wirkenden elektrischen Außenspannung werden mechanische Schwingungen mit Frequenzen bis hin in den US-Bereich in so einem Piezokristall erzeugt, die für vielerlei technische und medizinische Zwecke verwendet werden.



### **1.5 US-Messungen von elastischen Konstanten in Festkörpern**

Die Piezowandler können sowohl Sensor- als auch Aktor-Funktionen in einem erfüllen und als solche verwendet werden, wie z. B. bei Messungen des Elastizitätsmoduls in Metallproben. Das Signal von einem US-Wandler wird dabei in eine flache planparallel geschliefene Probe geschickt, und die durch die Reflexion von der gegenüberliegenden Probenoberfläche entstandenen Echo-Signale werden von demselben Wandler wieder aufgenommen und in elektrische Signale umgewandelt.

Die zwischen zwei benachbarten Echo-Signale gemessene Zeit  $\tau$  wird für die Berechnung der US-Geschwindigkeit  $v_{US}$  in diesem Kristall verwendet:

$$v_{US} = \frac{2d}{\tau}, \quad (1.3)$$

wobei  $d$  die Dicke der Probe ist. Da diese Geschwindigkeit von dem Elastizitätsmodul  $G$  und der Dichte  $\rho$  der Probe abhängt (§1.1):

$$v_{US} = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \quad (1.4)$$

lässt sich der Elastizitätsmodul leicht errechnen:

$$G = v_{US}^2 \cdot \rho. \quad (1.5)$$

Führt man solche US-Messungen an Einkristallproben mit verschiedenen Orientierungen, ermittelt man die Werte von einzelnen Komponenten  $C_{ij}$  des Elastizitätstensors  $\|C_{ij}\|$ . Die auf diese Weise bestimmten Temperaturabhängigkeiten von Elastizitätskonstanten werden für die Untersuchung des Erweichens (softening) der bestimmten Elastizitätskonstanten im prämartensitischen Temperaturbereich in Formgedächtnislegierungen breit verwendet [5-8].

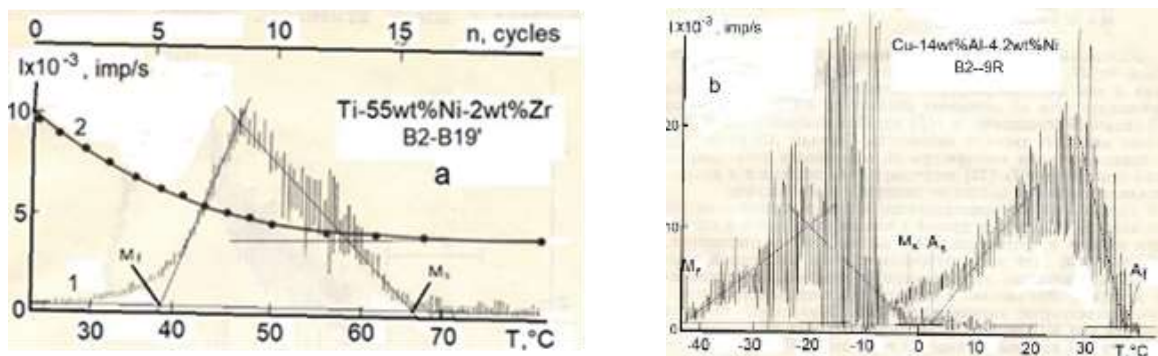


### 1.6 Messungen der akustischen Emission

Der direkte Piezoeffekt liegt den piezoelektrischen Sensoren für Registrierung von akustischen Signalen (akustische Emission AE) zugrunde. Die akustische Emission entsteht in Festkörpern durch schlagartige Veränderungen im inneren Feld der elastischen Spannungen, zum Beispiel bei Rissbildung oder während der martensitischen Umwandlungen [4].

In solchen AE-Messungen [4, 9] wird ein Piezowandler als Sensor mit einer Resonanzfrequenz von  $400\text{kHz}$  direkt, durch eine den akustischen Kontakt absichernde Paste an die polierte Oberfläche einer zu untersuchenden Probe angebracht. Die von dem Sensor durch akustische Druckwellen erzeugten elektrischen Signale werden elektronisch verstärkt, durch einen A/D-Wandler digitalisiert und auf dem Bildschirm eines Computers visualisiert (Abb. 1.2).

Die Frequenzen der akustischen Signale bei martensitischen Umwandlungen von Formgedächtnislegierungen können je nach Umwandlungstyp und Wärmebehandlung von hörbarem, wo man das Geknister von annihilierenden Phasen- oder Domänengrenzen mit bloßen Ohren wahrnehmen kann [4], bis hin in den Ultraschallbereich liegen.



**Abb. 1.2.** AE-Messkurven von polikristallinen FGL-Proben

$\text{Ti-55wt\%Ni-2wt\%Zr}$  im ersten Zyklus der thermoinduzierten martensitischen  $B2 \rightarrow B19'$ -Hinumwandlung (a – Linie 1) und  $\text{Cu-14wt\%Al-4.2wt\%Ni}$  im ersten Zyklus der thermoinduzierten Hin- und Rückumwandlungen  $B2 \leftrightarrow 9R$  (b). Senkung der AE-Intensität mit der Anzahl von Umwandlungszyklen (a – Linie 2).

Die AE-Intensität  $I_{AE}$  wird als Anzahl der akustischen Signale (Impulse) pro Sekunde  $\dot{N}_{AE}(T) \left[ imp \cdot s^{-1} \right]$  bei Temperaturänderung mit einer konstanten Geschwindigkeit  $\dot{T} = const$  im Umwandlungstemperaturbereich  $(A_f' - M_f')$  registriert:

$$I_{AE} \propto \dot{N}_{AE}(T) \propto \frac{U_d}{U_{el}} \cdot \frac{\dot{T}}{A_f' - M_f'}, \quad (1.6)$$

wobei  $U_{el}$  die elastische Energie der Phasengrenzen und  $U_d$  die als akustische Emission dissipierte elastische Energie sind.

Die akustischen Signale entstehen während der martensitischen Umwandlung durch Koaleszenz von bei der Hinumwandlung wachsenden Martensitkristallen mit Bildung von innenmartensitischen Domänengrenzen mit kleinerer Dichte der elastischen Energie. Während der Rückumwandlung findet Spaltung dieser innenmartensitischen Domänengrenzen in die kohärenten Austenit-Martensit-Phasengrenzen mit höherer Dichte der elastischen Energie [4].

Diese sprunghafte Änderungen der Dichte der elastischen Energie verursachen die akustische Emission, sodass die Anzahl von akustischen Impulsen ungefähr der Anzahl der Phasengrenzen entspricht:

$$N_{AE}(T, z) \approx N^{A'M^P} = 2N_{M_f}^{M^P} \cdot z(1-z), \quad (1.7)$$

wo  $N_{M_f}^{M^P}$  die Anzahl von Martensitpolydomänen  $M^P$  nach der vollständigen Hinumwandlung bei der Temperatur  $T \leq M_f$  und bei der Phasenfraktion des Martensits  $z(T) = 1$  ist.

Die in Abbildung 2 a, Linie 2 gezeigte AE-Intensitätssenkung mit der Anzahl der Umwandlungszyklen, die auch bei andersartigen Untersuchungen beobachtet wurde [10], ist auf die Stabilisierung von einigen Martensitkristallen durch Veränderung deren internen Domänenstruktur im Feld der elastischen Innenspannungen [4] und nicht auf den Kohärenzverlust der Phasengrenzen durch die Verstzungen, wie es in den meisten Fällen behauptet wird, zurückzuführen. Reduzierung der Dichte von Zwillingsgrenzen in einem Martensitkristall führt, wie es in [4] experimentell nachgewiesen worden ist, zu Erhöhung der Rückumwandlungstemperaturen, sodass dieser Martensitkristall aus den reversiblen Umwandlungszyklen in diesem Temperaturbereich ausgeschaltet wird.



## **2. US-Effekte und deren Anwendungen**

Die zahlreichen US-Anwendungen basieren auf vielfältigen Eigenschaften des Ultraschalls als Druckwellen und seiner Einwirkungen auf das Ausbreitungsmedium (Gase, Flüssigkeiten, Festkörper).

### **2.1 Kavitation**

Kavitation ist eigentlich nicht explizit US-spezifisches Phänomen. Bildung von Hohlräumen (Dampfblasen) in Flüssigkeiten und deren Implosion an Oberflächen von Hindernissen findet grundsätzlich bei starken turbulenten Strömungen mit großen Druckgefällen, z. B. an den Schiffsschrauben statt. Die Dampfblasen entstehen in Flüssigkeiten an den Stellen mit minimalen Druck, bei dem das Gleichgewicht zwischen Wasser und Wasserdampf auf dem  $(p - T)$ –Diagramm bereits bei der Raumtemperatur erreicht werden kann.

Der Widerstand von Hindernissen erhöht den Druck in der kavitierten Flüssigkeit, was zum schlagartigen Kollabieren der Dampfblasen führt. Die explosiv steigenden Druck und Temperatur verursachen Erosion der Oberfläche von Hindernissen und fügen dieser erhebliche Schäden zu. Der Effekt findet allerdings eine positive Nutzung in US-Reinigungsbädern (z. B. Reinigung von Brillengläsern).

Auch in Metallurgie findet die Kavitation durch Ultraschalleinwirkung auf Metallschmelzen eine wichtige Anwendung, bei der die US-Behandlung von Schmelze die Qualität von Gussteilen positiv beeinflusst. Das Verfahren basiert auf der Erzeugung von Kavitationsblasen in der Schmelze, die eine Dispergierung und Entgasungswirkung induziert. Die Analyse des Gefüges und die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der resultierenden Gussteile sind die Grundlage für die Qualitätsbestimmung von leichten Metallen wie Magnesium, Aluminium und deren Legierungen [11, 12].

## 2.2 Reibungsreduzierung durch Ultraschall

Statische Reibungskraft  $F_f$  wirkt an den Grenzflächen zwischen zwei aneinander mit einer normal zu der Fläche wirkenden Kraft  $F_N$  angepressten Körpern und hängt mit der Normalkraft folgendermaßen zusammen:

$$F_f = \mu \cdot F_N, \quad (2.1)$$

wobei  $\mu$  eine durch die Beschaffenheit der Grenzflächen und des Körperstoffs bestimmte Reibungszahl (-koeffizient) ist.

Die Reibungskraft wirkt immer der Kraft  $F_d$  entgegen, welche die kontaktierenden Körper in Bewegung zu setzen versucht. Die Reibungskraft ist von der Bewegungsgeschwindigkeit  $v$  abhängig [13]:

$$F_f = -\alpha \cdot \vec{v}, \quad v \leq 25 \text{ m/s} \quad (2.2)$$

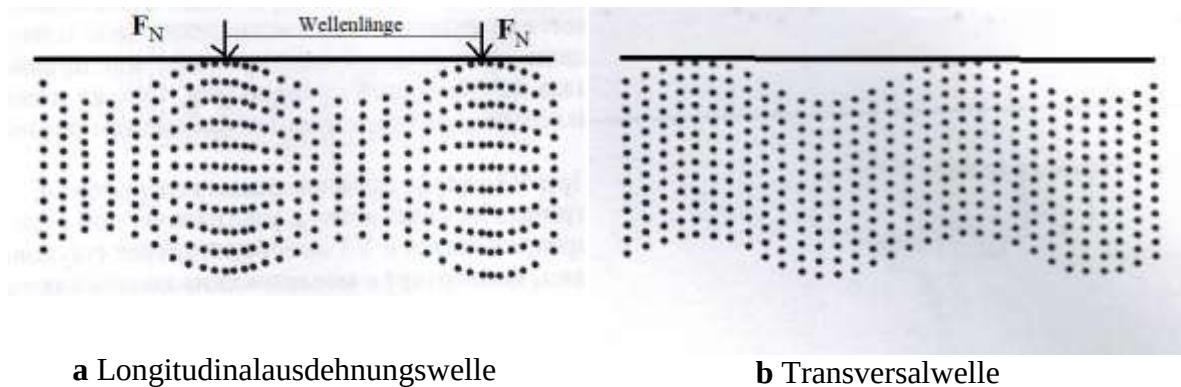
$$F_f = -\beta \cdot v^2 \frac{\vec{v}}{v}, \quad (25 < v < 350) \text{ m/s} \quad (2.3)$$

Werden die US-Schwingungen an einen der kontaktierenden Körper angebracht, verändert sich das Reibungsverhalten. Der Druck eines schwingenden Körpers wirkt an den Kontaktpunkten mit dem Abstand von einer Wellenlänge  $\lambda$  der Normalkraft  $F_N$  entgegen (Abb. 2.1) und reduziert dadurch die Reibung.

Versucht man z. B. die Klinke eines eingeschalteten US-Käsemessers mit Fingern festzuhalten, spürt man, wie die Finger abgestoßen und in die Richtung der Wellenausbreitung wegrutschen. Da der Reibungskoeffizient  $\mu$  nicht verändert wird, unterscheidet sich der US-Effekt der Reibungsreduzierung von der Wirkung von den Reibungskoeffizienten verkleinernden Schmiermitteln.



Die US-Reibungsreduzierung wird sehr effektiv in verschiedenen Verfahren der Metallverarbeitung wie Drahtziehen, Extrudieren, Tiefpressen usä. angewendet, um die wirkende Kraft zu reduzieren und das Haften des Metalls an den Werkzeugen zu vermeiden bzw. zu verringern [14].



**Abb. 2.1.** US-Wellenarten.

Die an der Grenzfläche zweier Metallteile entstehende Reibung, wenn diese durch Ultraschalleinwirkung in relative Bewegung mit der Kraft  $F_f$  gebracht werden, kann auch einen positiven Schleifeffekt an den beiden rauen Grenzflächen hervorrufen.

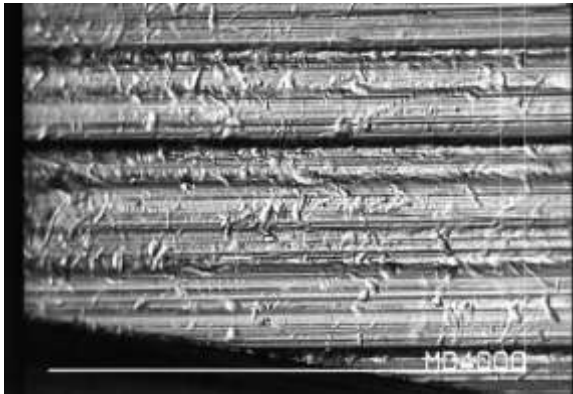
### ***2.3 Reibung als Grundlage des Ultraschallschleifens***

Das Problem bei der Herstellung von feinmechanischen Bauteilen besteht darin, dass deren Oberflächenrauheit nach dem Fräsen/Drehen deren präzisen Einsatz unmöglich macht und nicht tolerierbar ist. Um das Problem zu lösen wird es auf ein langwieriges und wenig effektives Handschliffverfahren gesetzt.

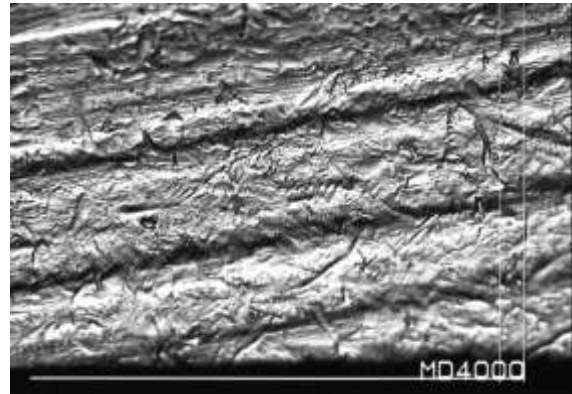
Die im Auftrag der Firmen. “Leica Camera AG“ und “Ultrasonics Steckmann GmbH“ durchgeführte Untersuchungen [15] zeigten ein sehr zufriedenstellendes Glätten der Mikrogewinde der ineinander eingeschraubten Objektivteile durchs Aufbringen der US-Schwingungen auf das Objektiv der Fotokamera.

Lichtmikroskopische Aufnahmen von Gewindeabschnitten der Alu- und

Messing-Objektivteile weisen darauf hin, dass die Reibung an dem Gewinde der ineinander eingeschraubten Teile hauptsächlich durch die Oberflächenrauheit der Teile nach dem Fräsen/Drehen des Gewindes verursacht wird (Abbildungen 2.2 a und 2.4 a).



**Abb. 2.2 a.** Das Gewinde des Alu-Teils nach dem Fräsen/Drehen.



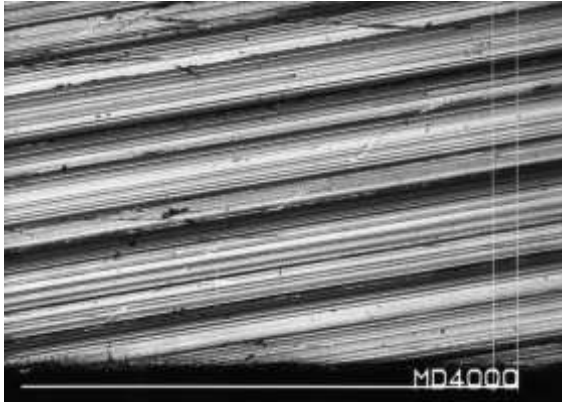
**Abb. 2.2 b.** Das Gewinde des Alu-Teils nach einem Handschliff.

Die Rauheit ist darauf zurückzuführen, dass Material an manchen Stellen der Oberfläche durchs Instrument während des Fräsens/Drehens des Gewindes ausgerissen und an anderen Stellen aufgetragen wird, was auf den Aufnahmen insbesondere von Alu-Teilen mit viel kleineren Härte (Abb. 2.2 a) als Kavernen und kornförmige Teilchen von  $(5 \div 20) \mu m$  zu sehen ist (der Abstand zwischen zwei weißen Rasterlinien auf allen Fotos rechts beträgt  $25 \mu m$ , was auf allen Bildern einer der Vergrößerung  $\times 5000$  entspricht).

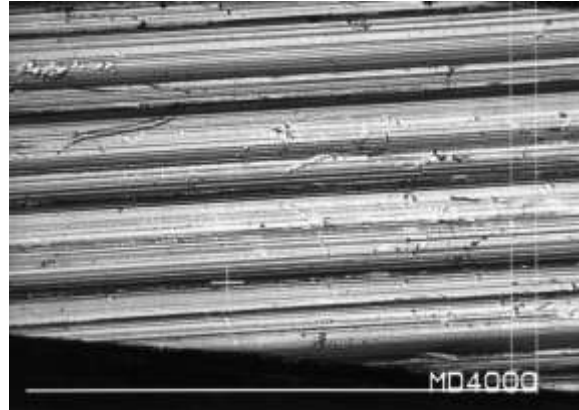
Die handgeschliffene Alu-Oberfläche bleibt rau (Abb. 2.2 b). Die während der Verarbeitung entstandenen und abgelagerten Alu-Teilchen werden allerdings abgerundet, dem Gewinde entlang ausgerichtet (texturiert) und parziell in die Oberfläche eingeschmiert, was eine Reibungsminderung selbstverständlich zuzufolge haben soll.

Die US-Behandlung der ineinandergeschraubten Objektivteile mittels einseitigen Aufbringens der Sonotrode auf das Objektiv glättet sowohl die Alu-

Oberfläche (Abbildungen 2.3 a, b) als auch Messing-Oberfläche (Abbildungen 2.5 a, b) ausgesprochen effizient. Auf der lichtmikroskopischen Aufnahme (Abb. 5 a) ist überhaupt keine Spur von besagten Alu-Teilchen festzustellen.



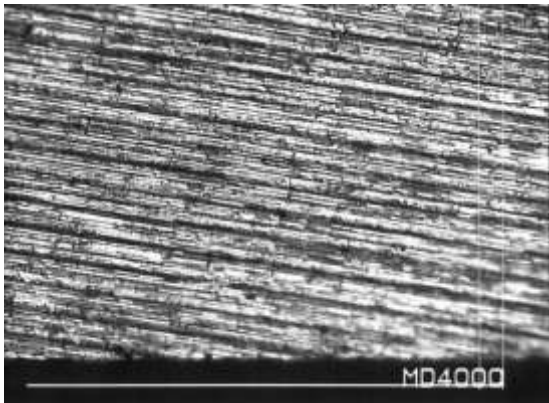
**Abb. 2.3 a.** Das Gewinde des Alu -Teils nach einseitige Ultraschalleinwirkung.



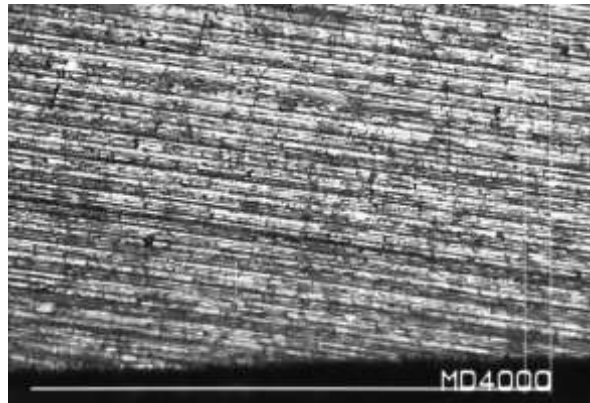
**Abb. 2.3 b.** Das Gewinde des Alu -Teils nach zweiseitige Ultraschalleinwirkung.

Die Oberfläche des Messing-Teils nach seiner Fertigung ist relativ glatt (Abb. 2.4 a) und ändert sich bei weiteren Behandlungen nur unwesentlich (Abb. 2.4 b), obwohl auch hier eine positive Ultraschalleinwirkung (Abbildungen 2.5 a, b) im Vergleich zum Handschliff (Abb. 2.4 b) festzustellen ist. Beim Handschleifen werden nicht nur die Rauheiten, sondern auch das Gewinde selbst etwas verschmiert, während das Gewinde nach der US-Behandlung ursprünglich scharf bleibt.

Die US-Behandlung durch eine halbrunde Sonotrode mit der 180°-Drehung weist die gleiche Wirkung (Abbildungen 2.4 a und 2.6 b) auf, wie die mit einer planaren Sonotrode. Die US-Behandlung durchs Aufbringen der Sonotrode auf die beiden Objektivteile (Abbildungen 2.3 b und 2.5 b) ist weniger effektiv als die beim einseitigen Aufsetzen der Sonotrode (Abbildungen 2.3 a und 2.5 a). Die Oberflächen sind zwar immer noch glatter als die nach dem Handschleifen (Abbildungen 2.2 b und 2.4 b), weisen allerdings im Unterschied zu den anderen betrachteten hier US-Methoden (Abbildungen 2.3 a und 2.5 a) restliche Spuren von kornförmigen Teilchen auf.



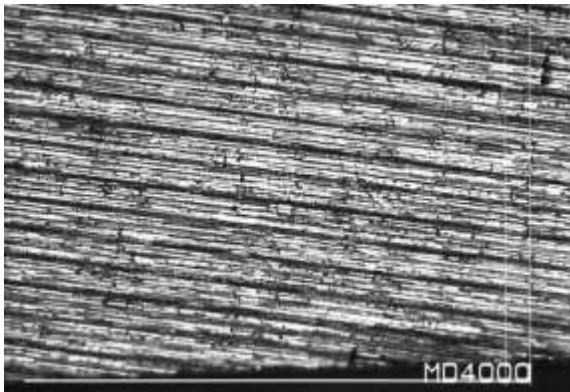
**Abb. 2.4 a.** Das Gewinde des Messing - Teils nach dem Fräsen/Drehen.



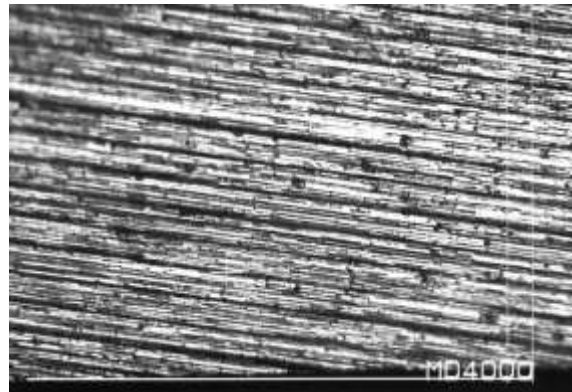
**Abb. 2.4 b.** Das Gewinde des Messing-Teils nach dem Handschliff.

Da diese zwei US-Behandlungen aufwendiger sind und den gleichen oder sogar minderen Effekt erzielen, ist die Anwendung dieser Methoden allein aus wirtschaftlichen Gründen nicht besonders sinnvoll und nicht zu empfehlen.

Dem Einfluss der US-Behandlung auf die Rauheit der Alu-Oberfläche liegt die hier untersuchte (Kapitel 5) Metallplastifizierung zugrunde. Die ineinander eingeschraubten Objektivteile üben aufeinander, insbesondere an den rauen Stellen der Gewindeoberfläche, einen mechanischen Druck aus.



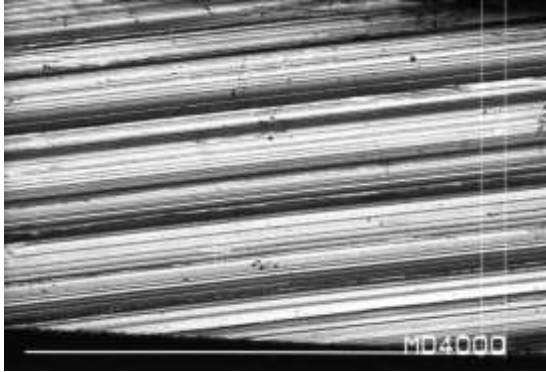
**Abb. 2.5 a.** Das Gewinde des Messing -Teils nach einseitiger Ultraschalleinwirkung.



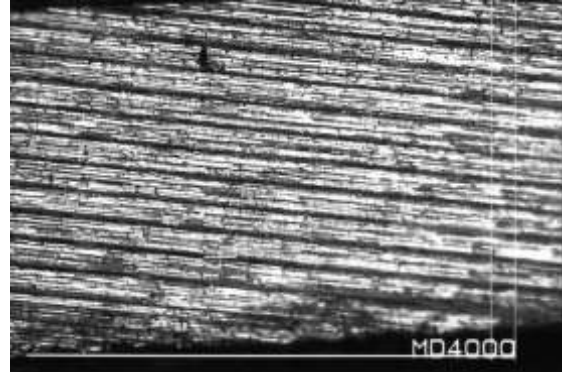
**Abb. 2.5 b.** Das Gewinde des Messing -Teils nach zweiseitiger Ultraschalleinwirkung.

Beim Anlegen des Ultraschalls entstehen tangentielle Schwingungen, die zur Wärmeproduktion an der Oberfläche führen. Durch Einwirkung des mechanischen Drucks, der tangentialen Spannungen und der Wärme wird die Alu-Fließgrenze erreicht, d. h. die Alu-Teilchen werden plastifiziert und in die

Oberfläche des Alu-Teils eingeschmiert, sodass ein perfekter Glätteffekt erzielt wird.



**Abb. 2.6 a.** Das Gewinde des Alu -Teils nach Ultraschalleinwirkung durch eine halbrunde um 180° gedrehte Sonotrode.



**Abb. 2.6 b.** Das Gewinde des Messing -Teils nach Ultraschalleinwirkung durch eine halbrunde um 180° gedrehte Sonotrode.

Das schlechtere Ergebnis der US-Behandlung beim Aufsetzen der Sonotrode auf die beiden Teile ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass die beiden Bewegungen falsch synchronisiert sind und die relative Amplitude der Gegenschwingung minimieren. Ein besserer Effekt wird erreicht, wenn ein Teil als Amboss dient und unbeweglich bleibt.

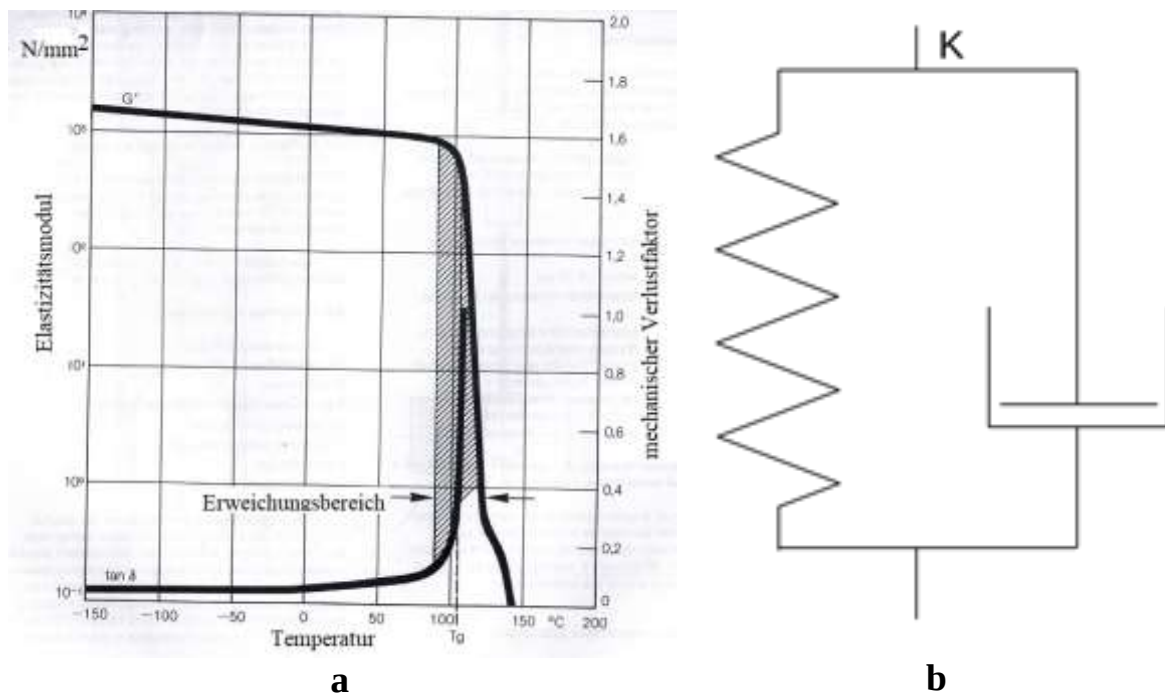
Die durch US-Schwingungen unter der Anpresskraft erzeugte Reibung und die damit verbundene Temperaturerhöhung in der Kontaktzone erwies sich in diesen Untersuchungen auch als die Grundlage der US-Schweißen von Thermoplasten und des US-Verbindes von Metallen.



### 3. US-Schweißen und Verarbeiten von Thermoplasten

#### 3.1 Viskoelastische Eigenschaften von Thermoplasten

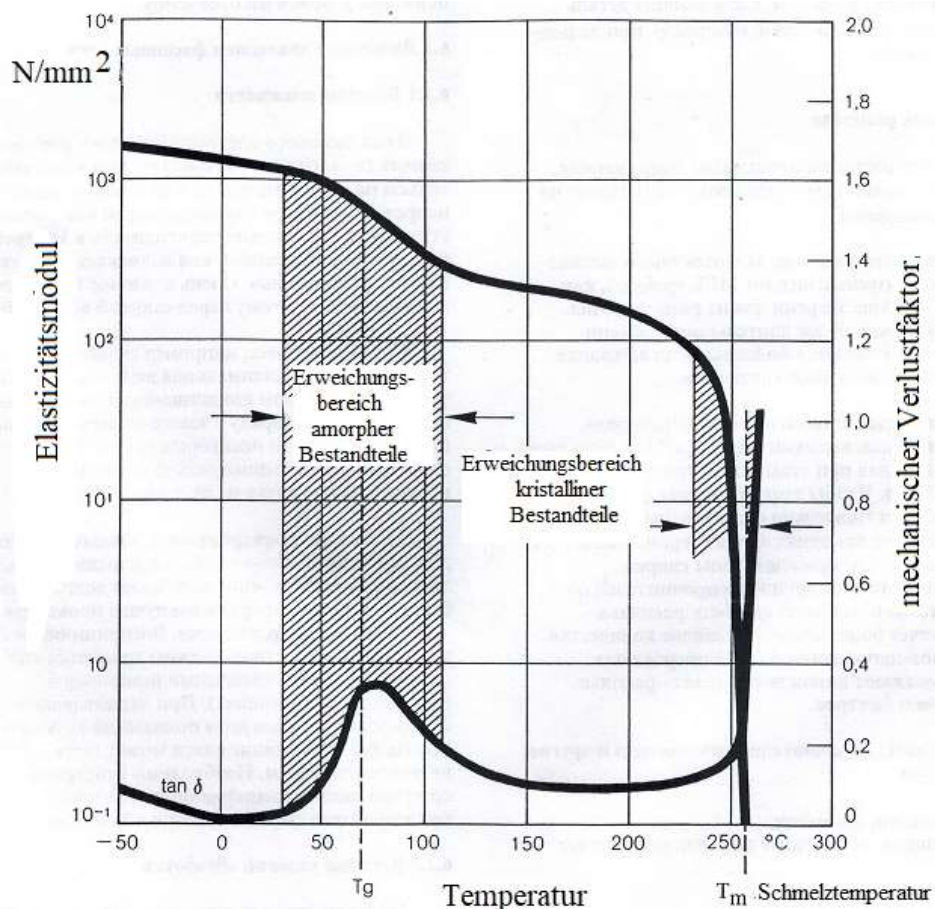
Das US-Schweißen wird zum Verbinden von zwei verschiedenen thermoplastischen Formteilen miteinander verwendet [16]. Das ist ein für diesen Zweck am meisten verwendete Schweißverfahren, da es von Sekundenbruchteilen bis zu einigen Sekunden dauert, saubere und feste Schweißnähte erzeugt, sich leicht automatisieren und in eine Massenproduktion integrieren lässt.



**Abb. 3.1.** Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls und des mechanischen Verlustfaktor (Dissipationsfaktor)  $\tan \delta$  eines der amorphen Thermoplasten (a), das rheologische Kelvin-Voigt-Modell (b) mit einer elastischen Komponente (Feder) und einer parallel geschalteten viskosen Komponente (Dämpfer).

Beim US-Schweißen von Kunststoffen werden die thermoplastischen Formteile zum Schwingen gebracht. Die fortgesetzte Bewegung erwärmt und erweicht den Kunststoff und vermischt dann die erweichten Oberflächen des Kunststoffs miteinander. Dadurch entsteht sowohl eine physikalische als auch bei richtiger Kunststoffauswahl eine chemische Verbindung zwischen den Formteilen.

Thermoplaste (thermoplastische Kunststoffe) weisen als Festkörper eine unregelmäßige amorphe Molekülstruktur mit Nahordnung oder auch gemischte amorphe und kristalline Struktur mit Fernordnung wie alle kristalline Festkörper auch auf. Amorphe Thermoplaste verlieren beim Erwärmen bis zu der Glasübergangstemperatur  $T_g$  ihre Festigkeit (Abb. 3.1 a), werden plastisch und leicht formbar.



**Abb. 3.2.** Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls und des mechanischen Verlustfaktor  $\tan \delta$  eines der halbkristallinen Thermoplasten.

Gemischte Strukturen weisen zwei Erweichungsbereiche: einen für den amorphe Komponente bei der Glasübergangstemperatur  $T_g$  und einen für die kristalline Komponente um die Schmelztemperatur  $T_m$  (Abb. 3.2).



Die amorphen Thermoplaste sind viskoelastische Stoffe, die bei ihrer Verformung sowohl elastische, reversible Komponente als auch eine viskose, zeitabhängige Dämpfungskomponente aufweisen. Ein viskoelastischer Stoff unter einer äußeren Schwingungsscherbelastung wird in Rheologie durch einen komplexen Elastizitätsmodul als eine komplexe Zahl dargestellt:

$$G^* = G^I + iG^II, \quad (3.1)$$

wobei  $G^I$  Speichermodul, Elastizitätsmodul des elastischen Anteil und  $G^II$  Verlustmodul für den viskosen Anteil (Abb. 3.1 b) sind. Das Verhältnis der beiden Module bestimmt mechanische Energieverluste:

$$\tan \delta = \frac{G^II}{G^I} \quad (3.2)$$

durch innere Reibung [17-19].

### ***3.2 Energiedissipation als innere Wärme und US-Verbindungsprinzip***

Die US-Längsschwingungen mit Ausgangsamplitude  $A_0^{US}$  breiten sich im oberen thermoplastischen Formteil aus als Spannungs-Verformungs-Zyklen mit viskoelastischer Verformung:

$$\varepsilon_{vel} = \frac{A_0^{US}}{\chi_{top}^{plast}} \quad (3.3)$$

und Spannung:

$$\sigma_{vel} = G_{top}^{II}(T) \cdot \varepsilon_{vel}, \quad (3.4)$$

wobei  $\chi_{top}^{plast}$  Dicke des oberen Plastikformteil oder Abstand zwischen der Sonotrode und der Schweißfläche ist.

Die Dämpfungskomponente mit dem Verlustmodul  $G^{II}$  ist für Energiedissipation verantwortlich, deren Massendichte (pro Masseneinheit) der Fläche der  $(\sigma - \varepsilon)$ -Hystereseschleife in einem Verformungszyklus entspricht [4]:

$$h \left[ \frac{J}{kg} \right] = \frac{1}{\rho_{top}^{plast}} G_{top}^{II}(T) \cdot \varepsilon_{vel}^2, \quad (3.5)$$

wobei  $\rho_{top}^{plast} = \frac{m_{top}^{plast}}{S_{weld} \cdot x_{top}^{plast}}$  Dichte des oberen Formteils mit Masse  $m_{top}^{plast}$

und Schweißfläche  $S_{weld}$  ist. Die Dichte des thermoplastischen Formteils soll vor der Einstellung von Schweißparametern kontrolliert werden, denn sie hängt von der Reinheit des Kunststoffes ab und erhöht sich bei Anwesenheit von Zusatzstoffen oder Glasfasern, welche die Schweißbarkeit von Thermoplasten erschweren können.

Die gesamte dissipierte Energie pro Masseneinheit wird dann durchs Multiplizieren der Hysteresefläche als Energieverlust in einem Zyklus mit der Resonanzfrequenz  $f_r^{US}$  der Sonotrode (Anzahl der Zyklen pro Sekunde) und mit der Schweißzeit  $t_{weld}$  berechnet:

$$e_{dis}^{US} \left[ \frac{J}{kg} \right] = \frac{S_{weld} \cdot x_{top}^{plast}}{m_{top}^{plast}} \cdot G_{top}^{II}(T) \cdot \left( \frac{A_0^{US}}{x_{top}^{plast}} \right)^2 \cdot f_r^{US} \cdot t_{weld}. \quad (3.6)$$

Die dissipierte Energie wird innerhalb des oberen thermoplastischen Formteils in die Wärme mit Massendichte  $q_{top}^{plast} = \frac{Q_{top}^{plast}}{m_{top}^{plast}}$  umgewandelt, die

fürs Erwärmen des Formteils von der Raumtemperatur  $T_r$  in den Bereich dessen

Erweichen um die Glasübergangstemperatur  $T_g$  (Abb. 3.1 a) bzw. dessen Schmelzens bei der Schmelztemperatur  $T_m$  in halbkristallinen Thermoplasten (Abb. 3.2) notwendig ist:

$$q_{top}^{plast} = c_p^{plast} \cdot (T_{g,m} - T_r) = e_{dis}^{US}, \quad (3.7)$$

wobei  $c_p^{plast}$  Wärmekapazität des oberen Formteils,  $W_{gen}^{US}$  die Ausgangsleistung des US-Generators und  $e_{dis}^{US} = \frac{W_{gen}^{US}}{m_{top}^{plast}} \cdot tg \delta \cdot t_{weld}$  Massendichte der

Energieverluste (3.6) für die vom Generator ins Formteil zugefügte US-Energie sind.

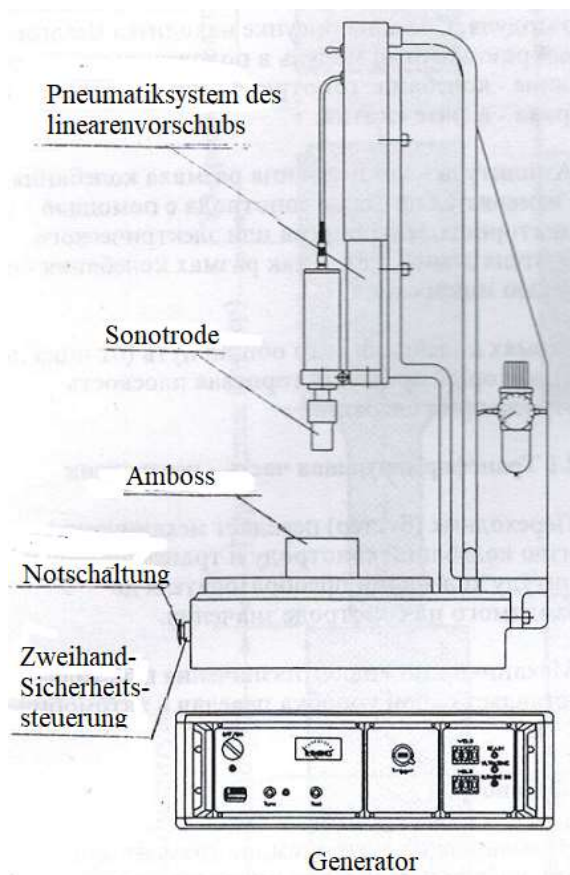
Die beschriebenen Dissipationsmechanismen und Umwandlung der US-Energie in die Wärme bilden die Grundlagen des US-Schweißen von thermoplastischen Formteilen. Dieselben Grundlagen gelten auch für alle anderen US-Technologien und Methoden für thermoplastische Kunststoffe:

- Nahfeld-Schweißen (direktes US-Schweißen)
- Fernfeld-Schweißen (indirektes US-Schweißen)
- Schweißen mit eingelegter Dichtung
- Schweißen von verschieden hergestellter Formteilen (Druckgießen, Extrusion, Blasformgebung, Thermoformgebung)
- Schweißen von Kombinationen verschieden hergestellten Formteilen
- Punktschweißen
- Nahtschweißen und US-Nähen
- Schweißen von beschichteten Pappen und Geweben
- Nieten
- Bördeln
- Einschlagen
- Einbetten

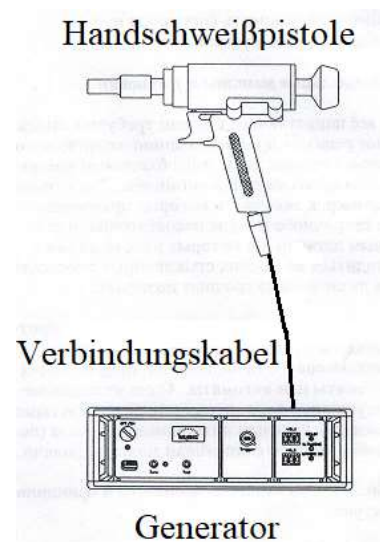
- Verbinden von Formteilen mit Textilien.

### 3.3 US- Schweißtechnik und -verfahren

Das US-Schweißverfahren wurde noch in 1950er Jahren als für diesen Zweck besonders geeignet gefunden und entwickelt sich seit dem kontinuierlich wie in der US-Technik als auch in Design von thermoplastischen Formteilen und Schweißflächen.



**a**

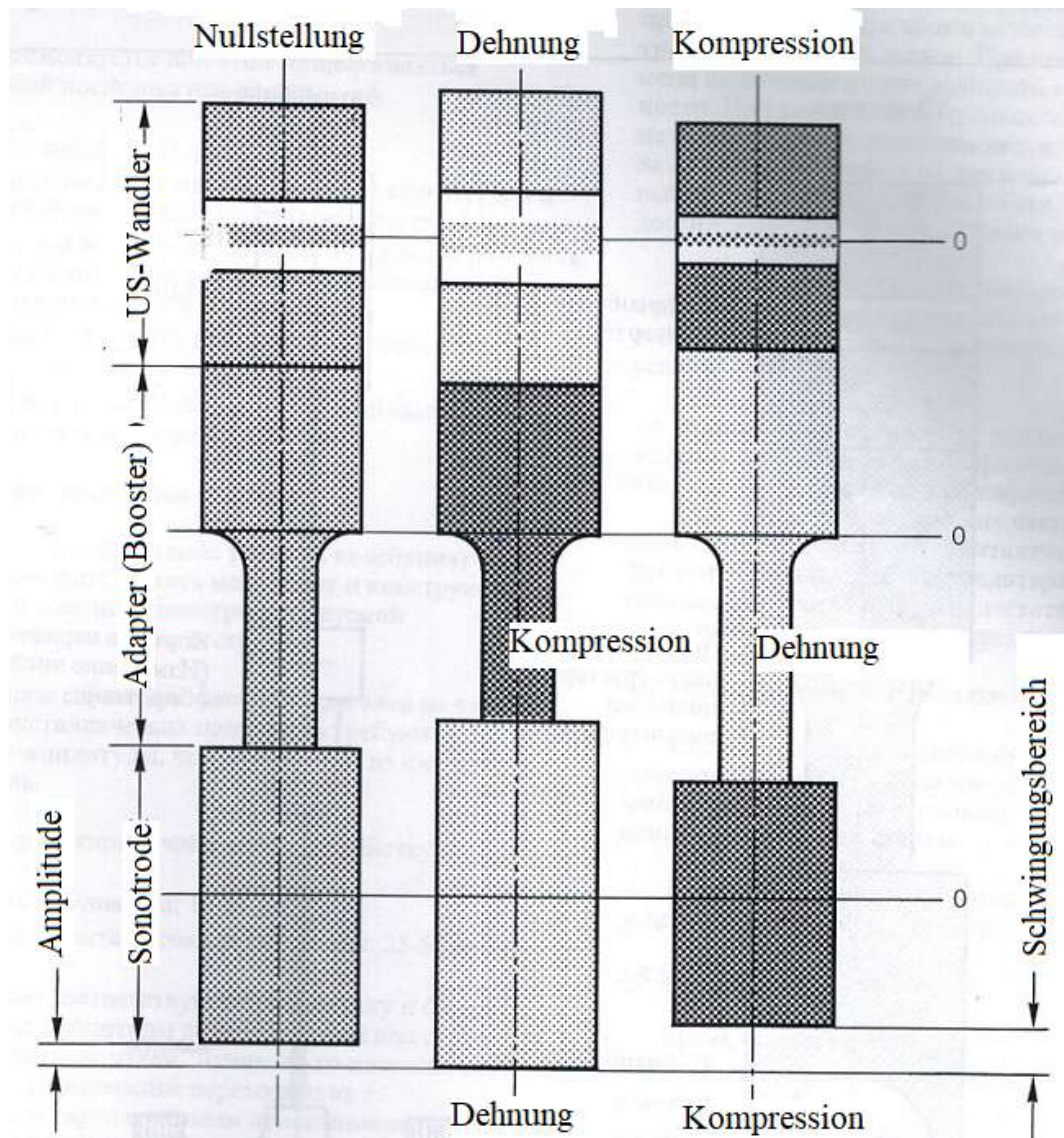


**b**

**Abb. 3.3.** Ultraschalltechnik: Schweißanlage (a) und Handschweißpistole (b), die sich für Punktschweißen oder auch zum Schneiden von Folien und synthetischen Geweben eignen [15].

Ein US-Schweißapparat (Abb. 3.3 a) besteht im Wesentlichen aus einer die fürs US-Schweißen benötigte Anpresskraft regelnde Schweißpresse, einem (oder mehrere in komplexen Block-Modul-Systemen) Generator, einem US-Modul und Schweißinstrumenten: Sonotrode als Leiter der US-Energie und Amboss als Aufnahmevorrichtung.

Das mechanische US-Resonanzmodul (Abb. 3.4) besteht aus einem piezoelektrischen US-Wandler, aus einem Adapter (Konverter, Booster) und einer Sonotrode als Schweißwerkzeug.



**Abb. 3.4.** Das mechanische Resonanzmodul und sein Verhalten.

Das US-Resonanzmodul ist das Herzstück jeden US-Schweißsystems. In komplexen vollautomatisierten US-Schweißanlagen (Abb. 3.3 a) kommen dazu noch pneumatisches lineares Antriebssystem (Schweißpresse) zum automatischen Aufsetzen der Sonotrode auf das zu schweißende obere thermoplastische Formteil normal zur Schweißfläche und zum Ausüben einer konstanten Anpresskraft darauf. Zum Schweißwerkzeug gehört außer Sonotrode der den konstanten

pneumatischen Druck und die US-Schwingungen aufnehmende und dämpfende Amboss. In handbetriebenen US-Schweißgeräten (Abb. 3.3 b) ist der US-Wandler im Gehäuse mit dem Griff versteckt und mit dem Generator durch ein Kabel verbunden.

Als Schweißpressen werden in der Praxis lineare pneumatische, wie es Abbildung 3.3 a zeigt, in speziellen Fällen aber auch hydraulische oder magnetische Antriebssysteme verwendet. Generator kann entweder in die Schweißanlage eingebaut oder daneben platziert werden, was die Anwendung mehr variabel und die Bedienung leichter macht.

Für die Standardschweißanlagen sind folgende Bedingungen wichtig:

- Pressluftanschluss (normalerweise 6bar)
- Anpresskraft (bis 4000N)
- einstellbarer Arbeitsgang
- einstellbarer Zeitpunkt der US-Einschaltung
- einstellbare Vorschub- und Aufsetz-Geschwindigkeiten
- mechanische Einstellung des mechanischen US-Resonanzmoduls
- freier Raum zwischen Sonotrode und Tisch oder zwischen Sonotrode und Gestell bzw. Rahmen der Anlage
- präzise Steuerung des mechanischen Resonanzmoduls
- planparallele Lage der Sonotrode und des Ambosses

Der US-Generator wandelt elektrische Energie aus dem Netz in die Schwingungsenergie mit der für das mechanische Resonanzmodul notwendigen Resonanzfrequenz  $f_r^{US}$  um. Die bevorzugte Resonanzfrequenz beträgt  $20kHz$ . Es gibt aber auch Anlagen (Siehe Anhang), die mit Resonanzfrequenzen von  $35kHz$ ,  $50kHz$  und  $70kHz$  arbeiten.

Die Leistung  $W_{gen}^{US}$  eines Generators ist seinen Aufgaben angepasst. Fürs US-Schweißen von thermoplastischen Kunststoffen werden Leistungen von  $100W$  bis  $4000W \equiv 4kW$  verwendet. Die Leerlaufleistung addiert sich aus eigenen Energieverlusten des elektrischen Systems und Verlusten des mechanischen Resonanzmoduls. Diese soll minimal sein und stets darauf eingestimmt werden.

Abbildung 3.4 zeigt Schwingungsverhalten des mechanischen Resonanzmoduls: Links ist das Modul im Ruhezustand, in der Mitte ist die Sonotrode in der Dehnungsphase und rechts in der Kompressionsphase. Schwingungsamplitude  $A_0^{US}$  wird als eine Hälfte des Schwingungsbereichs bestimmt (Abbildungen 1.1 und 3.4). Sie wird an der Stirnseite der Sonotrode mit Hilfe eines Indikator-Mikrometers oder eines elektrischen Messgeräts gemessen, während der Schwingungsbereich mit Hilfe eines Lichtmikroskops bestimmt wird.

Konverter (Booster) leitet die Schwingungsenergie vom US-Wandler an die Sonotrode und transformiert die Schwingungsamplitude des US-Wandlers zu der an der Sonotrode benötigten Größe von  $(5 \div 300)\mu m$ .

Als Sonotrode ist das zum US-Schweißen, Nieten usw. von Thermoplasten verwendete Werkzeug bezeichnet, das normal zur Kontaktfläche schwingt das folgende Aufgaben hat:

- Übertragung der Schwingungsenergie ins zu bearbeitende Werkstück
- Übertragung der Anpresskraft ans zu bearbeitende Werkstück
- Veränderung der Amplitude
- Formgestaltung bei Formänderungen

Der Sonotrode gilt besondere Aufmerksamkeit, denn die gute Qualität wird nur durch richtige Berechnung von Prozessparametern für entsprechende Formteile gewährleistet.



Das untere Formteil auf der anderen Seite des Verbindungsbereichs ruht auf einem energiedämpfenden Amboss, wodurch sichergestellt wird, dass die US-energie in der Schweißzone bleibt. Die Aufnahmevorrichtung (Amboss) ist das zweite der Sonotrode gegenüberliegende Werkzeug, das der Positionierung des unteren Formteils oder auch als Richtungsgeber fürs obere Formteil dient. Seine Oberfläche wird der Form des unteren Teils angepasst. Der Amboss wird vorzugsweise aus folgenden Materialien hergestellt:

- Stahl
- Aluminium
- Messing
- Gießharz (meistens gefüllt)

Für den Schutz von empfindlichen Formteiloberflächen kann Amboss mit elastischen Stoffen, z. B. PTFE, Korken, Gummi, Elastomere bezogen werden.

Das Steuerungsteil der US-Schweißanlage gibt dem Verbraucher die Möglichkeit alle erforderlichen Schweißparameter einzustellen. Dabei wird folgende Reihenfolge empfohlen:

- Eingabe der Amplitude
- Übereinstimmung der Anpresskraft mit der Amplitude und der Ausgangsleistung des Generators
- Einstellung des Einschalt-Zeitpunktes (dämpfendes Aufsetzen oder Aufsetzen der frei schwingender Sonotrode)
- Einstellung der Aufsetz-Geschwindigkeit der Sonotrode
- Einstellung der Schweiß- und Haltezeit unter dem Druck

Die US-Resonanzfrequenz  $f_r^{US}$  und die Amplitude  $A_0^{US}$  in (3.6) bestimmen am meisten die Menge der im oberen Formteil dissipierten Energie und gehören zu den wichtigsten Parametern des US-Schweißverfahren. Diese werden im mechanischen Resonanzmodul der US-Schweißanlage erzeugt und eingestellt.

### 3.4 US-Schweißparameter und Schweißbarkeit von Thermoplasten

Die Gleichungen (3.6) und (3.7) beinhalten alle fürs Schweißverfahren relevanten Parameter sowohl des US-Schwingungsmoduls und der US-Schweißanlage ( $A_0^{US}$ ,  $f_{res}^{US}$ ,  $W_{gen}^{US}$ ) als auch der zu verschweißenden thermoplastischen Formteile ( $\rho_{top}^{plast}$ ,  $c_p^{plast}$ ,  $T_{g,m}$ ,  $G_{top}^{plast}(T,z)$ ,  $S_{weld}^{plast}$ ,  $x_{top}^{plast}$ ) und können zum Abstimmen von Schweißparametern verwendet werden bzw. die Orientierung (Zusammenhänge zwischen einzelnen Parametern) für praktische Versuche geben, durch welche die Schweißparameter sonst empirisch ermittelt werden.

Die US-Parameter für ein US-Schweißverfahren sollen mit Beschaffenheit der thermoplastischen Kunststoffe (Tabelle 3.1) abgestimmt werden. Die in der Tabelle 3.1 aufgeführten Thermoplaste lassen sich natürlich am besten mit sich selbst verschweißen (Diagonale in der Tabelle 3.1). Die außerhalb der Diagonale liegenden Paarungen lassen sich nur begrenzt oder gar nicht (bzw. sind die experimentellen Daten nicht vorhanden) verschweißen, doch in anderen US-Verfahren wie Nieten und Bördeln verbinden.

Die Amplitude  $A_0^{US}$  soll dem Material und der Konstruktion des Formteils und Geometrie der Schweißfläche entsprechen. Im Allgemeinen werden für Formteile aus teilkristallinen Kunststoffen größere Amplituden als für die aus amorphen Thermoplasten eingestellt, denn die Ersteren benötigen mehr Energie für ihr Erweichen. Als Orientierungswerte gelten:

- für amorphe Polymere  $A_0^{US} = (10 \div 30) \mu m$
- für teilkristalline Polymere  $A_0^{US} = (25 \div 50) \mu m$ .

Die richtige Eingabe der den Anforderungen entsprechenden Amplitude ist meistens nur aus praktischen Versuchen zu ermitteln. Am besten gelingt ihre Bestimmung durch Anwendung von Boostern mit verschiedenen Übersetzungsverhältnissen  $n_{tr}^{boost} = \frac{A_{sonotrode}^{US}}{A_{wandler}^{US}}$ , angefangen mit dem kleinsten

Wert  $n_{tr}^{boost} = 1$ .

**Tabelle 3.1.** Schweißbarkeit verschiedener Thermoplasten miteinander

|                    | ABS | PMMA | PC | PA | POM | PE | PP | PS | SAN | PVC | PPO | Mod. PPC | POLYSULF | POLYIMID | BUTYRATE | CELLULOSE |
|--------------------|-----|------|----|----|-----|----|----|----|-----|-----|-----|----------|----------|----------|----------|-----------|
| ABS                | X   | X    | o  |    |     |    |    | o  | o   | o   |     |          |          |          | o        |           |
| PMMA               | X   | X    | o  |    |     |    |    | o  | o   |     |     |          |          |          |          |           |
| PC                 | o   | X    | X  |    |     |    |    |    |     |     |     |          |          |          |          |           |
| PA                 |     |      |    | X  |     |    |    |    |     |     |     |          |          |          |          |           |
| POM                |     |      |    |    | X   |    |    |    |     |     |     |          |          |          |          |           |
| PE                 |     |      |    |    |     | X  |    |    |     |     |     |          |          |          |          |           |
| PP                 |     |      |    |    |     |    | X  |    |     |     |     |          |          |          |          |           |
| PS                 | o   | o    |    |    |     |    |    | X  | o   |     |     | X        |          |          |          |           |
| SAN                | o   | o    |    |    |     |    |    | o  | X   |     |     | o        |          |          |          |           |
| PVC                | o   |      |    |    |     |    |    |    |     | X   |     |          |          |          |          |           |
| PPO                |     |      |    |    |     |    |    |    |     |     | X   | X        |          |          |          |           |
| Mod. PPO (NORYL)   |     |      |    |    |     |    |    | X  | o   |     | X   | X        |          |          |          |           |
| POLYSULFONE        |     |      |    |    |     |    |    |    |     |     |     |          | X        |          |          |           |
| POLYIMIDE          |     |      |    |    |     |    |    |    |     |     |     |          |          | X        |          |           |
| BUTYRATE           | o   |      |    |    |     |    |    |    |     |     |     |          |          |          | X        |           |
| CELLULOSE - ACETAT |     |      |    |    |     |    |    |    |     |     |     |          |          |          |          | X         |

x gute Schweißbarkeit  
o begrenzte Schweißbarkeit

Das Zusammenspiel zwischen der Schwingungsamplitude  $A_0^{US}$  und der Aufschlagskraft der Sonotrode  $F_{son}$  kann man aus folgenden Überlegungen

einschätzen: Die aufgesetzte schwingende Sonotrode schlägt auf das obere Formteil laut dem 2. Newtonschen Gesetz mit einer Kraft auf:

$$F_{son}[N] = m_{son}^{stirn} \cdot a_{son} = \rho_{son} \cdot S_{son} \cdot A_0^{US} \cdot 16A_0^{US} \cdot (f_r^{US})^2. \quad (3.8)$$

Dabei sind in (3.8)  $m_{son}^{stirn} = \rho_{son} \cdot S_{son} \cdot A_0^{US}$  Masse der Stirnteil der Sonotrode,  $S_{son}$  Fläche der Stirnseite der Sonotrode,  $V = S_{son} \cdot A_0^{US}$  das Volumen des Raums zwischen dem Ruhezustand und der maximalen Amplitude in der Dehnungsphase  $A_0^{US}$  (Abb. 3.4),  $a_{son} = \frac{s}{t^2} = 16A_0^{US} \cdot (f_r^{US})^2 [m \cdot s^{-2}]$

Beschleunigung der Sonotroden-Stirnseite, die auf dem Weg  $s = A_0^{US}$  während der Zeit  $t = \frac{1}{4} \cdot T \equiv \frac{1}{4f_r^{US}}$  (Abb. 1.1) erreicht wird.

Mit einer durch Dämpfung etwas reduzierten Gegenkraft (inelastischer Stoß) wirkt das Formteil laut dem 3. Newtonschen Gesetz auch auf die Sonotrode zurück, welche die Sonotrode beim Aufsetzen ohne Anpresskraft einfach abprallen lässt. Damit kein zerstörerischer „Hammern“-Effekt dadurch entsteht, wird die Anpresskraft  $F_{anp}^{US} \geq F_{son}$  gebraucht.

So kann man bei Werten der Dichte vom Stahl  $\rho_{son} \approx 8 \cdot 10^3 kg/m^3$ , der US-Amplitude  $A_0^{US} = 50 \mu m \equiv 5 \cdot 10^{-5} m$ , der US-Resonanzfrequenz  $f_r^{US} = 70 kHz \equiv 7 \cdot 10^4 Hz$  und der Stirnfläche der Sonotrode  $S_{son} \approx 10^{-2} m^2$  die Kraft (3.8):

$$F_{son} = 16 \cdot 8 \cdot 25 \cdot 49 \cdot 10^{-1} \approx 1700 N \quad (3.9)$$

und den dabei aufs Eormteil wirkenden Druck:

$$P = \frac{F}{S_{son}} \approx 170000Pa \equiv 0,17MPa \equiv 1,7bar \quad (3.10)$$

einschätzen.

Diese Einschätzungen stimmen mit empirisch ermittelten Werten von Kraft  $F_{son} = 4000N$  und von auf die Schweißfläche wirkenden pneumatisch erzeugten Druck  $P = 4bar$  (§3.3) wenigstens nach der Größenordnung, insbesondere bei der Berücksichtigung, dass eine Verdoppelung der Amplitude zur Vervierfachung der Kraft ( $F_{son} = 6800N$ ) und des Drucks ( $P = 6,8bar$ ) führt, gut überein.

Die Formel (3.8) widerlegt allerdings die empirische Behauptung, dass die Anpresskraft  $F_{anp}^{US}$  von der Amplitude wie folgt  $F_{anp}^{US} \geq F_{son} \propto 1/A_0^{US}$  abhängt. Entsprechend der Gleichung (3.8) hängt die Anpresskraft sowohl von der Amplitude als auch von der Resonanzfrequenz parabolisch ab:  $F_{anp}^{US} \geq F_{son} \propto (A_0^{US})^2 \cdot (f_r^{US})^2$ . Die empirische Behauptung kann allerdings für den Druck auf die Schweißzone stimmen, ohne Berücksichtigung des „Hammern“-ffekts. Die Anpresskraft soll jedenfalls mit den beiden, aber auch mit der Ausgangsleistung des Generators in Übereinstimmung eingestellt werden.

Beim Optimieren von Schweißparametern beginnt man bei kleiner Anpresskraft und erhöht diese, bis die nötige Qualität der Schweißnaht erreicht ist. Nach der Optimierung soll die Ausgangsleistung des Generators vergleichsweise konstant bleiben.

Der Einschalt-Zeitpunkt  $t_{ein}^{US}$  hängt von der Aufsetzen-Zeit, dem Aufsetz-Weg und dem Druck  $P$  ab. Das Einschalten des Ultraschalls kann vor dem

Aufsetzen, während des Aufsetzens oder nach dem Aufsetzen der Sonotrode aufs Formteil stattfinden. Beim zeitabhängigen Einschalten kann man alle drei Möglichkeiten wählen.

Beim vom Weg abhängigen Einschalten ist nur das Aufsetzen der schwingenden Sonotrode möglich. Beim druckabhängigen Einschalten kann man vom leichten Aufsetzen – Einschalten gleich beim Berühren des Formteils, bis zum Einschalten erst nach dem Erreichen der vollen Anpresskraft wählen.

Es ist vorteilhaft allerdings beim US-Schweißen von Thermoplasten den Generator nur beim Erreichen des ausgewählten Drucks einzuschalten. Beim Nieten, Einbetten und Bördeln soll schwingende Sonotrode aufgesetzt werden, damit das Kunststoff schneller und rechtzeitig plastifiziert ist.

Die Aufsetz-Geschwindigkeit der Sonotrode wird empirisch in Versuchen ermittelt, beträgt normalerweise von  $0,5\text{mm/s}$  bis  $50\text{mm/s}$  und spielt entscheidende Rolle für die Schweißqualität. Beim Nieten, Einbetten und Bördeln arbeitet man mit kleinen Aufsetz-Geschwindigkeiten.

Die Schweißzeit  $t_{\text{weld}}$ , wie es aus (3.6) und (3.7) folgt:

$$t_{\text{weld}} = \frac{c_p^{\text{plast}} \cdot m_{\text{top}}^{\text{plast}} \cdot (T_{g,m} - T_r) \cdot x_{\text{top}}^{\text{plast}}}{S_{\text{weld}} \cdot G_{\text{top}}^{\text{II}}(T) \cdot (A_0^{\text{US}})^2 \cdot f_{\text{res}}^{\text{US}}} \quad (3.11)$$

oder

$$t_{\text{weld}} = \frac{c_p^{\text{plast}} \cdot m_{\text{top}}^{\text{plast}} \cdot (T_{g,m} - T_r)}{W_{\text{gen}}^{\text{US}} \cdot \text{tg} \delta} \quad (3.12)$$

ist abhängig von:

- Ausgangsleistung des Generators ( $W_{\text{gen}}^{\text{US}}$ )

- Material ( $G_{top}^{II}$ ,  $\rho_p^{plast}$ ,  $c_p^{plast}$ ,  $T_{g,m}$ )
- Größe der Schweißfläche ( $S_{weld}$ )
- Formteilsdicke ( $x_{top}^{plast}$ )
- Einschalt-Zeitpunkt ( $t_{ein}^{US} = t_{aus}^{US} - t_{weld}$ )
- Amplitude ( $A_0^{US}$ )
- Anpresskraft ( $F_{anp}^{US}$ ) in (3.8)

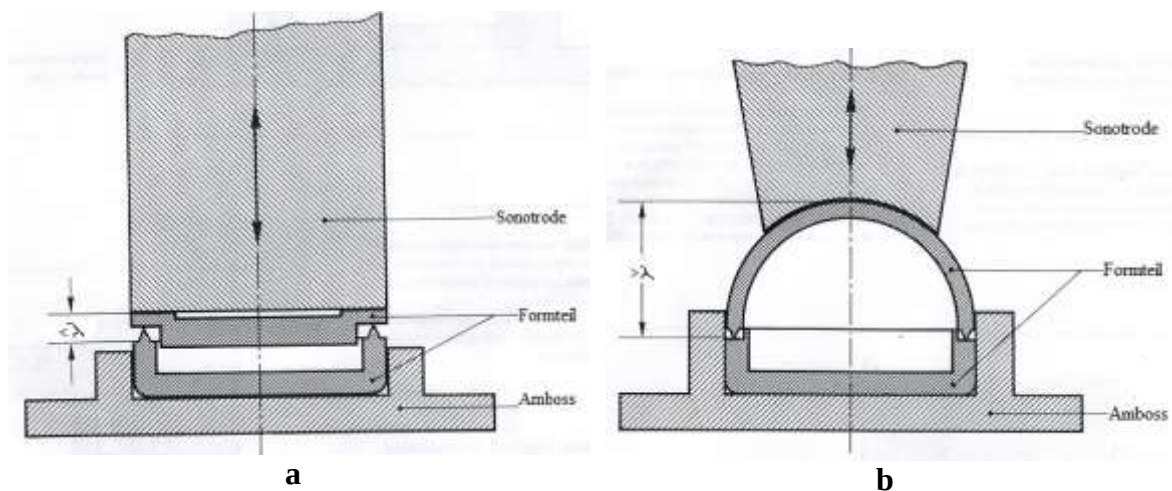
und wird in der Regel empirisch in Versuchsreihen bestimmt. Sie wird so kurz wie möglich, normalerweise um  $(0.2 \div 1.5)s$ , gehalten, um Schäden am Formteil zu vermeiden.

Der starke Abfall des Elastizitätsmoduls in Temperaturbereichen um  $T_g$  und  $T_m$  (Abbildungen 3.1 a und 3.2), verursacht intensive Dämpfung der US-Schwingungsenergie auf dem Weg zu der Schweißfläche. Im Allgemeinen sind Energieverluste in halbkristallinen Thermoplasten höher als die in festen amorphen Thermoplasten. Deswegen erfordert das US-Schweißen von teilkristallinen Formteilen dergleichen Form wie die der amorphe Formteilen größere Ausgangsleistung des Generators und größere Amplitude, damit die Schweißzeit für die beiden Kunststoffe vergleichbar kurz bleibt.

Wie die Gleichungen (3.6) und (3.7) zeigen, beeinflussen die grundlegenden Materialcharakteristiken wie die spezifische Wärmekapazität  $c_p$ , latente Glasübergangs- und Schmelzwärme, Viskosität im erweichten Zustand die US-Schweißparameter sowohl direkt als auch indirekt. Indirekt wirken sie durch die Beeinflussen der Schallgeschwindigkeit und somit des Zufuhr der US-Schwingungsenergie zu der Kontaktfläche (Schmelzfläche). Das Letztere ist besonders wichtig beim Fernfeld-Schweißen.

Der Abstand der Sonotrode von der Schweißfläche, welcher normalerweise der Dicke des oberen termoplastischen Formteils  $x_{top}^{plast}$  entspricht, unterscheidet zwei Schweißregime: Nahfeld-Schweißen oder direktes Schweißen (Abb. 3.5 a) und Fernfeld-Schweißen oder indirektes Schweißen (Abb. 3.5 b).

Nahfeld und Fernfeld bezeichnen zwei Bereiche des US-Feldes im Ausbreitungsmedium mit sehr unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften. Fürs Nahfeldbereich gilt es  $x_{top}^{plast} < \lambda^{US}$ , also ein Bereich in unmittelbarer Nähe von der Sonotrode, wo starke ungleichmäßige Interferenzen wirken. Fürs Fernfeldbereich gilt es  $x_{top}^{plast} > \lambda^{US}$ , also weit von der Sonotrode entfernt, wo Interferenzeffekte keine große Rolle mehr spielen.



**Abb. 3.5.** Beispiele von Nahfeld- (a) und Fernfeld-Schweißen (b)

Also hängt die Grenzlage zwischen dem Nahfeldbereich und dem Fernfeldbereich von der US-Wellenlänge  $\lambda^{US} = \frac{c}{f_r^{US}}$  und der Größe des abstrahlenden Fläche der US-Quelle (Sonotrode) ab [1].

Das ganze Formteil beim US-Schweißen zum Erweichen bzw. zum Schmelzen zu bringen und dieses dadurch zu verzerren oder gar zu zerstören, ist



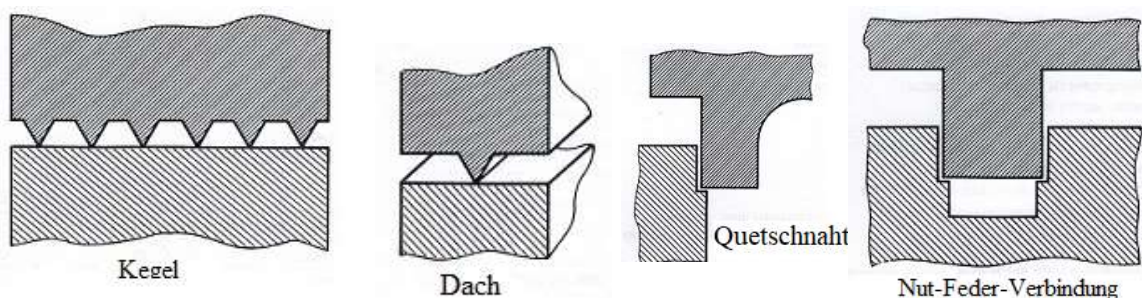
nicht der Zweck der US-Energiezufuhr in einem Schweißverfahren. Die Hauptaufgabe ist es, die maximale US-Schwingungsenergie in die Kontaktzone an der Schweißfläche zu transportieren, den Bereich des oberen Formteils zu plastifizieren, zum Erweichen bzw. zum Schmelzen zu bringen, und die beiden thermoplastischen Formteile durch das erweichte Material bzw. durch die Schmelze zusammenzukleben.

Für diesen Zweck wird die Kontaktfläche des oberen Formteils extra rau gemacht bzw. mit Unebenheiten als Energierichtungsgeber (ERG) sowie mit anderem Nahtdesign versehen (Abb. 3.6).

Die ERG konzentrieren die US-Energie an deren Spitzen. Diese stehen außerdem unter mechanischer Spannung  $\sigma_{ERG}$  durch die Anpresskraft  $F_{anp}$  und durch elastische Verformung  $\varepsilon_{el}$  des oberen Formteils bei den US-Schwingungen:

$$\sigma_{ERG} [MPa] = \frac{F_{anp}}{S_{ERG}} + G^I \cdot \varepsilon_{el}, \quad (3.13)$$

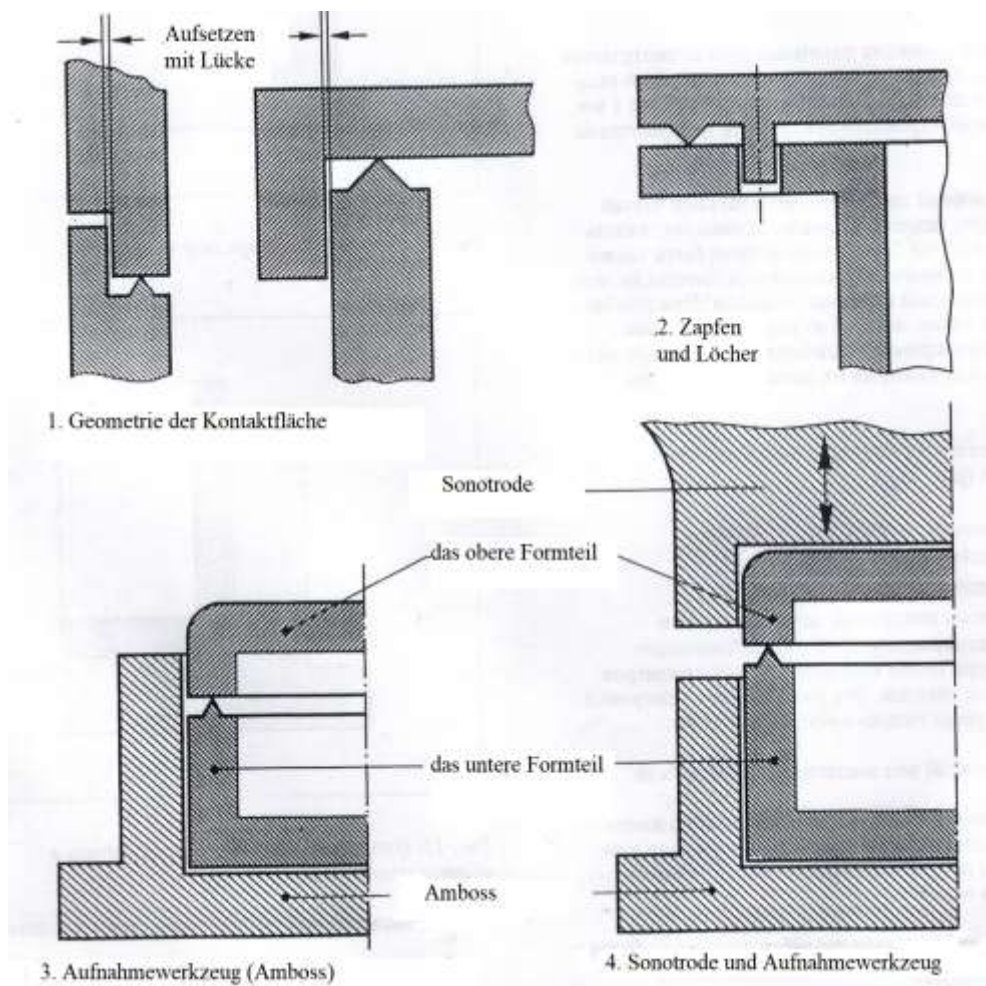
wobei  $S_{ERG}$  die an den Spitzen sehr reduzierte Gesamtfläche aller ERG ist.



**Abb. 3.6.** Beispiele des Designs von thermoplastischen Formteilen für US-Schweißen mit kegel-, dach- und kantförmigen Energierichtungsgebern (ERG).

Der zunächst an den Spitzen erweichte/geschmolzene Stoff wird durch den Druck in den Zwischenräume gequetscht, füllt diese auf und bildet beim Wie-

dererstarren eine Schweißnaht, die eine feste Verbindung der beiden Formteile gewährleistet.



**Abb. 3.7.** Möglichkeiten zur Zentrierung von Formteilen

Um hohe Qualität einer US-Schweißverbindung zu erzielen, sollen die notwendigen Voraussetzungen bereits bei der Planung geschaffen werden. Je nach Anforderung zu einer Schweißverbindung muss die Konstruktion unter allen anderen folgenden Kriterien entsprechen:

- Belastbarkeit der Schweißnaht
- wasser- und gasdichte Schweißnähte
- ästhetisches Aussehen

- Abwesenheit der ins Innere des Formteils ausgedrungenen Schmelze.

Die Endqualität der Schweißnaht wird außer den oben diskutierten Schweißparameter durch folgende Faktoren beeinflusst:

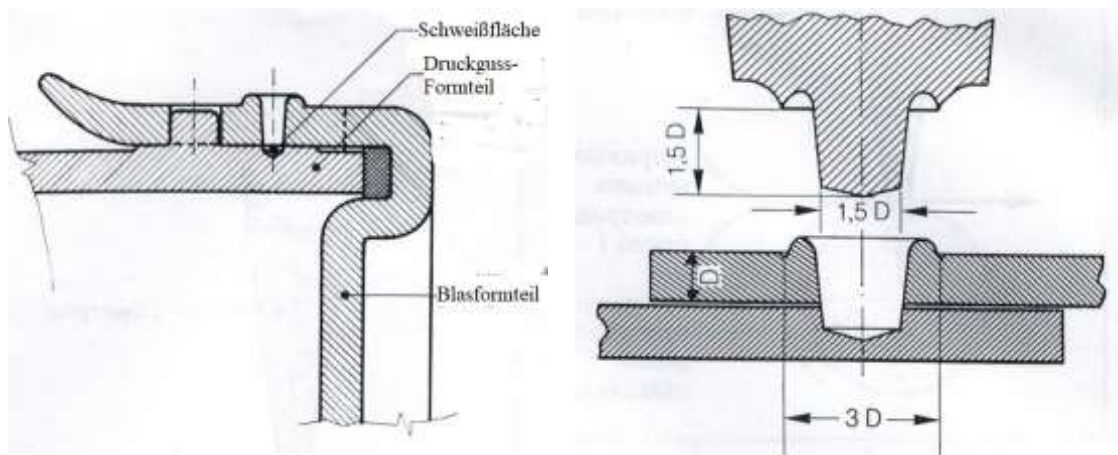
- Art des Materials (Tabelle 3.1)
- Konstruktion von Formteilen,
- Lage und Design von Kontaktflächen,
- Gestaltung von ERG
- Positionierung und Aufsetzen-Freiheit von oberen und unteren Formteilen
- Anpassung der Sonotrode
- Lage im Aufnahmeinstrument (Amboss)
- Ausrichtung der Formteile [21].

Die Gestaltung von ERG bzw. die Nahtgeometrie wird an die Beschaffenheit und an die Konstruktion von Formteilen angepasst. Bei Quetsch- und Nut-Feder- sowie bei allen anderen Nut- oder Stufen-Nähten wird das obere Formteil durch den Druck der Anpresskraft an den senkrechten Wänden des unteren Formteils herabgeschoben (Abb. 3.7).

Dies erzeugt zusätzliche Reibungswärme, wodurch die beiden Formteile gefügt werden. Die Herstellung von Formteilen in verschiedenen Verfahren wie Druckgissen, Extrusion, Ausblasen führt sogar bei denselben Thermoplasten (die Diagonale in Tabelle 3.1) zu verschiedenen Eigenschaften und beeinträchtigt somit deren Schweißbarkeit. Um die Verbindung solcher Formteile sicherzustellen, verwendet man US-Punktschweißverfahren, dessen Prinzip Abbildung 3.8 rechts darstellt.

Beim **Punktschweißen** benötigen die Formteile keine besondere Gestaltung

der Schweißfläche. Die Sonotrodenspitze dringt bis in die untere Platte durch, bringt diese an der Stelle zum Schmelzen, sodass sich der Kunststoff in der Trennfuge sammelt und eine punktuelle Verbindung sicherstellt.



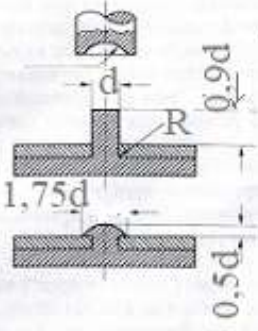
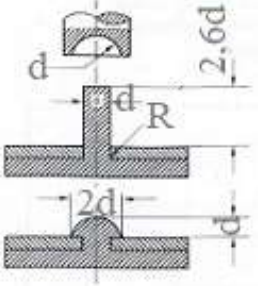
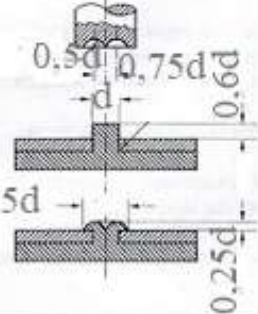
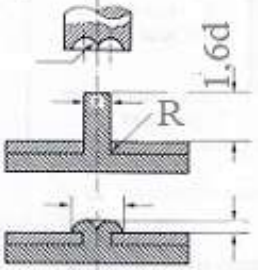
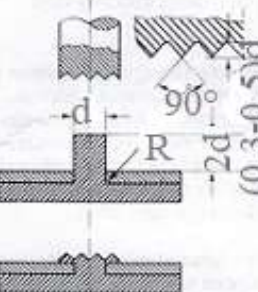
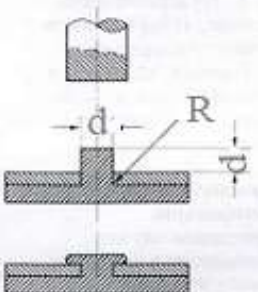
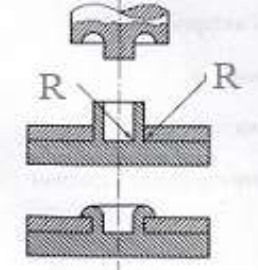
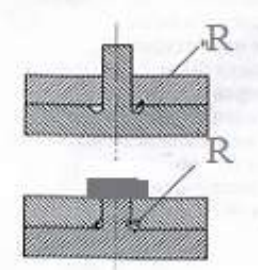
**Abb. 3.8.** Punktschweißen von Thermoplasten mit verschiedener Beschaffenheit (Beispiel und Prinzip).

Das Punktschweißen ist einfach, schnell, formkonform, benötigt keine ERG und gewährleistet sichere punktgenaue Verbindung von Formteilen sogar mit unterschiedlicher Beschaffenheit, die konventionelles US-Schweißen erschwert.

Zu anderen US-Verbindungsverfahren für nicht schweißbare Thermoplaste gehören das in Fertigungstechnik ewig bekannte Nieten und das Bördeln. Thermoplaste können durchs Nieten und Bördeln mit Metallen oder sonstigen nicht schweißbaren Materialien verbunden werden.

Das bereits bei Herstellung des unteren Formteils gefertigte Niete wird beim **Nieten** so eingesetzt, dass der aus herausragendem Stift durch die Sonotrode geformte Nietkopf (Abb. 3.9) das aufliegende obere Bauteil sicher fixiert. Die beiden Teile bedürfen nach dem Nieten keiner zusätzliche Verbindung mehr.

Die Nietzapfen können in US-Nietverfahren als einzelne Niete oder als mehrere davon in einem Takt zu Nietköpfen umgeformt werden. So entsteht eine feste Nietverbindung, die keiner weiteren Befestigung bedarf. Abbildung 3.9 zeigt entsprechende Details zum Vernietungsverfahren.

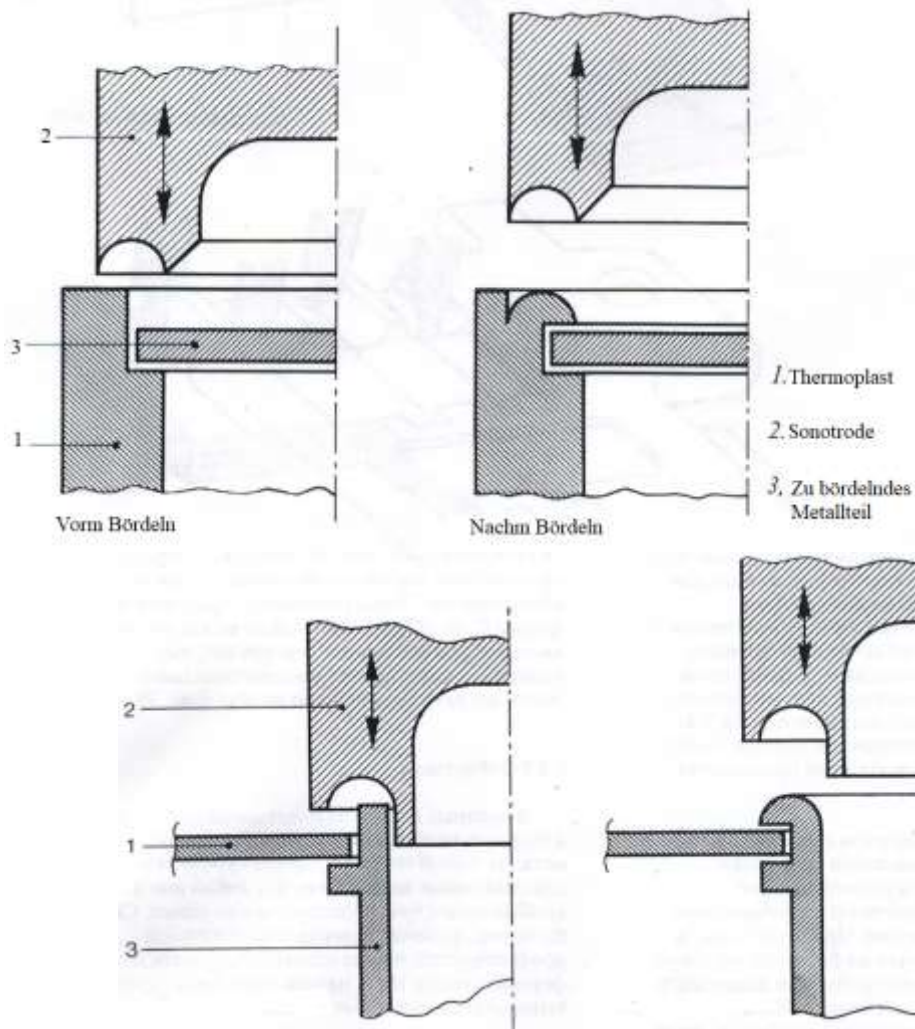
| Formen von Sonotroden, Formteilen und Nietköpfen                                    | Nietkopf design | Formen von Sonotroden, Formteilen und Nietköpfen                                     | Nietkopf design | Nietschaftsdurchmesse |
|-------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|--------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|-----------------------|
|    | A               |    | B               | $d > 1-5$             |
|   | C               |   | D               | $d > 2$               |
|  | E               |  | F               | $d > 0,5$             |
|  | G               |  | H               |                       |

**Abb. 3.9.** Oft verwendete Nietkopfformen und Nietschaftsdurchmesser.

Bei diesen Verbindungen wird die mechanische US-Schwingungsenergie durch die Sonotrode, wie beim US-Schweißen auch, in den Kunststoff



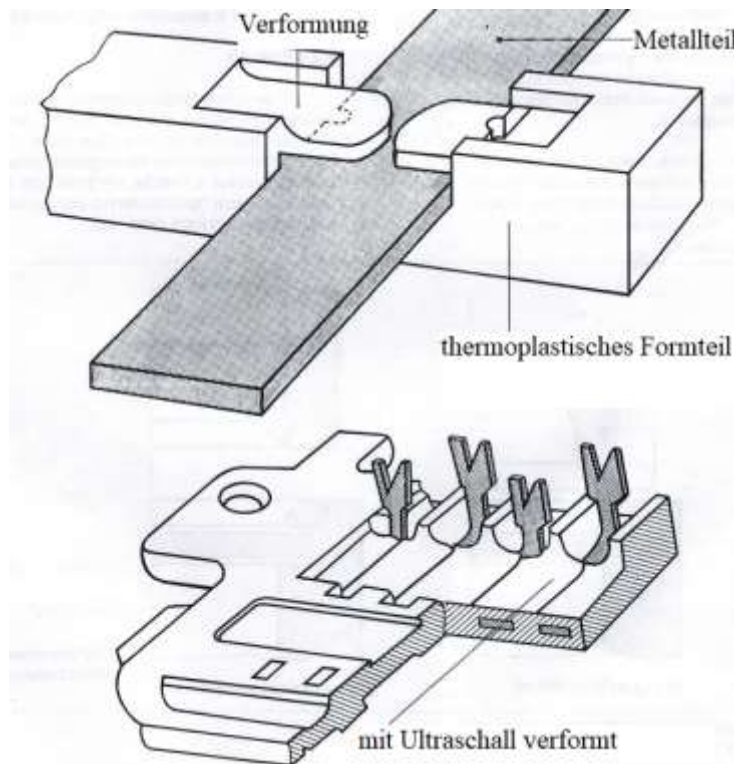
hineingeleitet. Dieser wird dadurch beim Temperaturanstieg plastifiziert und durch den Druck der Sonotrode als formgebendes Werkzeug umformt.



**Abb. 3.10.** Beispiele der Umformung beim Bördeln.

**Bördeln** funktioniert auf demselben Prinzip des Plastifizierens und Umformens und wird als Alternative zum Nieten verwendet, wenn Nietzapfen an Bauteilen nicht vorhanden sind. Die Sonotrode wird an der Stirnfläche speziell geformt und kann das Kunststoffteil so umformen, dass dieses das zweite Material umfasst und fixiert. Beim Bördeln sind keine Energierichtungsgeber nötig, Das US-Verfahren ermöglicht Fügung artfremder Materialien und großformatige Umformung.

Verbinden artfremder Materialien mit thermoplasten ist auch in einem dem Bördeln ähnlichen US-Verfahren, dem **Einschlagverfahren** (Abb. 3.11), möglich. In diesem Verfahren dringt der durch die Sonotrode plastifizierte Kunststoff unterm Druck in die im artfremden Bauteil dafür vorgesehenen Spalten, Nuten, Löcher, sodass dadurch nachm Abkühlen und Erhärten des Kunststoffs eine untrennbare Verbindung entsteht.

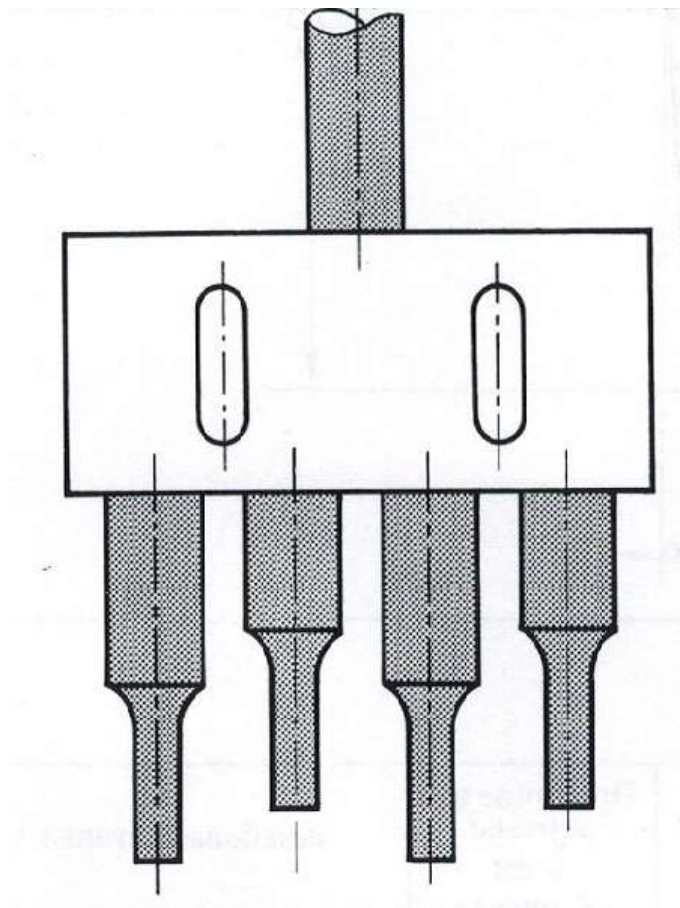


**Abb. 3.11.** Beispiele der Verbindung im US-Einschlag-Verfahren.

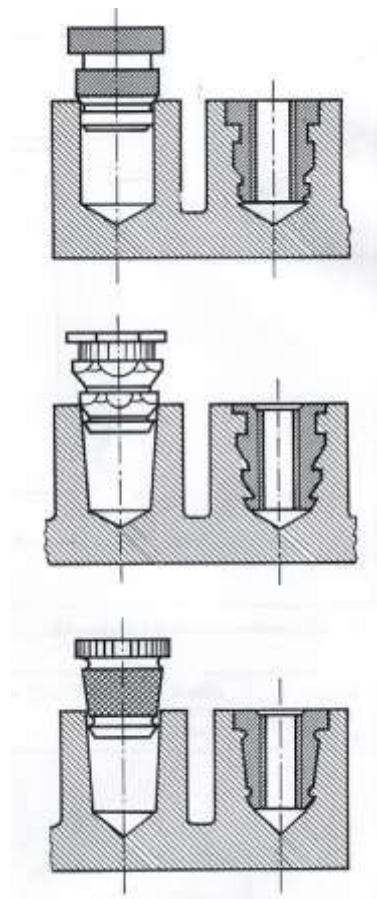
**Einbetten** von Metallteilen in Thermoplaste ist ein ähnliches US-Verfahren der untrennbaren Verbindung von Thermoplasten mit artfremden Materialien. Das Verfahren wird fürs Einbetten von Gewindeeinsätzen, Stellschrauben, Ankerbolzen oder anderen Metallteilen in die thermoplastische Formteile benutzt.

Es können durch spezielle Sonotrodenkombinationen (Abb. 3.12) mehrere Metalleinsätze auch in verschiedenen Kontaktebenen in einem Zyklus eingebettet werden. Die Hauptanforderung an die Produktqualität ist dabei Ausreiß- und Durchdrehfestigkeit. Diese werden durch vertikale und horizontale

Kerbungen (Abb. 3.13) in Metallteilen gewährleistet, die beim US-Einbetten durch plastifizierten Kunststoff gefüllt werden. Das US-Einbetten wird bei kleineren Amplituden durchgeführt, um Rießbildungen und Zerstörung des thermoplastischen Formteils zu vermeiden.



**Abb. 3.12.** Sonotrodenkombination zum Einbetten von Metallteilen in verschiedenen Kontaktebenen.



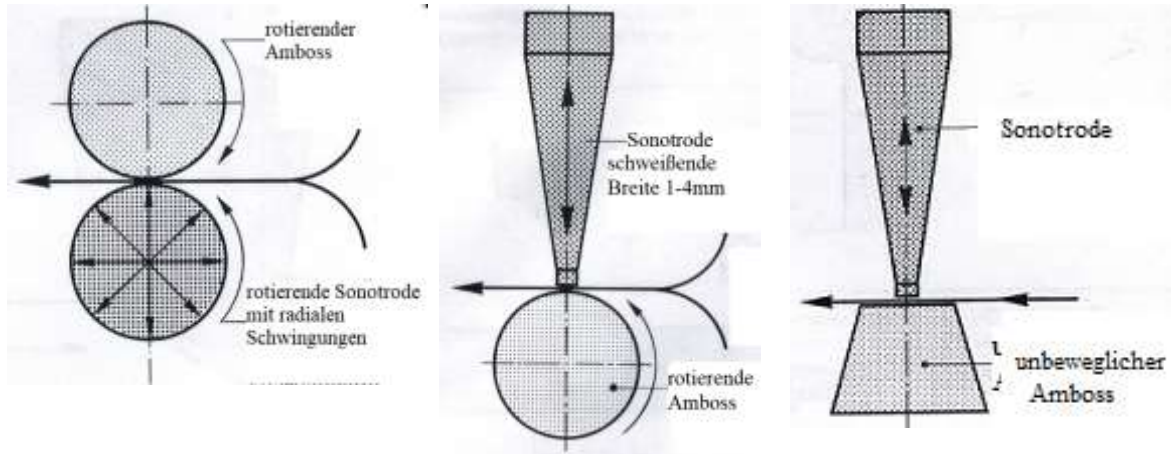
**Abb. 3.13.** Formen der Metallteilen und Aufnahmелöcher in Formteilen.

Das US-Schweißverfahren wird auch zum Zusammenheften von flachen Textilien mit thermoplastischen Fasern in einem endlosen Zyklus verwendet (Abb. 3.14). Die Verbindung erfolgt ebenfalls durch erweichten bzw. geschmolzenen thermoplastischen Kunststoff der Fasern.

Wird eins der Schweißwerkzeuge, Sonotrode oder Amboss, in Form einer Messerschneide gefertigt, können solche Textilien in einem ebenfalls endlosen



Trenn-Naht-Schweißverfahren sauber geschnitten werden. Die Ränder des Schnits werden dabei abgeschmolzen, sodass keine Zerfaserung stattfindet.



**Abb. 3.14.** Verschiedene Möglichkeiten des endlosen Nahtschweißverfahren von Textilien.

Dasgleiche funktioniert beim US-Schweißen von thermoplastischen Kunststofffolien mit Kartonen und Textilien mit Formteilen [22] usw..



## 4 Metallverbinden im Ultraschallschweißverfahren

### 4.1 Grundsätzliches

Bei großen Generatorleistungen ist das US-Verbinden von Metallen bzw. von Metalllegierungen sogar von solchen möglich, die im konventionellen Schweißverfahren wie Elektroden- oder Lichtbogenschweißen als nicht schweißbar gelten.

Das US-Verbinden von Metallteilen unterscheidet sich wesentlich vom US-Schweißen von Thermoplasten. Das liegt allein an unterschiedlichen Beschaffenheit der beiden Materialien. Der Begriff „Schweißen“ an sich, bezogen aufs konventionelle Verbindungsverfahren von Metallteilen, bedeutet Verschmelzen von verflüssigten Metallkomponenten an der Kontaktstelle zu einem Schweißnaht. Dasselbe Prinzip gilt fürs Verbinden von thermoplastischen Kunststoffen, wie es in vorigem Kapitel dargestellt wurde.

Das schnelle Erweichen bzw. Schmelzen von Thermoplasten erfolgt bei der Wärmeproduktion an der Kontaktfläche durch intensive innere Reibung in der amorphen molekularen Kettenstruktur der Kunststoffe. Die erzeugte Wärme bleibt auch an der Kontaktfläche konzentriert, weil die Wärmeleitfähigkeit von Kunststoffen vernachlässigend gering ist.

Metalle weisen dagegen die für ihr schnelles Erwärmen ungünstigen Eigenschaften auf: eine viel kleinere innere Reibung [23], abgesehen von Spezialfällen in Dämpfungslegierungen, mit  $\tan \delta = \frac{G^{\text{II}}}{G^{\text{I}}} \approx 0$  beim Verlustmodul  $G^{\text{II}} \rightarrow 0$  und beim viel höheren Elastizitätsmodul (Speichermodul)  $G = G^{\text{I}}$ , eine im Vergleich zu Kunststoffen viel höhere Wärmeleitfähigkeit  $\lambda \left[ \frac{\text{W}}{\text{m} \cdot \text{K}} \right]$ , eine ca. um eine Größenordnung höhere Dichte

$\rho \left[ \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \right]$ , eine für die meisten Metalle und deren Legierungen viel höhere Schmelztemperatur  $T_m [K]$  bei vergleichbaren Werten der spezifischen Wärmekapazität  $c_p \left[ \frac{J}{\text{kg} \cdot K} \right]$ .

Also, die Energieproduktion (3.6) in Metallen und das Erwärmen (3.7) von Metallen an der Kontaktfläche durch US-Schwingungen sind wesentlich schwächer als die von Kunststoffen bei gleichzeitig einem höheren Energiebedarf zum Erreichen der Schmelztemperatur. Diese charakteristische Unterschiede schließen eigentlich das US-Metallschweißen als konventionelle Verschmelzung von Komponenten der beiden Metallteile mit Bildung von Mischkristallen an der Kontakzone aus.

#### ***4.2 Stand der Forschung und der Technik***

Das Verbinden von Metallteilen in einem US-Schweißverfahren findet trotz den oben dargelegten ungünstigen Voraussetzungen statt und wird mittlerweile in verschiedenen Technologiebereichen schon lange intensiv angewendet, obwohl die Verbindungsmechanismen bis in die neunziger Jahre, zur Zeit der Untersuchungen an der TU-Berlin im Auftrag der Fa. “Ultrasonic Steckmann GmbH“ von 1999 [24] immer noch kaum oder falsch verstanden und geklärt worden war.

Das US-Schweißverfahren fürs Verbinden von Metallteilen [25-35] vor allem in der Kontakttechnik wird seit etwa 70 Jahren untersucht und entwickelt. Trotz der Vielzahl von diversen Untersuchungen in diesem Bereich In all den Jahren sind Mechanismen des Ultraschallverbindens von Metallteilen nicht eindeutig geklärt worden, wie es auch das Zitat aus dem unlängsten Literaturüberblick [36] zu diesem Thema bestätigt:

*„The study of post-welding microstructure, the formation of any intermetallic compound at the interface and their effect on the joint strength, the presence of heat affected zone in the ultrasonically joined sheets has been explored, but still arguably the least understood.”*

(Die Untersuchung der Mikrostruktur nach dem Schweißen, Bildung von intermetallischen Verbindungen an der Grenzfläche und deren Auswirkung auf die Verbindungsfestigkeit, Vorhandensein von Wärmeeinflusszonen in den durch Ultraschall verbundenen Blechen wurde untersucht, aber immer noch wohl am wenigsten verstanden).

B. Sanga, R. Wattal, D. S. Nagesh. “Mechanism of joint formation and characteristics of interface in ultrasonic welding”, 2018 [36]

Die grundlegenden Ergebnisse zu diesem Verfahren wurden in Arbeiten von D. Stöckel ermittelt [37-39]. Hier wurden die Strukturuntersuchungen von Schweißstellen von verschiedenen ultraschallverbundenen Metallpaarungen sowie Haftfestigkeitsmessungen durchgeführt und Verbindungsmechanismen in einem US-Schweißverfahren diskutiert.

Dabei war **Adhäsion** bzw. **Kohäsion**, eine metallische Verbindung durchs Wechselwirken der an der Oberfläche verformten Elektronenstrukturen der zu verbindenden Metalle, als Verbindungsmechanismus zum ersten Mal fürs US-Metallverbinden erwähnt worden, wobei eine reine Metalloberfläche und ein dichter Kontakt dafür vorausgesetzt wurde ist.

Dieser Mechanismus ist noch im Jahre 1999 [24] als der Hauptverbindungsmechanismus durch rastrelektronmikroskopische EDX-Analyse der Zusammensetzung an den Verbindungsgrenzen von diversen Metallpaarungen eindeutig nachgewiesen worden, wobei sich die Voraussetzung mit den reinen Metalloberflächen als überflüssig erwiesen hat.

Im US-Schweißverfahren werden zwei zu verbindenden Metallteile durch eine Anpreßkraft zusammengepresst und gleichzeitig der Einwirkung von hochfrequenten zu der Kontaktfläche parallel orientierten US-Schwingungen von üblicherweise *20kHz* oder *35kHz* ausgesetzt.

Die im Unterschied zu US-Schweißverfahren von Thermoplasten zu Kontaktfläche parallele Anbringung der US-Schwingungen ist eben durch die viel kleinere innere Reibung in Metallen und somit viel kleinere Wärmeproduktion bedingt. Beim Metallverbinden im US-Schweißverfahren werden die beiden Metallteile an der Kontaktfläche mit einer großen Scherkraft aneinander gerieben, wodurch mehr Wärme als beim normalen Anbringen der US-Schwingungen produziert wird.

Durch die hochfrequente Scherkraft werden Oxid- und Unreinheitsschichten an den Metalloberflächen zerstört, zerkleinert und aus der Fügefläche hinausgeschleudert oder zumindest bis zum Rand transportiert [24, 40, 41]. Als Nebenverbindungsmechanismen waren mechanische Verzahnungen und Verhakungen durch drastische plastische Verformung und das turbulente Fließen des Materials ineinander bei lichtmikroskopischen Untersuchungen der Kontaktgrenze festgestellt worden [24].

Die Kombination von drei Faktoren im Ultraschallschweißverfahren – statische Anpresskraft, hochfrequent oszillierende Scherkraft und moderater Temperaturanstieg durch die Reibung der beiden Metalloberflächen im Kontaktfläche – ermöglichen einen dichten Kontakt beider Metallteile und das Wechselwirken deren Elektronenstrukturen, was eine feste und dauerhafte Verbindung gewährt.

Manchmal werden die Verbindungsmechanismen fürs konventionelle Metallschweißen einfach aufs US-Metallschweißen übertragen [42]. Es werden hier die fürs Lichtbogenschweißen typische Phänomene an der Kontaktgrenze spekulative, experimentell nicht nachgewiesen behauptet:

1. Einschmelzen der Kontaktfläche: Verbindung durch Mischung von Metallen in der Schmelzzone, wie beim Widerstandschweißen,

Temperaturanstieg über die Schmelztemperatur wenigstens eines der zu verbindenden Metalle ist vorausgesetzt.

2. Diffusion: Verbindung durch Vermischung der zu verbindenden Metalle auf atomarer Ebene, deren Fähigkeit eine chemische Verbindung oder einen Mischkristall zu bilden, große Diffusionskoeffizienten, hohe Temperatur, ausreichende Zeit sind vorausgesetzt.

Also wird Bildung von Schweißnähten durchs Verschmelzen und Vermischen von zu verbindenden Metallteilen bis heute noch als der Verbindungsmechanismus beim US-Metallverbinden trotz den oben ausgeführten Grundlagen und den Untersuchungen in [24, 37-39].

Der Begriff „Schweißen“ („welding“) an sich ist diesbezüglich irreführend, wie es wahrscheinlich eben dem Autor in [42] passierte, denn dieser Begriff deutet auf konventionelle aufm Verschmelzen und Bilden einer Schweißnaht basierende Schweißverfahren hin.

Es ist jedoch auch aus vielen anderen veröffentlichten Untersuchungsergebnissen zu schließen, dass in der oberen Liste der erste Mechanismus beim US-Metallverbinden unrealistisch und sogar unerwünscht ist, denn das Schmelzen führt zu Gefügeänderungen oder Bildung von spröden intermetallischen Verbindungen, was die Schweißstelle erheblich schwächt.

Der Diffusionsmechanismus ist im Hinblick auf die üblicherweise niedrigen Temperaturen in der Kontaktzone von etwa  $(0,3 \div 0,5)T_m$  ( $T_m$  ist die Schmelztemperatur) und eine sehr kurze US-Einwirkzeit im Sekundentakt auch indiskutabel, obwohl die Vergrößerung der Diffusionskoeffizienten und eine Beschleunigung der Diffusion durch US-Schwingungen möglich wären.

Im US-Schweißverfahren tritt plastische Verformung von zu verbindenden Metallteilen auf [37-40, 43, 44], die auch als einer der Verbindungsmechanismen betrachtet wird. Der Verformungsgrad hängt sowohl

von den einstellbaren US-Parametern, wie die vom Generator zugeführte US-Energie, die Schwingungsamplitude und die Einwirkzeit als auch vom Profil der Werkzeugoberfläche sowie von der Form und den Werkstoffeigenschaften der zu verbindenden Metalleile ab.

In einem normalen Kontaktschweißverfahren kann die Formänderung von frei aufgelegten Metalleilen unwesentlich sein (bis zu 5% [38]). Viel größere Verformungen werden durch die hochfrequente Reibungsbewegung der zu verbindenden Metallteilen in der Kontaktzone beobachtet [37, 38].

Diese Beanspruchung der Metalloberflächen führt zu einem wellenförmigen bzw., in Extremfällen, zu einem wirbelförmigen Profil der Kontaktgrenze und mechanischen Verzahnungen bzw. Verhakungen der Paarungskomponenten. Dies spielt eine positive Rolle für die Haftfestigkeit beim US-Metallverbinden. Andererseits können größere Verformungen zur Bildung von Mikro- und Makrorissen oder sogar zur totalen Materialzerstörung führen. Eine derartige Metallschädigung soll beim US-Metallverbinden vermieden werden.

Trotz dieser komplexen Beeinflussung der Verbindungsqualität von ultraschallverbundenen Metallteilen gibt es nur wenige experimentelle Untersuchungen der US-Einwirkung aufs Verformungsverhalten und auf die Verformungsmechanismen von Metallen im US-Schweißverfahren [46]. Die meisten finden sich mit theoretischen Modellen ab [47], wie z. B. das metallothermomechanisch gekoppelte Modell [48].

In anderen Arbeiten werden Mikrostrukturuntersuchungen von Metallen nach einer allgemeinen US-Behandlung vorgenommen [49, 50]. Es werden dabei vor allem frühere Stadien der plastischen Verformung untersucht, die mit der Generierung, Multiplizierung und Verteilung von Versetzungen verbunden sind.

Vorteile des US-Schweißverfahrens sind offensichtlich:



- keine spezielle Oberflächenreinigung
- keine Schutzatmosphäre
- geringer Energieverbrauch
- kurze Einwirkzeit
- Möglichkeit der Vollautomatisierung des US-Schweißverfahrens und des Integrierens in andere Fertigungsprozesse bzw. –anlagen
- Möglichkeit, die mit konventionellen Methoden „nicht schweißbaren“ Metalle zu verbinden
- Möglichkeit dünne und dicke, kleine und massive, runde und flächige Metallteile zu verbinden.

Trotz dieser Vorteile setzte sich das Metallverbinden im US-Schweißverfahren in der Produktionstechnik nur schleppend durch. Am Anfang wurde derartige Entwicklung durch Mangel an leistungsfähigen US-Generatoren verursacht, die das US-Verbinden auch von großen Teilen reproduzierbar gewährleisten könnten.

Dies führte auch dazu, dass der Forschungsschwerpunkt in den 80ern und 90ern Jahren hauptsächlich auf die Entwicklung von US-Geräten verschoben wurde [51-53]. Zur Zeit sind genug leistungsfähige US-Apparate und entsprechende US-Verfahren entwickelt. Dafür ist aber die Erforschung von physikalischen Zusammenhängen, den Verbindungsmechanismen im US-Metallschweißverfahren sowie das Verhalten von Metallen unter Ultraschalleinwirkung zurückgeblieben.

Das Ziel dieser im Auftrag der Fa „Ultrasonics Steckmann GmbH“ durchgeführten experimentellen Untersuchungen ist es, die Struktur und die Zusammensetzung der Kontaktzone von ultraschallverbundenen und die Struktur von Ultraschallgestreckten Metallteilen zu prüfen und die Mechanismen des US-Metallverbindens erneut zur Diskussion zu bringen, sowie die Plastifizierung von Metallteilen im US-Schweißverfahren nicht nur als einer

der wichtigen Verbindungsmechanismen, sondern auch als eine weitere Möglichkeit der US-Metallverarbeitung zu betrachten.

### 4.3 Experimentelles

Zum US-Verbinden wurden verschiedene Metallpaarungen ausgewählt (Tabelle 4.1), die im konventionellen Elektroden- oder Lichtbogen-schweißverfahren als schwer (Kupfer-Kupfer) oder nicht schweißbar (Kupfer-Aluminium, Kupfer-Stahl) gelten.

Das Verbinden der ausgewählten Metallpaarungen bzw. das Strecken von Metallproben wurde mit Hilfe einer  $3kW$ -US-Metallverbind-Maschine (Abb. 4.1 a) durchgeführt. Der Aufbau der US-Maschine ist in Abbildungen 4.1 b, c schematisch dargestellt.

Gehärteter Stahl wurde als Material für die kegelförmige Sonotrode verwendet. Die Sonotrode hatte Resonanzfrequenz  $f_r^{US} = 20kHz$ , Wellenlänge  $\lambda^{US} = 15mm$  und die Amplitude  $A_0^{US} = 30\mu m$ . Diese mechanischen Schwingungen wurden ins obere der zu verbindenden Metallteile in der horizontalen Achse (Abb. 4.1 b, c) eingeleitet, indem die Sonotrode mit einem pneumatisch erzeugten Druck von  $6bar$  auf die Oberfläche des Oberteiles herabgesetzt wurde.

Beim Verbinden von kompakten Metallteilen (Tabelle 4.1, Nr. 1-4, Nr. 7) hatte die beanspruchte Oberfläche der Sonotrode erodierte Wellenriffelung mit einer Periode von  $1,8mm$  senkrecht zur Schwingungsachse. Die Amboßoberfläche hatte eine erodierte Kreuzriffelung.

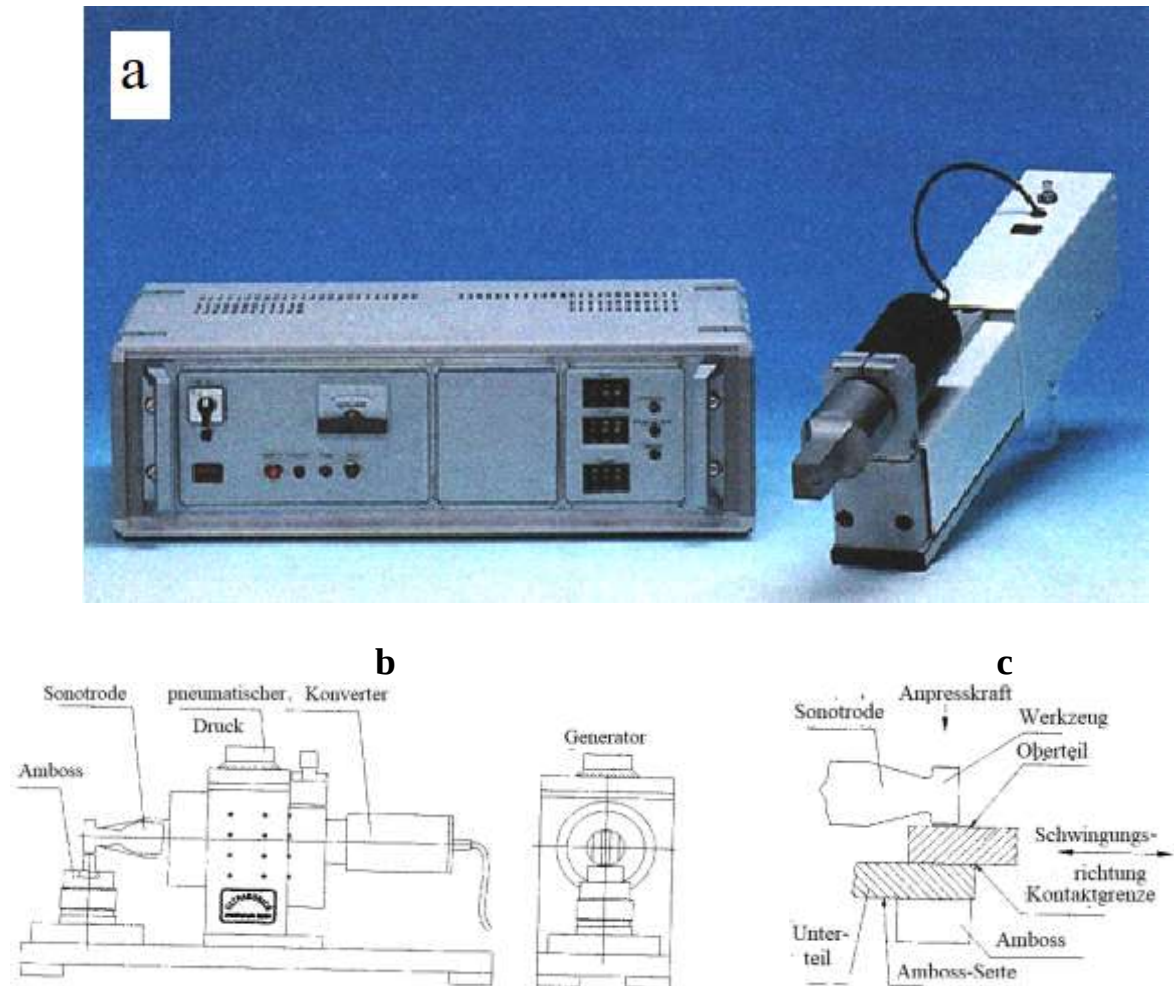
Beim Verbinden von Drähten (Tabelle 4.1, Nr. 5, Nr. 6, Nr. 8) wurden diese seitlich durch eine Form festgehalten. Die Sonotrode fuhr in diese Form hinein, wobei sowohl die Sonotrode als auch der Amboß eine feine erodierte Riffelung hatten. Die vom elektrischen Netz verbrauchte Leistung des US-Generators betrug  $3kW$ . Die Verbindzeit betrug  $(0,3 \div 3)s$ .

**Tabelle 4.1.** Metallpaarungen für US-Verbinden-Versuche, Form und Reinheit deren Komponenten sowie deren Schmelztemperaturen ( $T_m$ ) und der nach Formel (5.1) berechnete Verformungsgrad  $\varepsilon$  beim US-Verbinden.

| Nr. | Unterteil                                                                                                                                       | Oberteil                                                                                                          | Paarung                               |
|-----|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------|
| 1   | Aluminiumplatte 2,5mm dick, Reinheit 99,9%, ( $T_m = 659^\circ\text{C}$ )                                                                       | Kupferdraht, $\varnothing 3,2\text{mm}$ , Reinheit 99,9% ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ ), $\varepsilon = 500\%*$ , | $Al - Cu$                             |
| 2   | Kupferplatte 1mm dick, Reinheit 99,9% ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ )                                                                            | Aluminiumplatte 1mm dick, Reinheit 99,9% ( $T_m = 659^\circ\text{C}$ ), $\varepsilon = 300\%$                     | $Cu - Al$                             |
| 3   | Messingplatte 1,5mm dick ( $CuZn37$ , ( $T_m = 920^\circ\text{C}$ ) beschichtet (0,05mm dick) mit Feinsilber $Ag$ ( $T_m = 962^\circ\text{C}$ ) | Kupferdraht, $\varnothing 3,2\text{mm}$ , Reinheit 99,9% ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ ), $\varepsilon = 80\%$     | $Cu - Ag$<br>$Ag - Zn$                |
| 4   | Stahlscheibe 1,3mm dick in ihrem technischen Zustand ohne jegliche Oberflächenreinigung, ( $T_m = 1540^\circ\text{C}$ )                         | Kupferdraht, $\varnothing 3,2\text{mm}$ Reinheit 99,9% ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ ), $\varepsilon = 300\%$      | $Fe - Cu$                             |
| 5   | Kupferplatte 1mm dick beschichtet (0,02mm) mit Hartsilber $AgCu3$ ( $T_m = 938^\circ\text{C}$ )                                                 | Kupferdrähte, $\varnothing 0,05\text{mm}$ ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ )                                          | $Ag - Cu$                             |
| 6   | Messingplatte 0,5mm dick ( $T_m = 920^\circ\text{C}$ ), beschichtet (0,01mm) mit Feinsilber $Ag$ ( $T_m = 962^\circ\text{C}$ )                  | Kupferdrähte, $\varnothing 0,05\text{mm}$ ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ )                                          | $Cu - Cu$<br>$Cu - Ag -$<br>$Ag - Zn$ |
| 7   | Kupferplatte 0,5mm dick ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ ), $\varepsilon = 110\%$                                                                   | Kupferdraht, $\varnothing 3,2\text{mm}$ , Reinheit 99,9% ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ )                           | $Cu - Cu$                             |
| 8   | Kupferdrähte $\varnothing 0,3\text{mm}$ im Bündel ( $T_m = 1083^\circ\text{C}$ ) miteinander                                                    |                                                                                                                   | $Cu - Cu$                             |

Die Beeinflussung der Kornstruktur beim US-Verbinden bzw. US-Strecken wurde lichtmikroskopisch (LM) auf geschliffenen, polierten und geätzten Probenoberflächen untersucht. Alle Proben wurden quer zu der US-Schwingungsrichtung aus den Verbindungsstellen (Kontaktzonen) bzw. aus dem gestreckten  $Cu$  – Draht in einer Trennmaschine geschnitten. Um die Wirkung

von Sonotroderiffelung auf die Oberfläche des Oberteils zu prüfen, wurde ein Schnitt Probe 1 entlang der Schwingungsrichtung auch lichtmikroskopisch untersucht.



**Abb. 4.1 a-c.** Foto der US-Metallverbindmaschine mit einem bis zu  $3\text{kW}$  leistungsfähigen Generator (a), schematische Zeichnungen deren Aufbaus (b) und der Verbindungsinstrumente (c).

Verteilung von Komponenten innerhalb der Kontaktzonen der Metallpaarungen bzw. die eventuellen, die Diffusionsübergangszonen bildenden Diffusionsprozesse wurden auf denselben Schnittproben mit Hilfe der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht.

Die EDX basiert darauf, dass die durch hochenergetische Elektronen im REM bombardierten Komponenten in der Oberfläche der Metallprobe ihre charakteristische ( $K_\alpha$ ) Röntgenstrahlungen mit einer für jede Komponente bestimmten Wellenlänge ausstrahlen. Das Verhältnis der Strahlungsintensität von einzelnen Komponenten zur Gesamtstrahlungsintensität ergibt sehr präzise die Konzentration von einzelnen Komponenten in einer Metallprobe, was der Zusammensetzungsanalyse von Metalllegierungen zugrunde liegt.

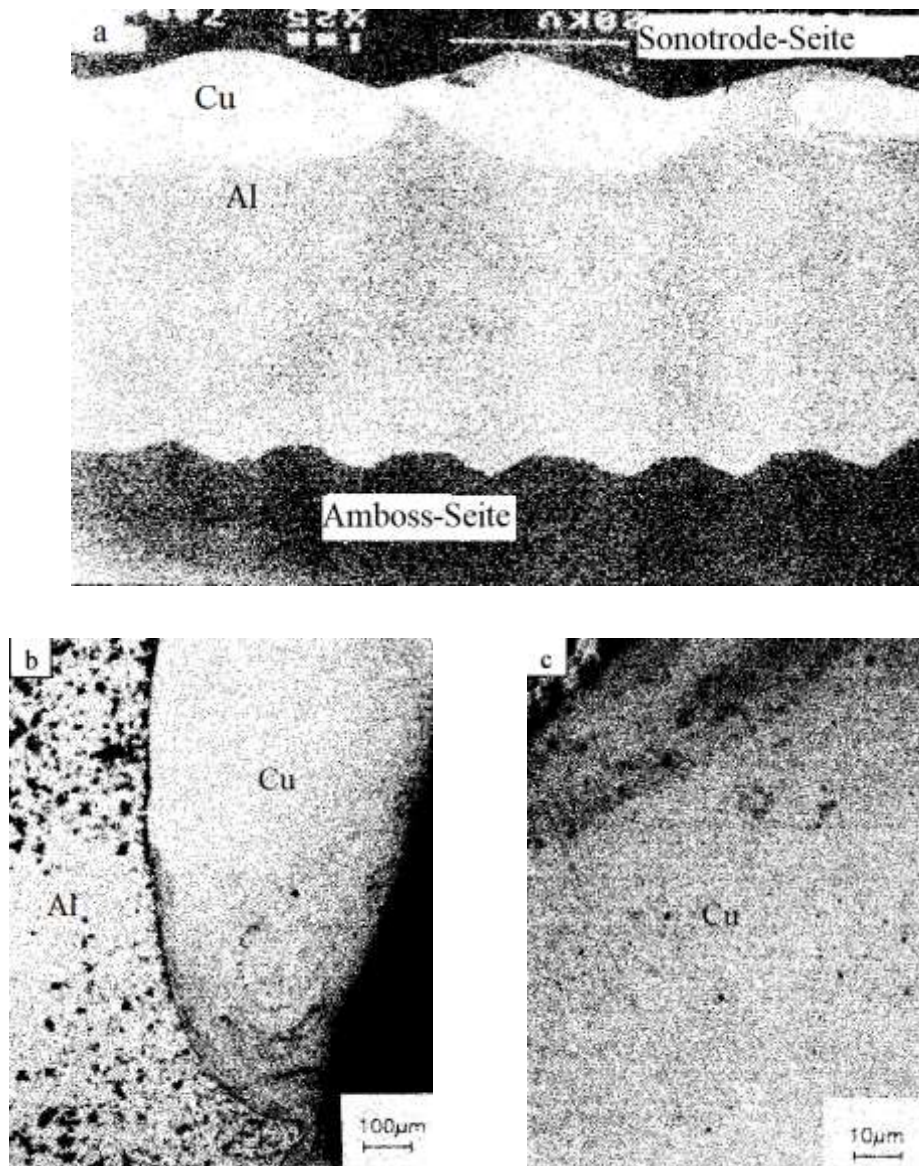
Wird der Detektor auf die charakteristische Wellenlänge (Fenster) eines der Komponenten eingestellt, beobachtet man auf dem REM-Bild unmittelbar die Verteilung dieses Komponenten in der Oberfläche als hell beleuchtete Bereiche, während die Bereiche mit anderen Komponenten bzw. mit unbekannten Fremdelementen dunkel bleiben. Das Fenster-Verfahren wurde hier verwendet, um die Komponentenvermischung durch ihre Diffusion in der Kontaktzone zu verifizieren.

#### ***4.4 Struktur der Kontaktzone bei Metallpaarungen***

Das EDX-Gesamtbild einer Oberfläche im REM entsteht bei den Aufnahmen des kompletten Röntgenspektrums ohne Fensterfilter. So eine REM-Aufnahme der Kontaktzone Probe 1 auf einem Schnitt entlang der Schwingungsachse der Sonotrode zeigt Abbildung 4.2 a.

Die Oberfläche des *Cu*-Oberteils ist durch die Riffelung der Sonotrode zu einer Wellenform mit der Wellenlänge der Sonotroderiefelung von  $1,8\text{mm}$  geprägt. Die *Cu* – Draht ist auf der Oberfläche des *Al* – Unterteils zu einer dünnen Schicht zerquetscht worden. Die Verformung des Oberteils beträgt über 500% (Siehe die Berechnungsformel (5.1)). Die lichtmikroskopische Aufnahme (Abb. 4.2 b) des geätzten Oberfläche zeigt Spuren des turbulenten plastischen Fließens des Kupfers in der Kontaktzone.

Die Korngrenzen sind auf dem LM-Bild (Abb. 4.2 b) kaum noch zu erkennen. Das ist auf starke metallographische Textur – die beim plastischen Fließen gleich gewordene Kornorientierung – zurückzuführen. Beim turbulenten plastischen Fließen des Metalls ist es sogar möglich, dass die einzelne Bruchteile der zu verbindenden Metalle ineinander eingeschlossen werden.



**Abb. 4.2 a-c.** Profil der Kontaktgrenze auf dem Schnitt Probe 1 entlang der Schwingungsachse (a, REM). LM-Aufnahmen der *Al* – *Cu* – Kontaktgrenze (b) und der strukturlosen Oberfläche des Kupferschliffs (c, oben links) die Kontaktgrenze.

Die  $Cu - Al$  –Kontaktgrenze weist eine wellenförmige, auf eine halbe Periode zu der Werkzeugsriffelungswelle auf der  $Cu$  –Oberfläche verschobene Struktur auf.

Diese irregelmäßige und versetzte Welle ist folgendermaßen zu erklären. Das Material des  $Cu$  –Oberteils wird durch die Wellenberge des Werkzeugs, die maximalen Druck auf die Oberfläche des Oberteils ausüben, in die Täle der Werkzeugsriffelung verdrängt. Durch dieses intensive turbulente Fließen wird der maximale Druck auf die Oberfläche des  $Al$  –Unterteils in Talbereichen der Riffelungswelle übertragen, sodass das Material des Unterteils nach oben in Richtung der Wellenberge gezwungen wird, und zwar mit so einer Kraft, dass das Aluminium sogar durch die  $Cu$  –Schicht nach oben auf deren Oberfläche durchdringt (Abb. 4.2a, oben rechts).

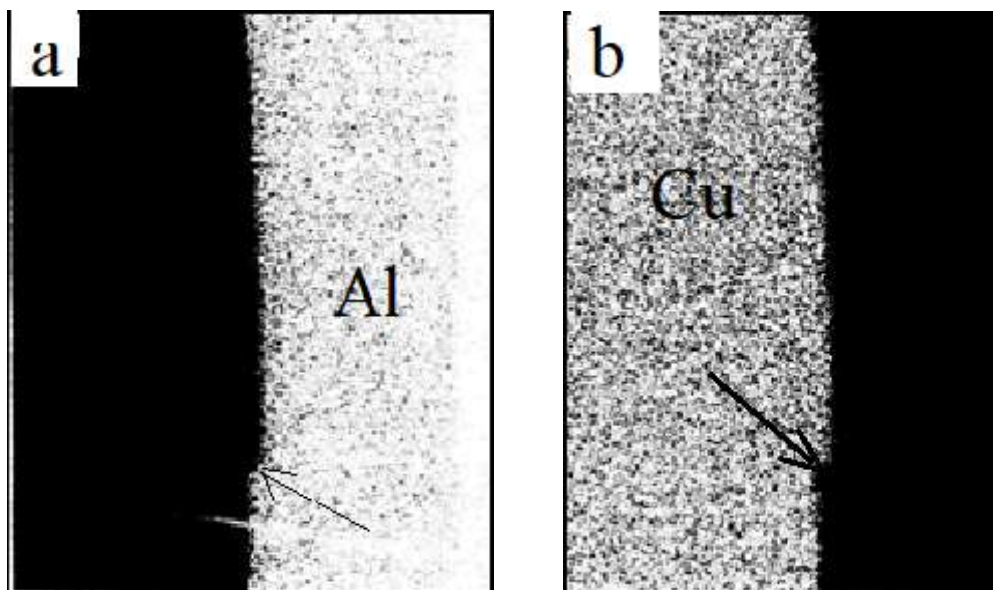
Trotz des intensiven plastischen Fließens des Kupfers und der niedrigen Schmelztemperatur des Aluminiums sind im Lichtmikroskop keine Merkmale der kristallisierten Schmelze in der Kontaktzone festzustellen. Das Einschmelzen von Metallpaarungskomponenten an der Kontaktgrenze hätte zur Vermischung dieser Metallkomponenten, welche gar keine Mischkristalle, sondern nur diverse intermetallische Hume-Rothery-Phasen ( $Al - Cu$ ) auf ihren Gleichgewichts-Zustandsdiagrammen aufweisen, und zur Bildung einer Schweißnaht geführt. Die Kontaktgrenze bleibt also an ihrer ganzen Länge scharf ohne jede Spur von Komponentenvermischung oder Diffusionsübergangszone (Abb. 4.3 a-c).

Die EDX-Mikroanalyse der Zusammensetzung der verbundenen  $Cu - Al$  –Metallpaarung zeigt ebenfalls eine scharfe Kontaktgrenze zwischen den verbundenen Metallteilen (Abb. 4.3 a, b). An der Kontaktgrenze ist keine Komponentenvermischung weder durch Schmelzen noch durch Diffusion festzustellen.



Andererseits zeigt eine Stufe (mit Pfeilen markierte Stellen in Abbildungen 4.3 a, b) mit einer Höhe von etwa  $3\mu\text{m}$  in der Oberfläche einer der Paarungskomponenten, wie sich die beiden Metallteile durch plastische Verformung an der Kontaktfläche aneinander anpassen.

Bilder 4.3 a, b stellen die Aufnahmen der  $\text{Cu} - \text{Al}$  –Kontaktgrenze in der  $\text{Al } K_{\alpha}$  –Röntgenstrahlung ( $\text{Al}$  –Fenster) bzw.  $\text{Cu } K_{\alpha}$  –Röntgenstrahlung ( $\text{Cu}$  –Fenster) dar. Dementsprechend sind im  $\text{Al}$  –Fenster former  $\text{Al}$  –Paarungskomponente hell und im  $\text{Cu}$  –Fenster ist die  $\text{Cu}$  –Paarungskomponente hell beleuchtet, während die anderen Komponenten unbeleuchtet (schwarz) bleiben.

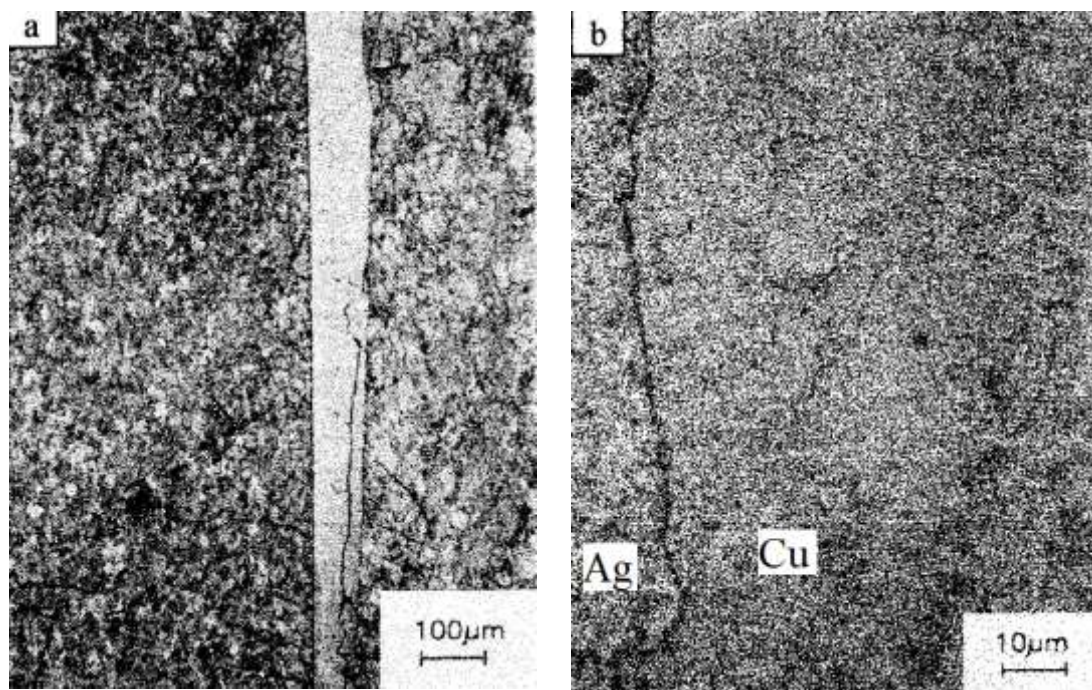


**Abb. 4.3 a-c.** REM-Aufnahmen der  $\text{Cu} - \text{Al}$  –Kontaktzone Probe 1:  $\text{Al}$  –Fenster, (a),  $\text{Cu}$  –Fenster (b). Die Pfeile zeigen dieselbe Stufe an der Kontaktfläche. Der Schnitt hier ist senkrecht zur Schwingungsrichtung

Etwas diffuser Kontrast an den Kontaktgrenzen ist aufs Abschneiden des Elektronenstrahls an diesen Grenzen zurückzuführen, was zur asymmetrischen Intensitätsverteilung und dadurch zum diffusen Kontrast im Bereich von ca.  $0,2\mu\text{m}$  an der Kontaktgrenze führt.

Aus diesen Gründen ist es schwierig, irgendwelche Schlüsse über das lokale Einschmelzen und über die Amorphisierung in diesem Grenzbereich zu ziehen. Derartige Amorphisierung wurde im Grenzbereich von  $(0,002 \div 0,02) \mu m$  in einem ultraschallverbundenen  $Al$  – Oxid/ $Al$  – Komposit mit Hilfe der Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) und der REM-Mikroanalyse festgestellt [54].

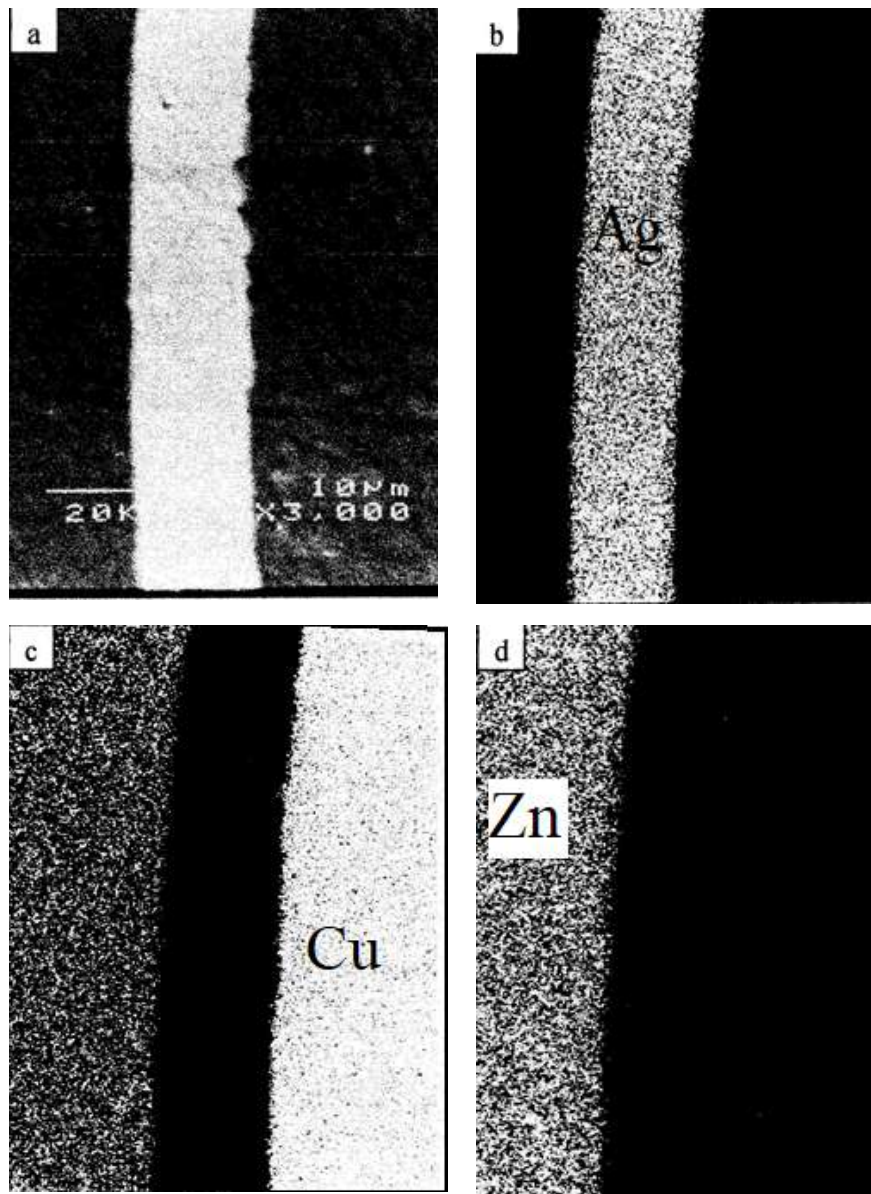
Die von der Verbindungsstelle an der  $Al$  –  $Cu$  – Kontaktgrenze Probe 2 gewonnenen Ergebnisse sind den oben beschriebenen ähnlich und unterstützen den Schluß, dass keine Verschmelzung oder Vermischung von Paarungskomponenten durch ihre Diffusion an der Kontaktgrenze beim US-Verbindverfahren stattfindet.



**Abb. 4.4 a, b.** LM-Aufnahmen der Kontaktzone Probe 3:  $CuZn37 - Ag - Cu$  (a) und  $Cu - Ag$  (b).

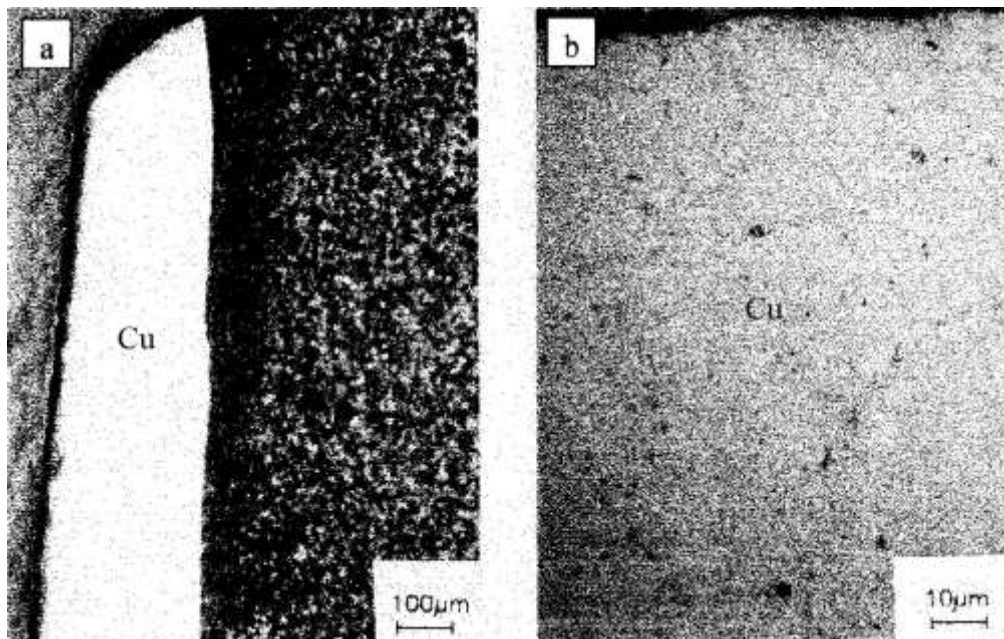
Im Unterschied zu Probe 1 wird die auf der Oberfläche des  $Al$  – Oberteils geprägte Wellenriffelung der Sonotrode nicht auf die Kontaktoberfläche des

*Cu* – Unterteils (Probe 2) übertragen. Der Unterschied ist auf die Härte­differenz und auf die Temperaturabhängigkeit der Härte von Kupfer und Aluminium zurückzuführen, sodass das weiche Aluminium durch sein plastisches Fließen nicht genügend Druck auf die Oberfläche des härteren Kupfers ausüben kann, um dieses wellenförmig zu prägen.



**Abb. 4.5 a-d.** REM-Aufnahmen der *CuZnAl – Ag – Cu* – Kontaktzone Probe 3: Gesamtstrahlung (a), *Ag* -Fenster (b), *Cu* -Fenster (c), *Zn* -Fenster (d).

Im nächsten Versuch wurde  $CuZn37 - Ag - Cu$  – Kontaktgrenze (Probe 3) untersucht (Abb. 4.4 a, b). Diese Grenze ist ebenfalls scharf, ohne jede Spur der Schweißnahtbildung. Die Kornstruktur ist an den beiden Kontaktgrenzen und im Volumen der beiden Metallteile gleich. Es sind nur einige Verzahnungen zwischen der  $Ag$  – und der  $Cu$  – Paarungskomponenten zu beobachten. Die EDX-Mikroanalyse (Abb. 4.5 b-d) zeigt weder Vermischung von Paarungskomponenten in einer geschmolzenen Schweißnaht, noch ihre Diffusion ineinander. Dabei gilt es für die beiden Kontaktgrenzen: für die durch US-Verbinden entstandene  $Cu - Ag$  – Kontaktgrenze und für die davor vorhandene  $CuZn37 - Ag$  – Grenze (das mit Feinsilber beschichtete Messing).

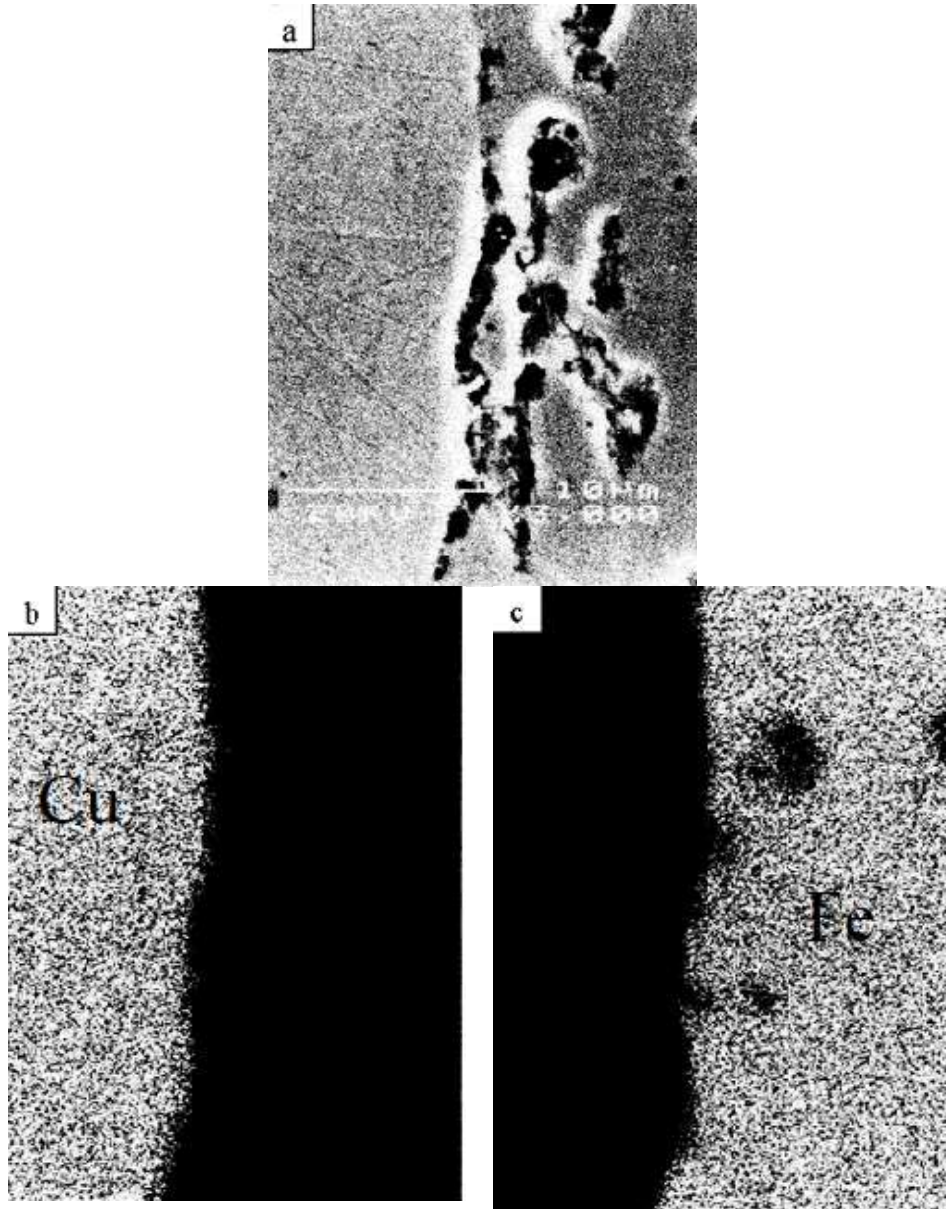


**Abb. 4.6 a, b.** LM-Aufnahmen der  $Fe - Cu$  – Kontaktgrenze Probe 4 (a, links hell  $Cu$ ) und des  $Cu$  – Schliffs (b)

Die  $Ag$  – und  $Cu$  – Fenster zeigen einerseits keine Diffusion zwischen dem Kupferdraht-Oberteil und der Silberschicht (Abb. 4.5 b, c). Andererseits ist auf denselben  $Ag$  –,  $Cu$  – und zusätzlich auf dem  $Zn$  – Fenster keine Diffusion von Silber ins Messing-Unterteil oder vom Zink und Kupfer aus dem Messing in



die Silberschicht festzustellen. Da Messing sowohl Kupfer als auch Zink enthält, bleibt es sinngemäß sowohl in *Cu* – als auch in *Zn* – Fenster grau hell.



**Abb. 4.7 a-c.** REM-Aufnahmen der *Fe* – *Cu* – Kontaktzone Probe 4: Gesamtstrahlung (a), *Cu* – Fenster (b), *Fe* – Fenster (c).

Die Stahl-Kupfer-Kontaktgrenze Probe 4 weist die gleichen Eigenschaften auf. Sie ist scharf (Abbildungen 4.6 a und 4.7 b), wenn auch nicht eben. Trotz dieser Unebenheiten weist sie keine Spuren von Schweißnahtbildung oder Diffusion von *Cu* – und *Fe* – Atomen zwischen dem Ober- und dem Unterteil auf (Abbildungen 4.7 b, c). Die geätzte Oberfläche des auf der Stahlscheibe

zerquetschten  $Cu$  –Oberteil ist wegen der großen plastischen Verformung (ca. 500%) vollkommen strukturlos.

Die Unebenheiten sind auf die Einschlüsse an und unter der Oberfläche der Stahlscheibe (Abb. 4.7 a, rechts) zurückzuführen. Ein grösster Teil davon sind Eisenhaltige ( $Fe$  – Oxide,  $Fe$  – Karbide) Einschlüsse, die sich im  $Fe$  – Fenster vor dem Eisenhintergrund nicht unterscheiden und deswegen nicht zu sehen sind. Die einigen dunklen Einschlüsse beinhalten Eisen nicht und sind irgendwelche Verunreinigungen.

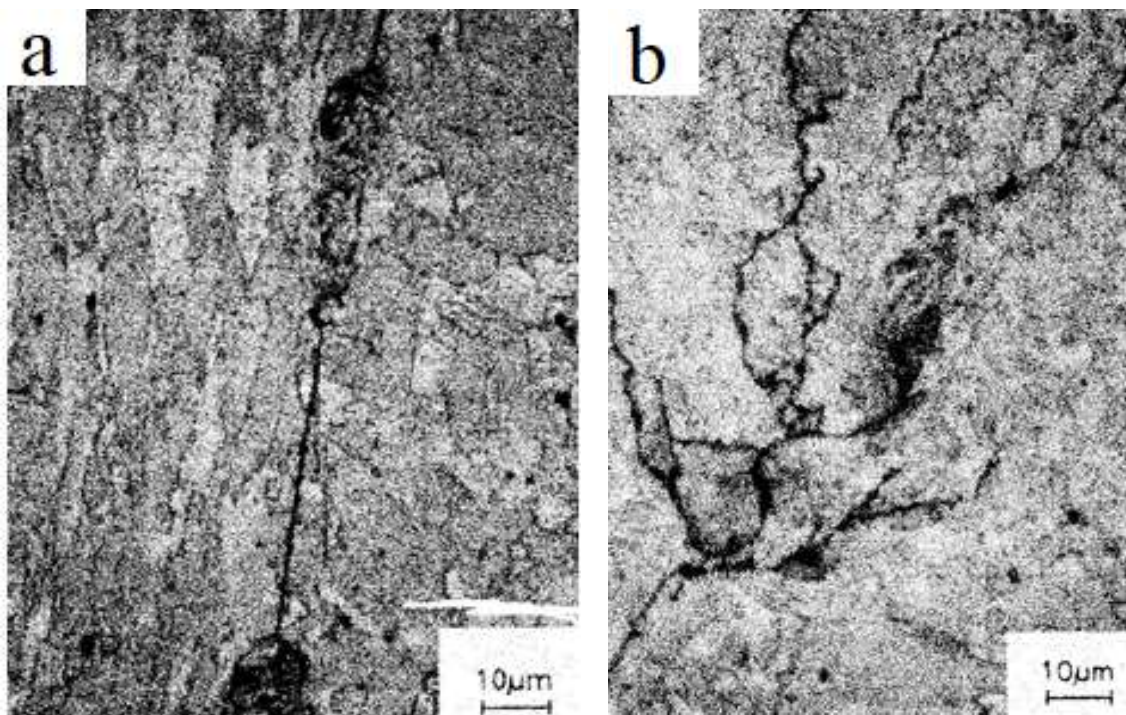
Die Unebenheiten sind auf die Einschlüsse an und unter der Oberfläche der Stahlscheibe (Abb. 4.7 a, rechts) zurückzuführen. Ein grösster Teil davon sind eisenhaltige ( $Fe$  – Oxide,  $Fe$  – Karbide) Einschlüsse, die sich im  $Fe$  – Fenster vor dem Stahlhintergrund nicht unterscheiden und deswegen nicht zu sehen sind. Die einigen dunklen Einschlüsse beinhalten Eisen nicht und sind irgendwelche Verunreinigungen.

Die Beschaffenheit der Stahlscheibe ist hier irrelevant. Es ist nur relevant, dass die auf die Oberfläche der Stahlscheibe austretenden Einschlüsse an der Kontaktgrenze durch die US-Schwingungen abgerieben und weggeschleudert werden, sodass saubere adhesive Verbindung der beiden Teile entsteht. Die Abreibung ist wegen verschiedener Härte der Einschlüsse und der Stahlmatrix nicht gleichmäßig, was einerseits die Kontaktgrenze uneben macht, andererseits die Kontaktfläche vergrößert und die adhesive Verbindung dadurch fester macht.

Also, auch hier, wie in allen EDX-Untersuchungen im REM, sind keine Spuren von Sauerstoff aus den Oxidschichten oder andere Verunreinigungen der Kontaktgrenze festgestellt worden. Wegen der kleinen Sauerstoffmenge aus den dünnen zerstörten Oberflächen-Oxidschichten kann allerdings nicht beurteilt

werden, ob die Oxidreste und Verunreinigungen aus der Kontaktfläche weggeschleudert oder im Material des Grenzbereichs eingeschlossen sind.

Eine Paarung derselben Metalle ( $Cu - Cu$ ) stellt die Probe 7 dar. Der Versuch ist durch eine feste Verbindung zweier Metallteilen mit unterschiedlicher Form interessant. Der runde  $Cu$  - Draht als das Oberteil kontaktiert zuerst mit der planaren Kupferplatte als das Unterteil nur an einer Linie. Der Druck der Anpreßkraft an der Linie ist dadurch enorm, was zur starken plastischen Verformung ( $\varepsilon = 110\%$ ) des Unterteils führt.



**Abb. 4.8 a, b.** LM-Bilder der Probe 7 (Unterteil links, Oberteil rechts):  $Cu - Cu$  - Verbindungsgrenze mit eingeschlossenen  $Cu$  - Bruchteilen in der Mitte (a) und mehreren Mikrorissen an ihrem Rand (b).

Die LM-Aufnahmen (Abbildungen 4.8 a, b) zeigen deutlich eine scharfe Kontaktgrenze. In manchen Grenzbereichen sind Bruchteile der zu verbindenden Metalle zu beobachten (Abb. 4.8 a). Die EDX-Mikroanalyse zeigt, dass es sich um Partikelchen des reinen Kupfers handelt. Maximale Zerstörung findet an den Grenzrändern statt (Abb. 4.8 b). Bei diesem Verhältnis der Dicke des Unterteils ( $0,5mm$ ) zum Durchmesser ( $3,2mm$ ) des  $Cu$  - Drahts als

Oberteil wird das Unterteil am meisten verformt. Das Metall des Unterteils fließt von der Kontaktzone zu deren Rändern weg, was zu einer “pfannkuchenförmigen“ Kornstruktur des Unterteils, d. h. zu einer starken metallografischen Textur (Abb. 4.8 a, links) führt, während das runde Oberteil kaum verformt ist (Abb. 4.8 a, gleichmäßige Körner rechts).

Durch so eine Anpassung von Metallteilen vergrößert sich die Kontaktfläche, sodass eine noch festere kohäsive Verbindung zwischen den beiden Metallpaarungskomponenten entsteht. Auch hier zeigen die LM-Bilder, dass sich die Kornstruktur im Grenzbereich von der Kornstruktur im Metallvolumen nicht unterscheidet. Die Körner beider Metallteile werden durch die Verbindungsgrenze geschnitten, und es gibt keine durch die Grenze hindurch gewachsenen Körner.

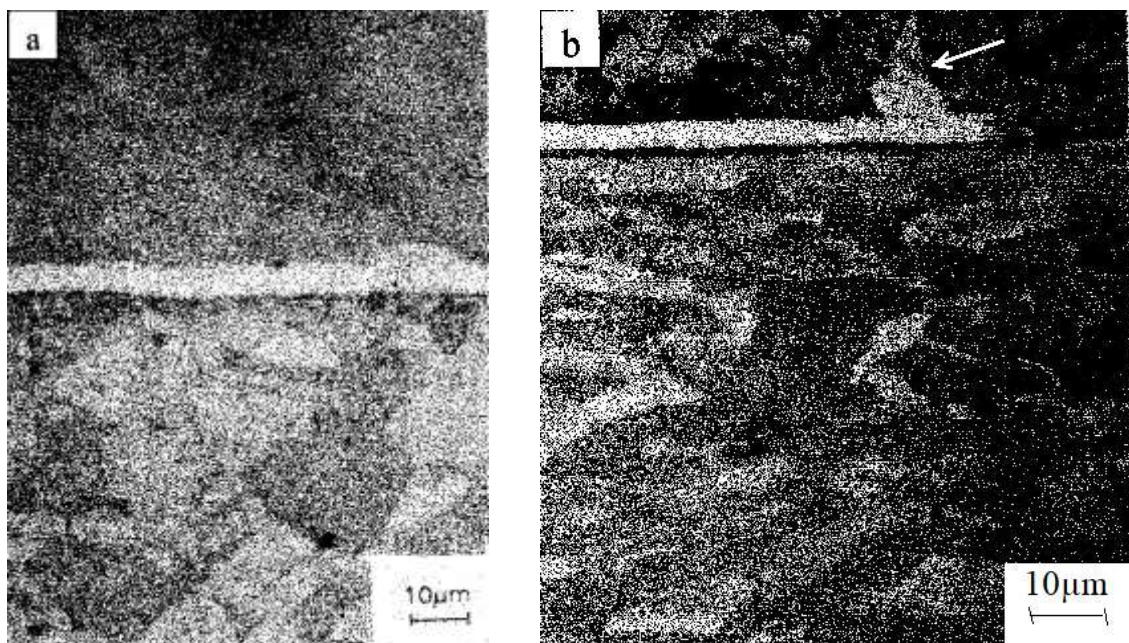
Dies beweist, dass weder primäre Rekristallisazion – eine Kornvergrößerung durch ihre Koaleszenz wie beim Wachsen von Martensitkristallen [4], noch sekundäre Rekristallisazion – Kornverkleinerung durch Keimbildung und Wachstum von neuen Körnern innerhalb der koaleszierten Körner – durch Ultraschalleinwirkung verursacht werden. Alle beobachteten Änderungen der Kornstruktur in den Metallteilen sind nur auf ihre plastische Verformung zurückzuführen.

Durch die fortsetzenden Schwingungen der Sonotrode werden entweder die durch Kohäsion entstandenen Metallverbindungen (Verbindungsbrücken) oder das Metall selbst im Grenzbereich immer wieder zerstört. Dies führt zu mehreren Mikrorissen und Bruchstellen sowie zur Zerkleinerung der verbindenden Metallteile an den Kontaktgrenzen (Abbildungen 4.8 a, b) und zur Schwächung der Verbindungsfestigkeit. Die beobachteten Metallbruchteile im Grenzbereich weisen auch darauf hin, dass die Kohäsionskräfte nicht kleiner



sind als die Festigkeit der Korngrenzen im Volumen des Metalls, an denen der Bruch offensichtlich stattfindet.

Eine starke Metallzerstörung an Rändern der Verbindungsgrenze kann durch hohe Tangentialspannungen und Mikroschlüpfе verursacht werden. Unter einem Mikroschlüpf ist das Gleiten zwischen reibenden Körpern beim Rollen z. B. einer Kugel auf einer ebenen Platte zu verstehen. Sowohl derartige Phänomene als auch die adhäsive Verkoppelung von Metallpaarungskomponenten bei der Rollreibung wurden in Arbeit [55] detailliert untersucht.

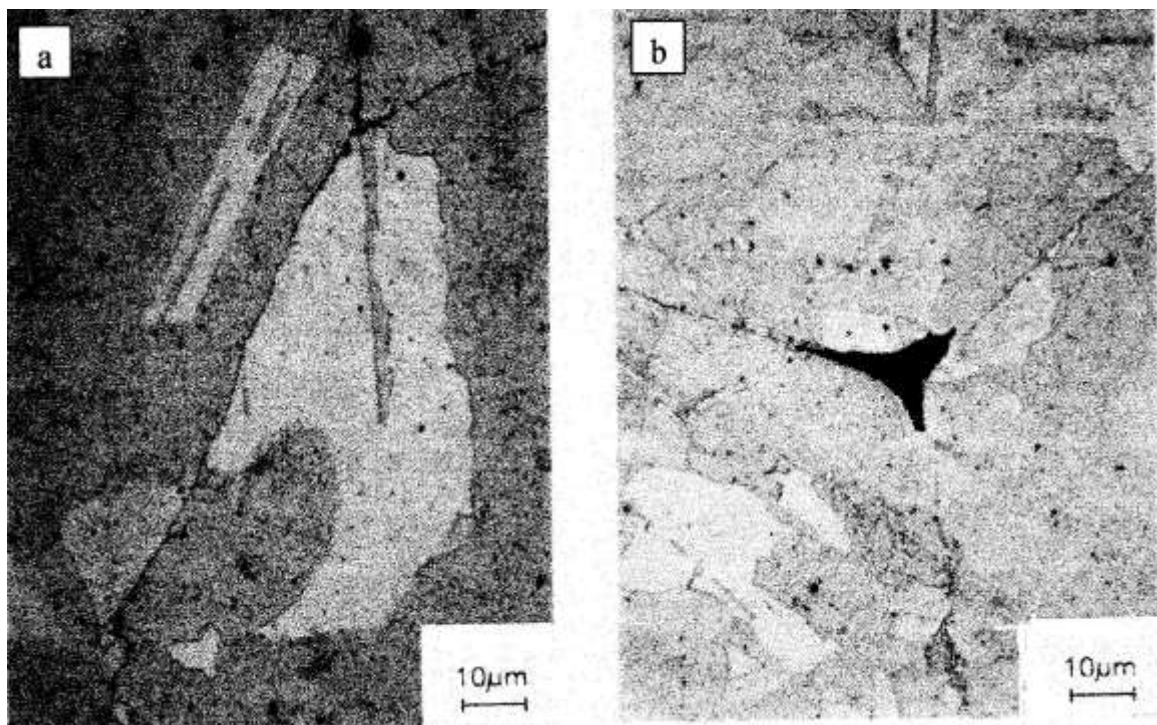


**Abb. 4.9 a, b.** LM-Aufnahmen der Kontaktzonen von *Cu* – Platte, *Ag* – Schicht und *Cu* – Drähten der Probe 5 (a, von unten nach oben) und von *CuZn37* – Platte, *Ag* – Schicht und *Cu* – Drähten der Probe 6 (b, von unten nach oben). Der Pfeil (b, oben rechts) zeigt einen zahn- bzw. einen hakenförmigen *Ag* – Bereich zwischen den *Cu* – Drähten.

Eine andere Versuchsreihe betrifft das US-Verbinden von dünnen Drähten miteinander (Probe 8) bzw. mit massiven, kompakten Trägermetallteilen (Proben 5, 6). Auch in Proben 5 und 6 ist es durch die EDX-Analyse nachgewiesen, dass keine Verschmelzung oder Diffusion ineinander zwischen

den Metallkomponenten stattfindet und keine Schweißnähte dementsprechend entstehen.

Die Grenzen sowohl zwischen der Silberschicht und der Kupferplatte als auch zwischen der Silberschicht und den Kupferdrähten zeigt keine Diffusionszonen von beiden Seiten der Silberschicht (Abbildungen 4.9 a und b). In manchen Grenzbereichen ist Silber durch das plastische Fließen in die Poren zwischen den Kupferdrähten des Oberteils gedrungen (Abb. 4.9 b). Solche Verzahnungen erweisen sich als zusätzliche Verbindungsmechanismen, wie auch beim Verbinden von kompakten Metallpaarungen. Die Kupferdrähte des Oberteils sind miteinander kompakt verbunden (Abbildungen 4.9 a, b).



**Abb. 4.10 a, b.** LM-Aufnahmen der Kontaktstellen von 4 (a) und 3 (b) Drähten im Bündel Probe 8.

Die Kornstrukturänderungen durch Rekristallisation im Verbindungsbereich sind ebenfalls nicht festzustellen. Es entsteht, trotz dem starken plastischen Fließen des Silbers, kein direkter Kontakt zwischen den Kupferdrähten des Oberteils und der Kupfer- (Abb. 4.9 a) bzw. Messingplatte (Abb. 4.9 b) des

Unterteils. Die Unterplatten weisen keinerlei Verformung oder Zerstörung auf, obwohl die Kupferdrähte selbst kompakt zusammengepresst und fest verbunden sind.

Die Beschichtung eines der zu verbindenden Metallteile mit einem Metall von geringerer Härte scheint an der Kontaktgrenze eine dämpfende Rolle zu spielen, wie es auch in der Probe 3 (Abb. 4.4 a) zu beobachten ist. Die US-Schwingungsenergie wird in dieser Schicht aufgenommen und bringt das Schichtmetall zum Erwärmen und zum plastischen Fließen, wodurch eine dichte adhäsive Verbindung zwischen dem Ober- und Unterteil entsteht. Dabei bleiben das Ober- und Unterteil von einer plastischen Verformung und vom intensiven plastischen Fließen im Grenzbereich verschont.

Der US-Metallverbindungsmechanismus von dünnen Kupferdrähten in einen Bündel ist in der Probe 8 festzustellen (Abbildungen 4.10 a, b). Die Drähte mit einem anfänglich runden Querschnitt werden bei dem nahezu hydrostatischen Druck von allen Seiten zu einem fast symmetrischen sechseckigen Querschnitt (Abb. 4.10 b) plastisch verformt, sodass sich eine maximale Kontaktfläche zwischen benachbarten Drähten ausbildet, und dieselbe wie bei kompakten massiven Metallteilen auch kohäsive Metallverbindung an diesen Kontaktflächen entsteht.

Die durch derartige plastische Verformung entwickelte metallographische Textur hat eine achsiale Symmetrie, wie beim Drahtziehen auch. Zigarrenförmige Körner orientieren sich der Drahtachse entlang und sind auf dem Schliff als runde Körner oder als Kornkonglomerate zu sehen. Durch die unregelmäßige Druckverteilung im Drahtbündel während des US-Verbindens können zwischen den zu verbindenden Drähten Löcher oder Poren zurückbleiben (Abb. 4.10 b). Eine Rekristallisation findet auch in diesem Fall nicht statt.

#### **4.5 Schlussfolgerungen**

Die oben dargestellten und diskutierten experimentellen Ergebnisse lassen eindeutige Schlüsse zu:

Zu den in Metallen während ihres Verbindens im US-Schweißverfahren verlaufenden und zur Metallverbindung führenden Prozessen gehören:

1. Reinigen der metallischen Kontaktflächen von Oxidschichten, falls vorhanden, durch deren Aneinanderreiben unter konstanter Anpresskraft und US-Schwingungen.
2. Ein schneller, aber begrenzter Temperaturanstieg in der Kontaktzone durch die Reibung der beiden Paarungskomponenten an der Kontaktgrenze und die Dissipation der US-Schwingungsenergie als Wärme.
3. Plastifizierung von Metallteilen über die Fließ- bis zur Bruchgrenze hinaus im Kontaktgrenzbereich.
4. Formanpassung von nicht gleichförmigen Metallteilen durch ihre plastische Verformung bis zur Ausbildung einer ausreichenden Kontaktfläche.
5. Wechselwirken von Oberflächenelektronen der beiden zu verbindenden Metallteile und Ausbildung von adhäsiven bzw. kohäsiven Kontaktverbindungsbrücken an den Rauheitsspitzen der kontaktierenden Metalloberflächen.
6. Glätten von Oberflächenrauheiten durch Zerstörung der ausgebildeten Kontaktverbindungsbrücken.
7. Ausbildung einer festen, dauerhaften adhäsiven bzw. kohäsiven Verbindung zwischen Metallkontaktflächen.

Prozesse, die bei diesen Untersuchungen der US-Metallverbinden mit Sicherheit nicht festgestellt worden sind:

1. Volumenschmelzen und Vermischen der zu verbindenden Metallteile.
2. Einschmelzen der Metallteile an der Kontaktgrenze.
3. Bildung einer Schweißnaht durch Vermischung von eingeschmolzenen Metallkomponenten oder durch chemische Reaktionen zwischen zu verbindenden Metallen bzw. Legierungskomponenten.

4. Diffusion der zu verbindenden Metalle oder Legierungskomponenten durch die Kontaktgrenze ineinander und Bildung einer diffusen Übergangszone.
5. Änderungen der Kornstruktur durch primäre oder sekundäre Rekristallisation.

Aufgrund dieser Ergebnisse stellt sich die adhäsive bzw. kohäsive metallische Verkoppelung der zu verbindenden Metallteile als der Hauptmechanismus des US-Metallverbindens heraus.

Als Nebenmechanismen, die für die Haftfestigkeit von Bedeutung sind, treten die mechanischen Verzahnungen und Verhakungen von plastifizierten Metallkontaktflächen auf. Bei einer derartigen mechanischen Verkoppelung der zu verbindenden Metallteile soll allerdings die Vergrößerung der gesamten Adhäsions- bzw. Kohäsionskraft durch die solchen Verwirbelungen vergrößerte Kontaktfläche eine wichtigere Rolle für die Haftfestigkeit spielen, als eine rein mechanische Haftung von einzelnen Verzahnungen oder Verhakungen.

### ***Danksagung:***

*Dieses Forschungsprojekt wurde mit freundlicher Unterstützung von Herrn Prof. Dr. Günter Froberg und seines Instituts für Metallphysik an der TU Berlin durchgeführt. Der Autor bedankt sich besonders herzlich bei dessen Mitarbeitern Frau E. Frommbach, Frau H. Malks und Herrn G. Pruskil für die geleistete technische Hilfe.*



## 5. Plastifizierung von Metallteilen im US-Schweißverfahren

Wie die oben diskutierten Ergebnisse der Strukturuntersuchungen der ultraschallverbundenen Metallpaarungen zeigen, tritt die plastische Verformung von Metallteilen in allen Fällen mehr oder minder, je nach Versuchsbedingungen, auf. Die Plastifizierung und das plastische Fließen von Metallen unter US-Einwirkung spielen also beim US-Metallverbinden wie auch beim US-Schweißen von thermoplastischen Kunststoffen [16] eine wichtige Rolle. Sie öffnen auch neue Möglichkeiten zur US-Metallverarbeitung wie z. B. das Einbetten von artfremden Stoffen in Metallteile oder das Prägen ihrer Oberflächen.

Die Formänderung eines Metallteils beim US-Metallverbinden findet in einem Zeitabstand von  $(1 \div 3)s$  zum gleichzeitigen Einschalten der zur Oberfläche des Metallteils tangentialen US-Schwingungen und der zu dieser Oberfläche senkrechten Anpreßkraft statt. Sie passiert als ein schlagartiger Zusammenbruch des Metallteils in Richtung der Anpreßkraft.

Für eine detaillierte Untersuchung der Plastifizierung war der in Metallpaarungen (Tabelle 4.1) verwendete Kupferdraht mit Durchmesser  $d = 3,2mm$  im US-Schweißverfahren zu Platten mit unterschiedlichen Dicken  $t$  gestreckt worden, welche nach dem Strecken im Lichtmikroskop gemessen wurden.

Der Streckungsgrad in Normalrichtung zur Oberfläche  $\varepsilon_n$  wird durch die Ausgangsdurchmesser  $d$  und Enddicke der Platte  $t$  berechnet:

$$\varepsilon_n = \frac{d-t}{t} \cdot 100\%. \quad (5.1)$$

Die ungewöhnliche Darstellung der Verformung (5.1) entspricht der Zugverformung der bis zur Dicke  $t$  gestreckten Probe bis zu deren

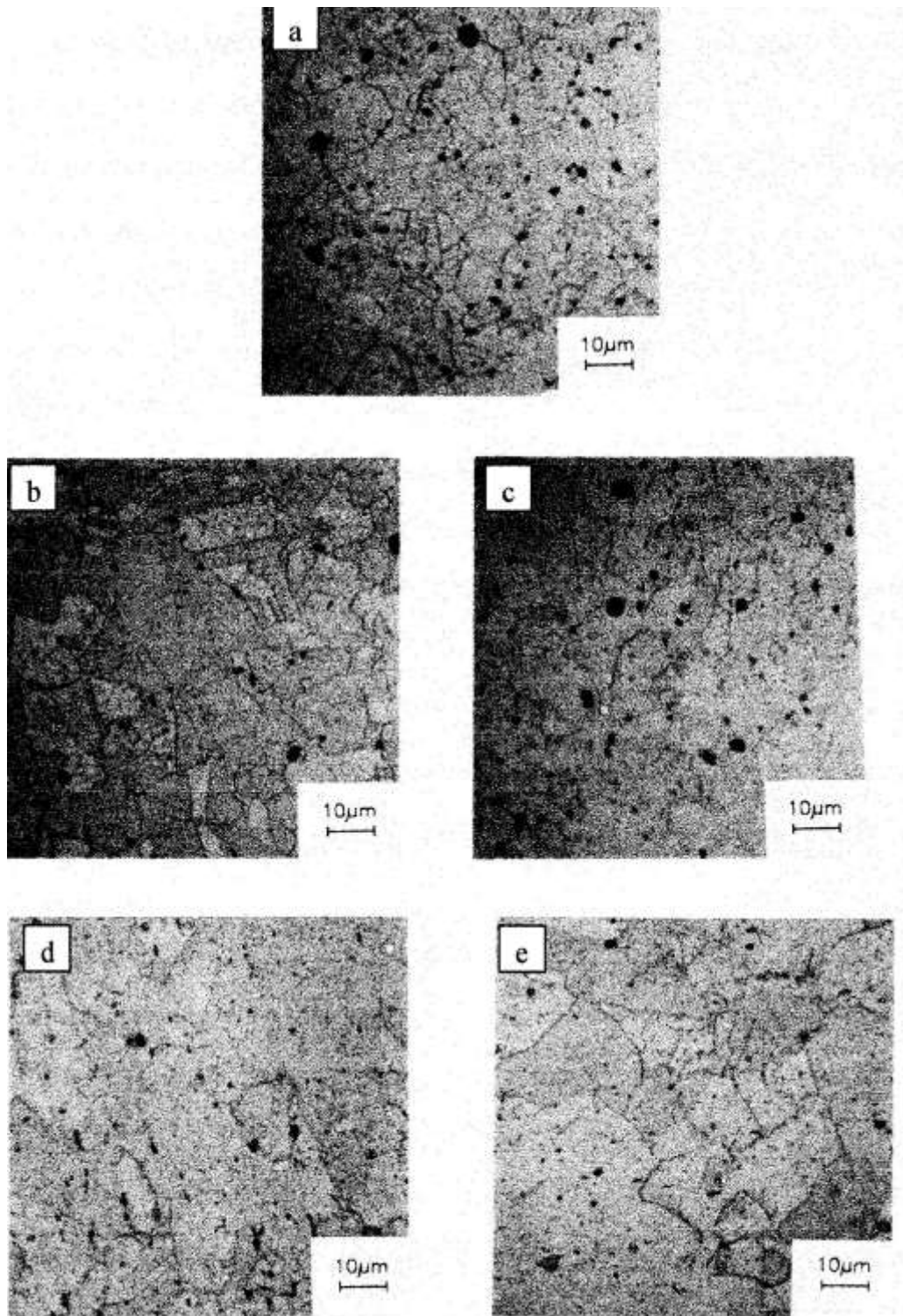
ursprünglichen Dicke  $d$ .

Solche Darstellung ermöglicht einen auf die Größenordnung bezogenen Vergleich des Streckungsgrades nach der Druckverformung mit der Zugverformung. Nach dieser Berechnung (5.1) betrugen die Streckungsgrade entsprechend  $\varepsilon_n = 0\%$  (die Ausgangsprobe 10 a),  $\varepsilon_n = 14\%$  (Probe 10 b),  $\varepsilon_n = 48\%$  (Probe 10 c),  $\varepsilon_n = 110\%$  (Probe 10 d) und  $\varepsilon_n = 195\%$  (Probe 10 e). Die strukturlose Oberfläche von den über  $\varepsilon_n = 500\%$  während des US-Metallverbindens gestreckten Cu – Drahtes Proben 1, 3 und 4 (Tabelle 4.1) ist im vorigen Kapitel gezeigt (Abbildungen 4.2 c, 4.4 b, 4.6 b) und diskutiert worden.

Die Struktur der unverformten Probe 10 a weist eine gleichmäßige Verteilung von Körnern mit einer Größe von  $(5 \div 20)\mu m$  auf (Abb. 5.1 a). Diese Verteilung durch den quer zur Drahtachse geschnittenen Schliff mit polierten und geätzten Oberfläche entspricht der achsialen Textur von zigarrenförmigen Körnern, die beim Drahtziehen entstanden war. Bei der Verformung von 14% ändert sich die Korngröße nicht (Abb. 5.1 b). Innerhalb der Körner erscheinen bereits die Verformungszwillinge.

Bildung von Verformungszwillingen bei der Verformung durch Generierung und Bewegung von partiellen Versetzungen ist ein für Kupfer bekannter Mechanismus der plastischen Verformung auf früheren Stadien. Bei der Verformungen  $\varepsilon_n = 48\%$  verschwinden die Verformungszwillinge und die Korngröße bleibt immer noch unverändert (Abb. 5.1 c). Bei Verformungen  $\varepsilon_n = 110\%$  und  $\varepsilon_n = 195\%$  werden Kornkonglomerate gebildet, deren Größe mit der Verformung von  $(10 \div 20)\mu m$  ( $\varepsilon_n = 110\%$ , Abb. 5.1 d) auf  $(30 \div 50)\mu m$  ( $\varepsilon_n = 195\%$ , Abb. 5.1 e) steigt.





**Abb. 5.1 a-e.** LM-Aufnahmen der Kornstruktur der unverformten 0% (a) und bis auf 14% (b), 48% (c), 110% (d) und 195% (e) ultraschallgestreckten Probe.

Die Vergrößerung der Kornstruktur ist mit der Rotation von benachbarten Körnern und Entstehung einer metallographischen Textur verbunden, wie es

bereits oben diskutiert worden ist. Die für Kupfer bekannte kristallographische Textur entspricht der Orientierung der kristallographischen Achse  $\langle 112 \rangle$  in Richtung der Verformung.

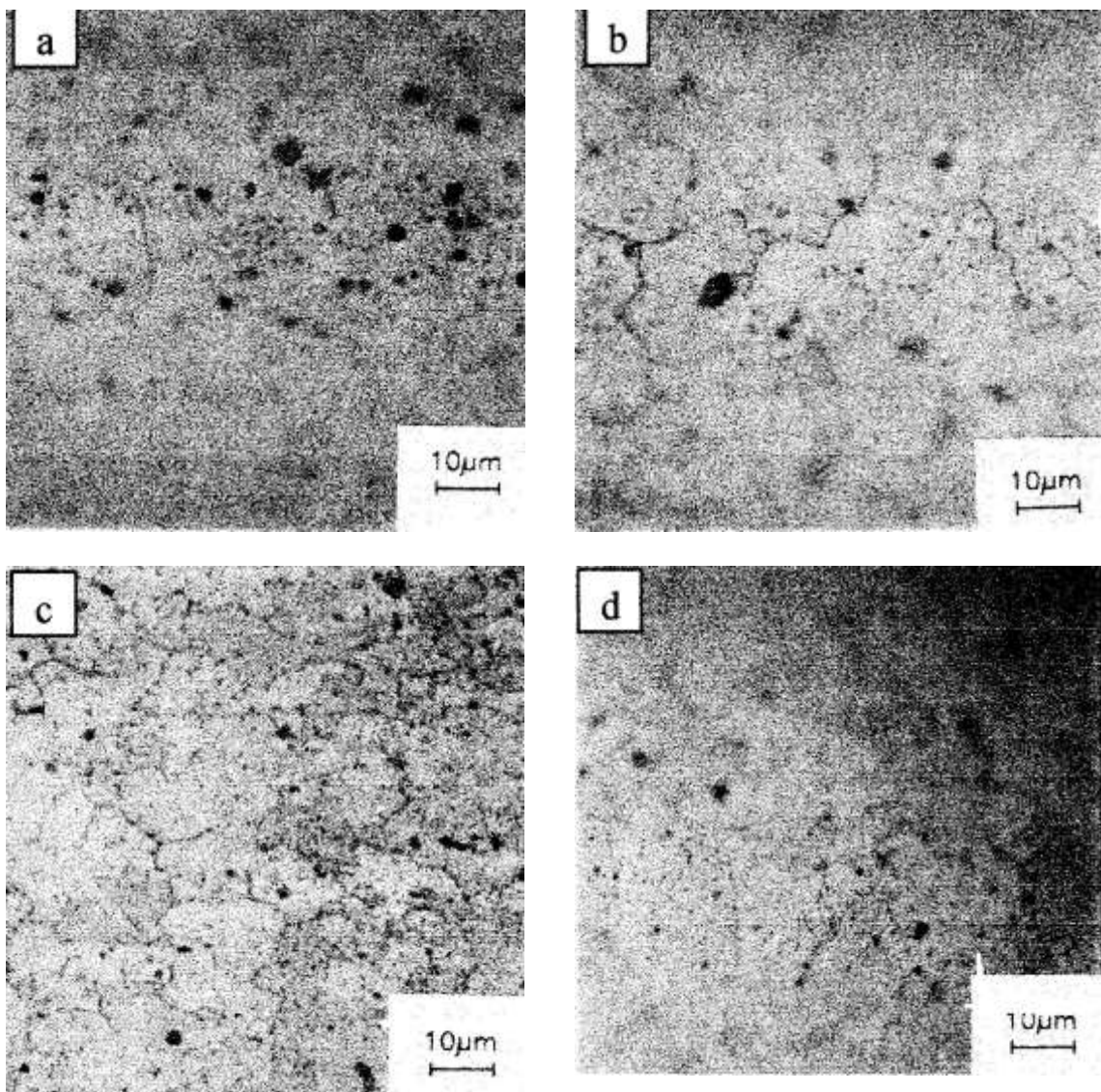
Identische Änderungen der Kornstruktur sind auch in anderen ultraschallverbundenen Metallpaarungen zu beobachten. Auf dem geätzten Schliff Probe 3 zum Beispiel ist die Kornstruktur vom ultraschallverbundenen Messing und Kupfer deutlich zu sehen (Abb. 4.4 a, b).

Die Kornstruktur von Messing vor dem Verbinden ist der nach dem Verbinden gleich und zeigt keine Veränderungen durch das US-Schweißverfahren (Abb. 4.4 a), was auch die dämpfende Rolle der Silberschicht nachweist. Die Kornstruktur in der Mitte des beim US-Verbinden auf 80% gestreckten Kupferdrahtes ist der an der Kontaktgrenze ähnlich (Abb. 4.4 b). Diese Struktur ist auch der Struktur des im US-Schweißverfahren gestreckten Kupferdrahts ähnlich (Abb. 5.1 d)

Die Kornvergrößerung und die Bildung von Kornkonglomeraten in den ultraschallverbundenen Proben im Vergleich zur Kornstruktur des unverformten Kupferdrahts (Abb. 5.1 a) ist auf die Bildung einer starken metallographischen Textur zurückzuführen, die bei Verformungen  $\varepsilon_n > 50\%$  durch die Rotation von Körnern beim plastischen Metallfließen entsteht.

Die Korngrenzen zwischen den Körnern mit der gleichen oder ähnlichen Orientierung haben eine viel kleinere Energie und werden nicht herausgeätzt, deswegen sieht man keine einzelne Körner mehr, sondern nur noch die großen Konglomerate von gleichorientierten Körnern in einer durch Verformung stark texturierten Probe. Bei einer sehr großen Verformung wie beim Kupferoberteil Probe 1 und Probe 4 ist gar keine Kornstruktur mehr zu erkennen, sondern nur noch die Spuren des turbulenten plastischen Metallfließens.

Die Verformungsverteilung im Materialvolumen in Richtung von der Sonotrode zum Amboss (Abbildungen 5.2 a-d) ist nicht homogen. Maximale Verformung wird unterhalb der Oberfläche des Oberteils an der Sonotrodenseite beobachtet. Bereits bei der Verformung von 110% ist an der Sonotrodenseite ein fast strukturloser Schliff zu sehen (Abb. 5.2 a), denn Korngrenzen werden wegen des starken turbulenten plastischen Metallfließens kaum noch herausgeätzt. Bei der Verformung von 195% bilden sich mehrere Mikrorisse an den unsichtbaren Korngrenzen (Abb. 5.2 b).



**Abb. 5.2 a-d.** LM-Aufnahme der Kornstruktur der ultraschallgestreckten Probe 10 an der Sonotroden-Seite: 110% (a), 195% (b) und an der Amboss-Seite: 110% (c), 195% (d).

Die Kornstruktur an der Ambosseite (Abbildungen 5.2 c, d) ist dabei der in der Mitte der Probe ähnlich (Abbildungen 5.1 d, e). Obwohl beim Strecken des Cu – Drahtes keine Reibung zwischen dem Ober- und dem Unterteil stattfindet und kaum Quellen für die innere Reibung vorhanden sind, erwärmt sich der Draht schnell während der US-Einwirkung.

Die Wärmeproduktion in kleinen Metallteilen mit Dicke  $t < 100A_0^{US}$  ( $A_0^{US}$  ist die Ausgangsamplitude der US-Schwingungen) hängt mit der Dissipation der US-Schwingungsenergie im Volumen des Metallteils durch plastische Scherverformung zusammen. Die von der schwingenden Sonotrode auf die Oberfläche der Probe übertragene tangentielle Scherverformung  $\varepsilon_\tau$  ist als das Verhältnis der Schwingungsamplitude zur Probendicke  $t$  zu berechnen:

$$\varepsilon_\tau = \frac{A_0^{US}}{t} \cdot 100\%. \quad (5.2)$$

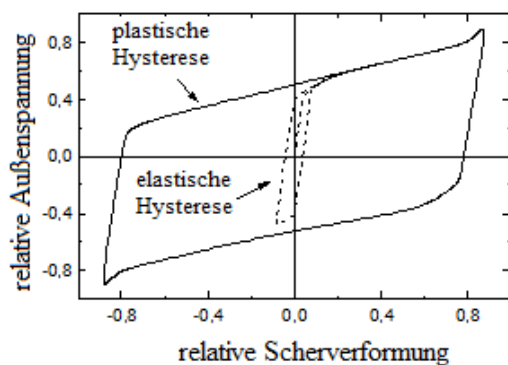
Diese Scherverformung beträgt für den Anfangsdurchmesser von  $3,2 \cdot 10^{-3} m$  der Probe 10 und der US-Amplitude von  $30 \cdot 10^{-6} m$  ca. 0,93% und liegt somit noch an der Elastizitätsgrenze des Kupfers. Beim Strecken der Probe  $\varepsilon_n \approx 195\%$  durch die senkrechte Anpresskraft steigt die Scherverformung bis auf  $\varepsilon_\tau \approx 3,1\%$ . Dieser Wert der Scherverformung liegt weit im plastischen Bereich, wobei sich die Scherrichtung mit der Frequenz von  $20 kHz$  wechselt.

Die plastische Verformung lokalisiert sich aufgrund der nicht linearen Verteilung der Verformungsamplitude durch den Querschnitt der Probe in einer dünnen Oberschicht an der Sonotrodenseite. Das  $(\tau - \varepsilon_\tau)$  – Diagramm einer derartigen plastischen Scherverformung stellt eine Hystereseschleife dar

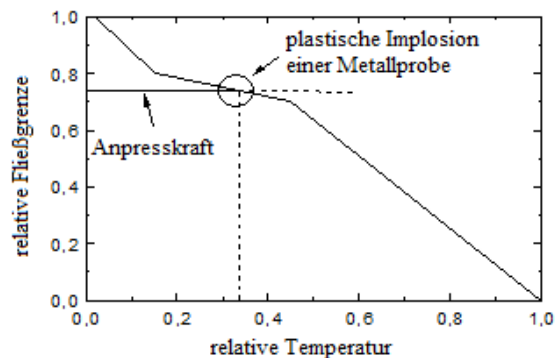
[56] (Abb. 5.3), deren Fläche die hauptsächlich als die Wärme dissipierte Energie widerspiegelt.

Durch die Verformungslokalisierung steigt die Scherverformung und dementsprechend die Temperatur in der dünnen Oberschicht der Probe drastisch. Schätzungsweise ist diese Schicht ca.  $100\mu\text{m}$  dick (Abbildungen 5.2 a, b), was der Normalverformung  $\varepsilon_n$  von etwa 100% entspricht.

Die nicht elastischen Relaxationskomponenten der Mikroverformung verursachen Dissipation der US-Schwingungsenergie und die Hysterese (Abb. 5.3, gestrichene Schleife) auch im elastischen Bereich [56], d. h. in Metallteilen mit der Dicke  $t > 100A_0$ . In Abbildung 5.3 sind als relative Außenspannung und Verformung die Verhältnisse zu den entsprechenden Bruchgrenzen bezeichnet.



**Abb. 5.3.** Mechanische Hysterese der zyklischen elastischen oder plastischen Zug-Druck-Verformung



**Abb. 5.4.** Temperaturabhängigkeit der Fließgrenze einer metallischen Legierung und deren Plastifizierung im US-Schweißverfahren (allgemeine Darstellung).

Die Wärmemenge ist zwar eine Größenordnung kleiner als die im Plastizitätsbereich, aber auch in diesem Fall führen die zeitabhängigen Relaxationskomponenten der Verformung zu einer nicht linearen Verteilung der Verformungsamplitude durch die Probentiefe und zur Lokalisierung der im Plastizitätsbereich steigenden Verformung in der Oberflächenschicht des Metallteils.

Die Wärme wird ebenfalls am meisten in dieser Oberflächenschicht produziert und ins Probenvolumen weitergeleitet. Je nach der Dicke des Metallteils und der Schwingungsamplitude der Sonotrode ist also die Erwärmungszeit bzw. die Zeit bis zu einer plastischen Implosion des Metallteils kürzer oder länger.

Der Temperaturanstieg führt zur Senkung der Fließgrenze des Metallteils (Abb. 5.4), sodass die konstante Anpreßkraft bei einer kritischen Temperatur in diesem Probenbereich die Fließgrenze übersteigt. An diesem Zeitpunkt passiert die beim US-Verbinden z. B. von *Cu* – Drähten beobachtete abrupte Absenkung der Sonotrode durch die plastische Implosion des Metallteils, bei der das Material intensiv plastisch zu fließen beginnt. In Abbildung 5.4 sind als relative Temperatur das Verhältnis der laufenden Probentemperatur zu deren Schmelztemperatur und als relative Fließgrenze das Verhältnis der Fließgrenze der Probe bei der laufenden Temperatur zu ihrer Fließgrenze bei der Raumtemperatur bezeichnet.

Die Struktur der Probe im Volumen wird durch die Verformung unter der Anpreßkraft bestimmt und durch die Änderung der Probendicke berechnet, während die Struktur an der Sonotrodenseite durch die beiden, die hochfrequente Scherverformung und die Normalverformung unter der konstanten Anpreßkraft, bestimmt wird.

Diese kombinierte Einwirkung von einer konstanten normal zur Oberfläche gerichteten Anpresskraft und einer oszillierenden Scherkraft, die im US-Schweißverfahren auftritt, ist auch viel informativer bei Untersuchungen der US-Einwirkung auf das Verformungsverhalten von Metallen, als eine reine US-Einwirkung [46, 49, 50].

Der Ultraschall wirkt auf das plastische Verhalten von Metallen nicht nur

durch die Wärmeproduktion und die darauffolgende Senkung der Fließgrenze, sondern auch direkt, indem die Versetzungsgenerierung bzw. die Versetzungsmultiplizierung und -bewegung durch den Ultraschall angeregt werden [49, 50].

Die Reibungsreduzierung durch die US-Einwirkung, die zur Senkung der Fließgrenze führt, wurde experimentell auch in den Formgedächtnislegierungen beobachtet [57]. In diesem Fall wird die Reibung der sich unter einer Außenspannung bewegendes Phasengrenze [4] gemindert. Die Bewegung von Phasengrenzen ist allerdings nichts anderes als die Bewegung von partiellen Versetzungen.

All die oben betrachteten Mechanismen der Metallplastifizierung im US-Schweißverfahren spielen eine wichtige Rolle beim US-Verbinden von Metallpaarungen, wobei die zusätzliche Wärme auch an der Kontaktgrenze durch die Reibung der zu verbindenden Metallteile produziert wird.

Die in allen US-Verbindungsversuchen beobachtete Metallplastifizierung kann im Prinzip zum Einbetten von nichtmetallischen Werkstoffen wie z. B. Glas- oder Keramikteile in ein Metallstück angewendet werden. Das Keramikstück kann zuerst in eine Bohrung im Metallstück frei eingesetzt und dann in das im US-Schweißverfahren plastifizierten Metall eingebettet werden, indem das plastifizierte, fließende Metall das freisitzende Stück umfasst und einschließt, wie es auch im US-Verfahren beim Einbetten von Metallteilen in Kunststoffe geschieht (Kapitel 3).

Die wellenförmige Kontaktgrenze der  $Al - Cu$ -Paarung sowie die Abdrücke der Werkzeugsriffelung auf beiden Oberflächen (Abb. 4.2 a) zeigen noch eine Anwendungsmöglichkeit der Metallplastifizierung im US-Schweißverfahren, nämlich das Einprägen von unterschiedlichen Profilen in

die Oberfläche eines Metallstücks.

Beim Verbinden des Kupferdrahts mit einer Stahlplatte (Probe 4, Abbildungen 4.6 und 4.7) wurde der Draht bis zu 300% gestreckt. Die  $Fe - Cu$  – Kontaktgrenze bleibt in diesem Fall planar ohne Wellenstruktur von der Sonotrodenriffelung sowohl in die Schwingungsrichtung als auch in die senkrechte Richtung. Dies bedeutet, dass die Stahlplatte beim US-Verbinden nicht plastifiziert worden war, denn sie hat eine größere Härte und höhere Fließgrenze als Kupfer. Nichtsdestoweniger ist eine feste dauerhafte Verbindung zwischen den beiden Metallteilen zustande gekommen.

Der Versuch zeigt, dass die Härte, die Fließgsgrenze eines ultraschallzustreckenden bzw. ultraschallzuverbindenden Werkstoffs und die Temperaturabhängigkeit der beiden eine wichtige Rolle für seine Plastifizierung oder für die Haftfestigkeit zwischen den verbundenen Metallteilen spielen. Diese Daten müssen bekannt sein ggf. gemessen werden, um richtige US-Verfahrensparameter wie die Leistung des US-Generators, die Wirkzeit, die Schwingungsamplitude und –frequenz einzustellen.

Die hier festgestellte und diskutierte Plastifizierung von Metallen ist einer der wichtigsten Prozesse im US-Schweißverfahren als eine hochfrequente Scherbelastung kombiniert mit einer konstanten senkrechten Anpresskraft. Die plastische Verformung beginnt in eine kurze Zeit nach dem Einschalten des Ultraschalls und passiert in dieser Zeit alle Verformungsstadien vom leichten Gleiten durch Bildung von Verformungszwillingen im Kupfer aufgrund der Versetzungsspaltung und Bewegung von Teilversetzungen, über plastisches Fließen durch der Vermehrung und Bewegung von Vollversetzungen und plastisches turbulentes Fließen durch Rotation von Körnern und Bildung einer metallographischen Verformungstextur, bis zur Bruchgrenze, wie es Mikrorisse im Metallteil auf der Sonotrodenseite zeigen.



Das Verformungsverhalten ist also bei der konstanten Außenspannung zeitabhängig und mit der Absenkung der Fließgrenze einerseits durch den Temperaturanstieg, andererseits durch eine direkte US-Einwirkung auf die Versetzungsgenerierung und Versetzungsmobilität.

Für weitere Entwicklung in diese Richtung sollen Untersuchungen des Verformungsverhaltens von verschiedenen Metallen unter einer achsialen Außenspannung bei der gleichzeitigen US-Einwirkung und bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt werden, um entsprechende Parameter zu gewinnen.



## 6. US-Spannungsreduzierung in metallischen Werkstücken

### 6.1 Aufbau von Innenspannungen

Bei jeder Herstellungs- und Verarbeitungsart von metallischen Werkstücken entstehen Innenspannungen in diesen, die einander innerhalb des Volumens des Werkstücks ausgleichen. Diese Innenspannungen bleiben nach dem Ende des technologischen Verfahrens völlig oder teilweise erhalten und werden deswegen auch als Eigenspannungen bezeichnet.

Die Eigenspannungen sind von elastischer Natur, d. h. sie liegen unter der kritischen Spannung des plastischen Fließens, der Fließgrenze  $\tau_F$ .



**Abb. 6.1.** Entstehung von Innenspannungen in einem Metallband aufgrund verschiedener Höhenabnahme in Zentral- und Seitenschichten eines durchs Tonnenwalzen gestauchten Metallbandes (Schema): 1 – Ausgangs-länge, 2 – Endform und -länge, 3 – Zentralschicht beim freien Stauchen (ohne Zusammenwirken mit ihren benachbarten Schichten).

Entstehung von Innenspannungen in einem Metallband aufgrund verschiedener Höhenabnahme in Zentral- und Randschichten eines durchs Tonnenwalzen gestauchten Metallbands zeigt schematisch Abbildung 6.1. Die makroskopischen Innenspannungen, sogenannte Spannungen der 1. Ordnung, entstehen als Ergebnis einer ungleichen plastischen Verformung oder einer ungleichen Änderung des spezifischen Volumens in verschiedenen Bereichen des Metallbands.

Bestünde das Metallband aus verschiedenen freien Stäben, hätte jeder Stab verschiedene Verstauchung aufgewiesen. Da das Metallband monolithisch-einheitlich ist, und all seine Schichten miteinander verbunden sind, werden in

den Mittelschichten die Druckspannungen und in Randschichten des Bandes die Zugspannungen wegen ihres elastischen Wechselwirkens entstehen. Die Spannungen gleichen einander innerhalb des Bandes aus und bleiben nach dem Walzen als Eigenspannungen erhalten.

Die Innenspannungen bauen sich in vielen anderen Fällen ebenfalls auf und werden nach verfahrensbedingte Spannungsarten unterschieden. Sie entstehen bei Temperaturänderungen eines heterogenen Metallkörpers, der aus Phasen mit verschiedenen Koeffizienten der thermischen Ausdehnung besteht, bei Phasenumwandlungen zwischen Phasen mit verschiedenem spezifischem Volumen, bei einer Wärmebehandlung mit Temperaturgradienten, z. B. beim Abschrecken, beim Schweißen, beim Schleifen, beim Drehen, beim Fräsen usw. Je nach Verfahren werden diese Spannungen entsprechend als Guss-, Abschreck-, Schweiß eigenspannungen usw. bezeichnet.

Die Eigenspannungen beeinträchtigen das Verhalten eines metallischen Werkstücks bei seiner Verarbeitung, Nutzung und sogar Lagerung. Sie können eine Formänderung (Verzug), eine nicht tolerierbare Änderung der Größe oder manchmal sogar die Zerstörung eines Werkstücks z. B. eines Gussteils aus *Al* – Legierungen verursachen.

Ein Verzug durch Biege- oder Torsionsverformung findet bei einer Spanformung wie Schneiden, Drehen, Fräsen usw. eines metallischen Werkstücks statt. Solche Verarbeitungsart stört das Gleichgewicht der Eigenspannungen innerhalb des Volumens. Wenn z. B. von dem Band in Abbildung 6.1 eine Randschicht abgeschnitten wird, überwiegen die Druckspannungen auf dieser Seite, und das Band wird durch die entsprechende Biegeverformung verzogen.

Eine spontane Form- bzw. Größenänderung kann durch die zeitabhängige

Relaxation von Eigenspannungen stattfinden. Die Relaxation hängt auch vom Ausgangsniveau der Eigenspannungen ab, das in verschiedenen Bereichen eines Werkstücks unterschiedlich sein kann. Durch einen unterschiedlichen Grad der Relaxation in verschiedenen Bereichen des Werkstücks wird das Ausgangsgleichgewicht ebenfalls gestört, und ein neuer Ausgleich von inneren Kräften und Kraftmomenten wird erreicht, was unvermeidlich zu Verzerrungen des Werkstücks führt.

Die Eigenspannungen addieren sich algebraisch mit den betriebsbedingten Außenspannungen und sind imstande die letzteren so zu verstärken, dass sogar eine nicht so große Belastung eines Werkstücks seinen Bruch zur Folge haben kann.

## **6.2 Reduzierung von Eigenspannungen**

Die überschüssige Energie in elastisch verformten Bereichen eines Werkstücks kann ohne seine Verzerrung oder Zerstörung seiner Ganzheit minimiert werden, wenn eine Reduzierung von schädlichen elastischen Eigenspannungen durch eine lokale plastische Verformung stattfindet. Also, um eine Voll- oder Teilabnahme von Eigenspannungen zu erreichen, muss das plastische Fließen durch irgendeine Behandlung hervorgerufen werden.

Diese Bedingung liegt jeder bekannten Behandlungsmethode von metallischen Werkstücken mit Eigenspannungen vor seiner Endbearbeitung zugrunde. Eins der klassischen Verfahren ist das Glühen: Eine Wärmebehandlung, bei der hauptsächlich die elastischen Eigenspannungen vollständig, meistens aber nur teilweise abgebaut werden. Dies passiert auf zwei Wegen:

- durch die plastische Verformung, wenn die elastischen Eigenspannungen  $\tau_I$  die plastische Fließgrenze  $\tau_F$  wenigstens in lokalen Bereichen

übersteigen (überkritische Innenspannungen):

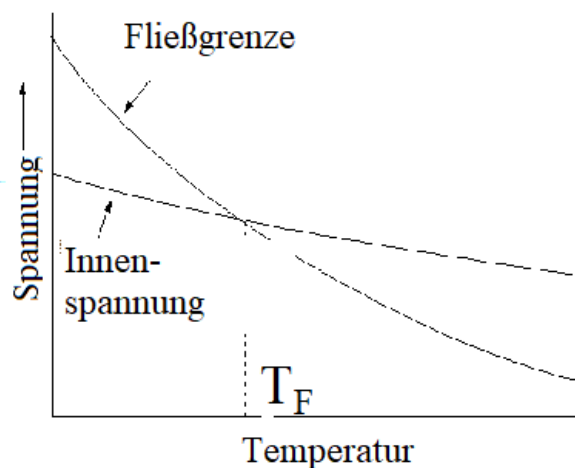
$$\tau_I(T) > \tau_F(T), \quad (6.1)$$

- durch das Kriechen, wenn diese Spannungen kleiner als die Fließgrenze sind (subkritische Innenspannungen):

$$\tau_I(T) < \tau_F(T) \quad (6.2)$$

### 6.2.1 Abbaumechanismus von überkritischen Eigenspannungen

Die elastischen Eigenspannungen  $\tau_I$  sind nach dem Hookeschen Gesetz dem Elastizitätsmodul  $G$  und der Größe der von ihnen verursachten elastischen Verformung  $\varepsilon_{el}$  proportional  $\tau_I = G \cdot \varepsilon_{el}$ .



**Abb. 6.2.** Schematische Darstellung der Temperatureinwirkung auf die elastischen Innenspannungen und auf die Fließgrenze

Der Unterschied  $\frac{dG}{dT} < \frac{d\tau_F}{dT}$  zwischen den Temperaturkoeffizienten des

Elastizitätsmoduls  $\frac{dG}{dT} < 0$  und der Fließgrenze  $\frac{d\tau_F}{dT} < 0$  macht es möglich,

dass beim Erwärmen eines Werkstücks die zunächst subkritische

Eigenspannungen bei einer Temperatur  $T_F$  die Fließgrenze übersteigen  $\tau_I(T_F) > \tau_F(T_F)$  und zur überkritischen Spannungen werden (Abb. 6.2).

Beim Erwärmen des Werkstücks über die Schnitttemperatur  $T \geq T_F$  bauen sich die nun überkritische Eigenspannungen  $\tau_I(T > T_F)$  durch das plastische Fließen und Kriechen mit der Zeit bis auf diese Fließgrenze ab.

Dem Unterschied  $\frac{dG}{dT} < \frac{d\tau_F}{dT}$  liegt die Tatsache zugrunde, dass die Fließgrenze nicht nur durch den Elastizitätsmodul und seine Temperaturabhängigkeit bestimmt wird, sondern vor allem durch die Versetzungsstruktur, deren Beweglichkeit, Aktivierungsenergie usw.

Durch die lokalen, bei diesen Temperaturen über die Fließgrenze liegenden Innenspannungen werden Versetzungen generiert, d. h. eine massenhafte Multiplizierung von Versetzungen findet statt. Deren Gleiten führt zu einer schnellen plastischen Verformung, sodass der Spannungsabbau mehr durch die Glühtemperatur als durch die Glühdauer (Haltezeit) bestimmt wird.

Die Eigenspannungen werden dabei nur teilweise bis auf die der Glühtemperatur entsprechende Fließgrenze abgebaut und erreichen ihre neue Gleichgewichtsverteilung bzw. ihren neuen Gleichgewichtszustand.

### 6.2.2 Abbaumechanismus von subkritischen Eigenspannungen

Das Kriechen bei Temperaturen  $T < T_F$  (Abb. 6.2), bzw. bei  $\tau_I(T) < \tau_F(T)$  ist ein einzig möglicher Mechanismus, elastische Innenspannungen, die kleiner als die Fließgrenze sind, in einem Werkstück zu reduzieren. Durchs Kriechen kann sich die die Innenspannungen in dem Werkstück verursachende elastische Verformung  $\varepsilon_{el}$  mit der Zeit in die

plastische Verformung  $\varepsilon_{pl}$  umwandeln, ohne die Gesamtverformung  $\varepsilon$  bzw. die Form des Werkstücks zu beeinträchtigen:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (6.3)$$

Bei diesen kleineren subkritischen Spannungen findet keine massenhafte Multiplizierung und kein massenhaftes Gleiten von Versetzungen statt. Ein langsames plastisches Fließen wird durch das Gleiten einer begrenzten Anzahl von leicht beweglichen Versetzungen verursacht, das sogar bei der Raumtemperatur möglich ist.

Thermische Fluktuationen aktivieren allerdings das Gleiten von in den anderen nicht so günstig orientierten Gleitsystemen liegenden Versetzungen auch. Die thermische Fluktuationen fördern auch Überwindung von Hindernissen (Punktdefekte, Versetzungsgeflechte, Kristallinengrenzen usw.), an denen Versetzungen beim Gleiten hängen geblieben waren.

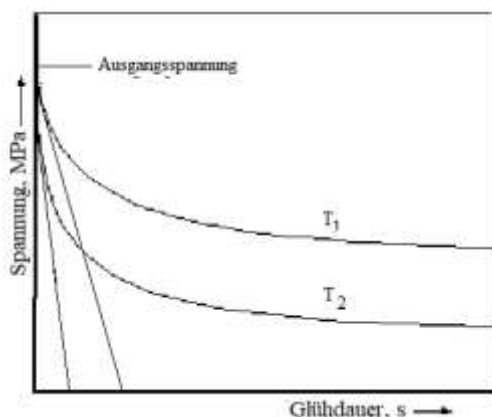


### 6.3 Relaxation von Eigenspannungen durch thermisch aktivierte Prozesse

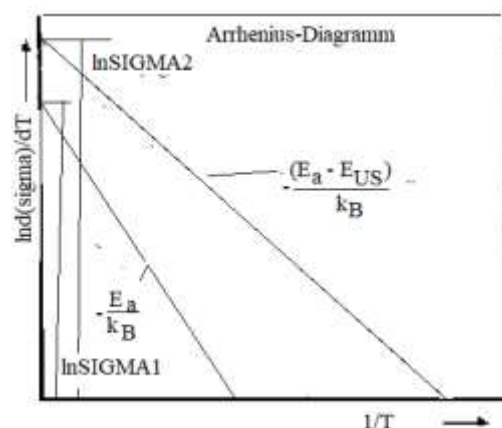
Die zeitabhängige Relaxation von Eigenspannungen (Abb. 6.3) in Kristallen bzw. in vorbelasteten Metallproben findet durchs Kriechen statt. Als Kriechen bezeichnet man die zeit- und temperaturabhängige viskoelastische oder plastische Verformung unter konstanter Last bzw. zeit- und temperaturabhängiger Abbau von Eigenspannungen  $\sigma(t)$ :

$$\sigma(t) = \sigma_0 e^{-\omega t} \quad (6.4)$$

wobei  $\sigma_0$  die Ausgangsspannung und  $\omega$  ein Koeffizient mit der Frequenz-Maßeinheit  $[s^{-1}]$  sind.



**Abb. 6.3.** Reduzierung von Eigenspannungen mit der steigenden Haltezeit bei zwei verschiedenen Glühtemperaturen ( $T_2 > T_1$ ).



**Abb. 6.4.** Arrhenius-Diagramm  $\ln \dot{\sigma}$  vs.  $T^{-1}$  für Bestimmung der Aktivierungsenergie.

Der Abbau mit Geschwindigkeit:

$$\dot{\sigma} [MPa \cdot s^{-1}] = -\omega \cdot \sigma_0 e^{-\omega t} = -\omega \cdot \sigma(t) \quad (6.5)$$

findet durch Bewegung von Versetzungen, Diffusion von Leerstellen und anderen Defekten im Feld der Innenspannungen statt. Diese Prozesse setzen erst

nach thermisch aktivierte Überwindung von energetischen Barrieren wie Peierls-Nabarro-Barrieren [59] ein.

Die Kinetik der thermisch aktivierten Relaxationsprozesse unterliegt dem Arrhenius-Gesetz: Die Geschwindigkeit  $v[s^{-1}]$  eines chemischen thermisch aktivierten Prozesses weist exponentiellen Charakter auf:

$$v = \frac{dn}{dt} = K \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}}, \quad (6.6)$$

wobei  $n$  Zahl der Einzelreaktionsschritte (z. B. Platzwechsel von Atomen),  $K[s^{-1}]$  präexponentieller Faktor oder Arrhenius-Vorfaktor,  $R[J \cdot K^{-1}]$  universelle Gaskonstante,  $E_a[J]$  Aktivierungsenergie bzw. Energie der zu überwindenden Barriere,  $T[K]$  absolute Temperatur sind.

Die thermische Aktivierung bedeutet die Energiezufuhr in den Stoff durch die Temperaturerhöhung, bis diese Aktivierungsenergie die für Beginn eines Prozesses zuständige energetische Barriere übersteigt. Darauf basiert jede Wärmebehandlung zum Abbau von Eigenspannungen von Metalllegierungen wie Glühen bzw. Anlassen.

Die Anlasstemperatur  $T_a$  im Anlassverfahren für den Abbau von Eigenspannungen in Metallen steht in Relation zu der Schmelztemperatur  $T_m$  ungefähr wie  $T_a \approx 0.4T_m$  [4]. Unter der Anlasstemperatur kann der Abbau von Eigenspannungen nur durch thermische Fluktuationen stattfinden. Bei den über die Anlasstemperatur liegenden Temperaturen beginnt intensive Bewegung von Versetzungen, sprich die zum Spannungsabbau führende plastische Verformung. Die Aktivierungsenergie dient der Überwindung von Peierls-Nabarro-Barrieren für Versetzungen.

Die Abbaugeschwindigkeit von Eigenspannungen  $\dot{\sigma}$  kann ebenfalls in Arrhenius-Form (6.6) dargestellt werden:

$$\dot{\sigma} = \Sigma \cdot \exp\left(-\frac{E_a}{k_B \cdot T}\right), \quad (6.7)$$

wobei  $\Sigma \left[ \frac{J}{kg \cdot s} \right]$  der präexponentielle Faktor,  $k_B$  Boltzmann-Konstante und  $E_a [J]$  die fürs Überwinden der Gitterreibung und das Gleiten von Versetzungen notwendige Aktivierungs-energie sind.

Die Aktivierungsenergie  $E_a$  und der präexponentielle Faktor  $\Sigma$  werden aus der graphischen Darstellung  $\ln \dot{\sigma}$  vs.  $\frac{1}{T}$  (Arrhenius-Diagramm, Abb. 6.4) durchs Logarithmieren der Gleichung (6.7):

$$\ln \dot{\sigma} = -\frac{E_a}{k_B} \cdot \frac{1}{T} - \ln \Sigma \quad (6.8)$$

bestimmt. Die Steigung der Arrhenius-Geraden ergibt den Exponent  $-\frac{E_a}{k_B T}$  und die Ordinate (Abb.6.4) ergibt  $\ln \Sigma$ . Die  $\dot{\sigma}$ -Werte werden aus den bei verschiedenen Glühtemperaturen  $T_i > T_a$  experimentell ermittelten Relaxationskurven (Abb. 6.3) graphisch als die Tangenten (Ableitungen  $\frac{d\sigma(t)}{dt}$ ) berechnet.

Also, die Spannungsabbau-Geschwindigkeit ist um so größer, je größer die Ausgangsspannungen und die Glühtemperatur sind. Nach einem schnellen Abbau erreichen die Eigenspannungen so ein Sättigungsniveau, das kaum mehr von der Glühdauer abhängt (Abb. 6.3). Eine Temperaturerhöhung für den

vollständigen Abbau von Eigenspannungen ist allerdings durch Auftreten von möglichen unerwünschten Struktur- und Phasenveränderungen eingeschränkt.

Um den Abbau von Eigenspannungen zu vervollständigen, werden oft temporale Überlastungen eines Werkstücks, z. B. Abklopfen eines Gussbarrens verwendet. Die Überlastspannungen addieren sich mit Eigenspannungen und führen zu deren plastischen Relaxation. Zu diesen Methoden gehört auch die Behandlung durch Wärmezyklen bzw. Temperaturschläge oder durch Vibrationen (Rütteltisch).

## **6.4 Reduzierung von Eigenspannungen durch Ultraschallbehandlung**

Alle oben betrachteten Abbaumechanismen von Eigenspannungen durch plastische Verformung können durchaus bei US-Behandlung eines Werkstücks realisiert werden.

### *6.4.1 Physikalische Voraussetzungen*

US-Einwirkung auf Reduzierung von Eigenspannungen als thermisch aktivierte Generierung und Ausbreitung von Versetzungen besteht in der Reibungsreduzierung und Absenkung von energetischen Barrieren um die Größe der in ein metallischen Werkstück eingeführten US-Schwingungsenergie  $E_{US}$ . Angesichts dessen kann die US-Einwirkung natürlicherweise in die kinetische Arrhenius-Gleichung (6.7) eingegliedert und dadurch analysiert werden:

$$\dot{\sigma}_{US} = \Sigma_{US} \cdot \exp\left(-\frac{(E_a - E_{US})}{k_B \cdot T}\right). \quad (6.9)$$

Die Gleichung (6.9) beschreibt die unmittelbare US-Einwirkung als Reduzierung der Aktivierungsenergie und die dadurch verursachte Vergrößerung der Abbaugeschwindigkeit von Innenspannungen  $\dot{\sigma}_{US}$ . Die anderen unten betrachteten ultraschallspezifische Effekte vergrößern diese Geschwindigkeit ebenfalls, indem sie den präexponentialen Faktor  $\Sigma_{US}$  vergrößern (Abb. 6.4).

Die in (6.9) angenommene direkte Einwirkung der US-Energie auf die energetischen Barrieren ist experimentell leicht zu prüfen, indem man die in oben beschriebenen Experimenten mit und ohne Ultraschall ermittelten Steigungen der Arrhenius-Geraden vergleicht (Abb. 6.4). Leider gibt es bis heute noch nur wenige derartige experimentelle Ergebnisse [46, 50, 59, 62], dafür aber viele Modelle und Simulationen in diese Richtung [48, 63-69].

Verringerung der Aktivierungsenergie und Geschwindigkeitserhöhung von Versetzungen wurden in Halbleitern experimentell nachgewiesen [62]. Säubern des Kornvolumens von Versetzungen durch ihre Bewegung zu den Korngrenzen und Reduzieren von Innenspannungen um 20% abhängig von der Amplitude der US-Schwingungen durch Umstrukturierung der Versetzungsverteilung, sprich plastische Verformung, wurden in numerischen Simulationen [63-65] bewertet. Verstärkte Kriechverformung und allgemeine Vergrößerung der Versetzungsdichte bzw. der plastischen Verformung werden in theoretischen Modellen [66-68] diskutiert, deren theoretische Ergebnisse mit experimentellen gut übereinstimmen.

Die als US-Erweichen bezeichnete Verringerung der Fließgrenze  $\tau_y^{US} < \tau_y$  bei der Verformung unter der US-Einwirkung ergibt das erweiterte konstitutive Modell [69] ebenfalls in guter Übereinstimmung mit experimentellen Ergebnissen. Dieser Effekt kann in den Herstellungsverfahren verwendet werden, die auf der plastischen Umformung von Metallwerkstücken basieren wie Walzen, Drahtziehen, Tiefziehen usw., um das Anhaften des Metalls an die Werkzeuge zu vermeiden bzw. zu reduzieren.

Die Zufuhr der US-Schwingungsenergie verkleinert also den Exponent in (6.4) und wirkt somit einer Temperaturerhöhung ähnlich (Abb. 6.3), wobei die obere Linie als Spannungsreduzierung bei einer konstanten Temperatur  $T_1$  ohne Ultraschall und die untere Linie als Spannungsreduzierung bei derselben Temperatur  $T_1$  mit Ultraschall betrachtet werden können. Der Effekt ist umso größer, je größer die Amplitude und die Frequenz der US-Schwingungen sind, denn die US-Schwingungsenergie  $E_{US}$  hängt parabolisch von der Amplitude und linear von der Frequenz ab (3.6).

Die in (6.9) analytisch dargestellte Annahme über die direkte US-Einwirkung auf die energetischen Barrieren gilt gleichermaßen für alle in Festkörpern stattfindenden thermisch aktivierten Prozesse, die ihren Anteil zum Spannungsabbau unmittelbar oder mittelbar durchs Beeinflussen der Versetzungsmobilität wie Diffusion von Defekten beitragen.

Der in Fickschen Gesetzen  $J = D \frac{\partial c}{\partial x}$  und  $\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$  vertretene Diffusionskoeffizient  $D(T)$  erweist ebenfalls eine exponentielle Form der Temperaturabhängigkeit ähnlich der Arrhenius-Gleichung (6.7):

$$D(T) = D_0 \cdot e^{-\frac{E_B}{k_B \cdot T}}, \quad (6.10)$$

wobei  $D_0$  der anfängliche Diffusionskoeffizient (z. B. bei der Raumtemperatur) und  $E_B$  energetische Barriere für die einzelnen Diffusionssprünge sind.

So kann man ähnlich wie in (6.7) die Einwirkung der US-Schwingungsenergie  $E_{US}$  auf die Diffusionskoeffizienten in Festkörpern als direkte Minderung der energetischen Barrieren für die einzelne Diffusionsakte postulieren:

$$D(T) = D_0 \cdot e^{-\frac{E_B - E_{US}}{k_B \cdot T}}. \quad (6.11)$$

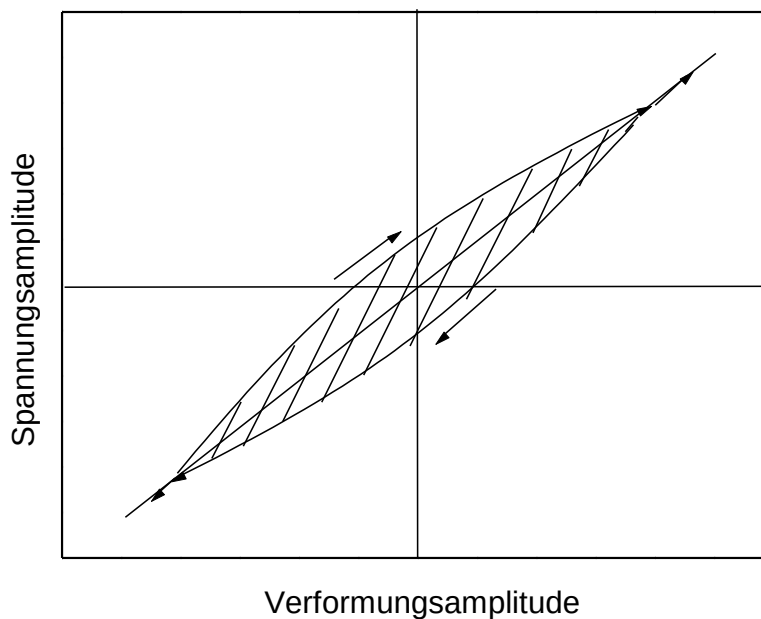
Die Diffusion von Defekten (Leerstellen, Zwischengitteratomen etc.) im Feld der Innenspannungen an sich kann zur Reduzierung dieser Spannungen führen. Doch noch wichtiger ist die US-Einwirkung auf die Mobilität von Versetzungen, welche zum Überwinden von Hindernissen, Klettern und Quergleiten von Versetzungen führt und somit die innenspannungsabbauende Kriechverformung fördert.

#### 6.4.2 Wärme- und Spannungseffekte durch die US-Einwirkung

Der Abbau von Innenspitzenspannungen in einem Werkstück durch plastisches Fließen kann sogar bei der Raumtemperatur allein durch Addieren dieser lokalen Spitzenspannungen  $\tau_S$  mit den elastischen Spannungen  $\tau_{US}$  der Ultraschallschwingungen erreicht werden, die in diesem Werkstück elastische Verformungen mit einer Amplitude  $\Delta\varepsilon_{US}$  induzieren und zur Erfüllung folgender Bedingung beitragen:

$$\tau_S + \tau_{US} = G \cdot (\varepsilon_{el} + \Delta\varepsilon_{US}) \geq \tau_F \quad (6.12)$$

wobei  $\tau_F$  die kritische Schubspannungsgrenze des plastischen Fließens ist.



**Abb. 6.5.** Energiedissipation bei US-Schwingungen eines Metallkörpers im Elastizitätsbereich (Sieh auch Abb. 5.3).

Ein weiterer Abbau von Eigenspannungen erfolgt durch die plastische Verformung bei Senkung der Fließgrenze (Abb. 6.2) durch die Temperaturerhöhung, sodass die Bedingung (6.1) bzw. (6.12) für kleinere Innenspannungen erfüllt ist [24].



Die auch experimentell gemessene [41, 58], wenn auch relativ kleine Temperaturerhöhung bei der US-Einwirkung auf Metalle wird durch die Wärmeproduktion verursacht. Die US-Schwingungen werden sogar im elastischen Bereich eines Metallkörpers von zeitabhängigen Relaxationsprozessen begleitet, die zur Energiedissipation führen (Abb. 6.5):

$$e_{dis}^{US} \left[ \frac{J}{kg} \right] = \frac{1}{\rho} \Delta \tau_{US} \cdot \frac{A_0^{US}}{d} \cdot f_{res}^{US} \cdot t, \quad (6.13)$$

wobei  $e_{dis}^{US}$  dissipierte US-Energie pro Masseneinheit,  $\Delta \tau_{US}$  Amplitude der US-Scherspannungen,  $\Delta \varepsilon_{US} = \frac{A_0^{US}}{d}$  Amplitude der US-Scherverformung,  $d$  Dicke des Werkstücks normal zur US-Schwingungsachse,  $t$  Dauer der US-Einwirkung sind.

Die gestrichene Fläche der in Abbildung 6.5 gezeichneten Schleife der (visko)elastischen Hysterese entspricht der während einer Schwingungsperiode als Wärme dissipierten Energie [4, 24, 56]. Bei einer US-Frequenz  $f_{res}^{US}$  im  $kHz$ -Bereich und ausreichender Dauer  $t$  führt sogar so eine kleine Wärmeproduktion zu einem rapiden Temperaturanstieg  $\Delta T[K] = \frac{e_{dis}^{US}}{c_p}$  des

Werkstücks mit einer Wärmekapazität  $c_p$ .

Da die schnelle plastische Verformung kaum von der Zeit, sondern vor allem, wie oben gezeigt, von der Temperatur und von elastischen Spannungen abhängt, reicht eine kurze Einwirkungszeit für den effektiven Abbau von elastischen Eigenspannungen.

#### 6.4.3 Ultraschallspezifische Plastifizierungseffekte

Viel wichtiger für ausreichenden Abbau von subkritischen elastischen Eigenspannungen ist allerdings die weniger bekannte Einwirkung des Ultraschalls, nämlich eine Kriechbeschleunigung. Diese Beschleunigung der plastischen Verformung durchs Kriechen hat außer der thermischen Aktivierung durch den Temperaturanstieg folgende rein ultraschallbedingte Gründe:

- Reibungsreduzierung [16, 55] der gleitenden Versetzungen durch die elastische US-Schwingungsenergie, die als ein zusätzlicher, die Peierls-Nabarro-Barrieren mindernder Term in dem Exponenten der Gleichung (6.7) auftritt
- massenhafte Generierung und Multiplizierung von Versetzungen [45, 46, 59, 60] durchs Aktivieren von Frank-Read-Quellen und anderen Versetzungsquellen unter den tangentialen US-Spannungen
- massenhaftes Gleiten von Versetzungen durchs Einbeziehen der durch Hindernisse geblockten und in ungünstig orientierten Gleitsystemen liegenden und durch die gesamte US-Einwirkung mobil gemachten Versetzungen
- die durch Ultraschall initiierte Polygonisierung und Verkleinerung der Kornstruktur durch Bildung von Versetzungswänden verschiedener Art (ähnlich wie Rekristallisation bei Wärmebehandlungen)
- die durch Ultraschall beschleunigte Diffusion in Gradienten der Innenspannungen, die zur Verkleinerung dieser Gradienten und somit zum Spannungsabbau führt.

Also, die physikalischen Grundlagen und die bereits vorhandenen experimentellen Ergebnisse sprechen für die US-Behandlung von metallischen Werkstücken als die Behandlungsmethode für den nah zu kompletten Abbau von elastischen Eigenspannungen.

### ***6.5. US-Technik für US-Behandlung von metallischen Werkstücken***

Für den Abbau von Eigenspannungen ist es zielführend, das Werkstück gleichzeitig sowohl den tangentialen, im Werkstück die Scherspannungen erzeugenden US-Schwingungen wie bei US-Metallverbinden als auch den normalen US-Schwingungen wie beim US-Schweißen von Thermoplasten auszusetzen, um alle oben betrachteten Abbaumechanismen auszuschöpfen.

Die Anwendung der US-Behandlung von metallischen Werkstücken bedarf natürlich einer spezifischen dem Ziel entsprechenden US-Technik wie US-Generatoren, US-Schwingersysteme usw. Diese Technik wurde von der Fa. „Ultrasonics Steckmann GmbH“ (Siehe Anhang) für die Kunststoffverarbeitung [15] sowie fürs Metallverbinden und -verarbeiten [16, 20] in vielen Jahren entwickelt.

#### *Leistungsfähige Generatoren:*

Um die oben beschriebenen Ultraschalleffekte für den Abbau von elastischen Eigenspannungen zu schaffen, muss vor allem einem metallischen Werkstück genug US-Energie zugefügt werden. Die von Fa. „Ultrasonics Steckmann GmbH“ entwickelten leistungsfähigen Generatoren sind auf Fotos im Anhang präsentiert. Die aus dem elektrischen Stromnetz verbrauchte Leistung beträgt bis zu  $3kW$  bei Resonanzfrequenzen von  $(20 \div 70)kHz$ .

#### *Ultraschall-Resonanzsysteme:*

Ein US-Schwinger- oder Resonanzsysteme bestehen im Allgemeinen aus einem Ultraschallwandler, einem Transformationsstück (Booster) zur Anpassung der Schwingungsamplitude und einer Sonotrode zum Überleiten der US-Energie in das zu bearbeitende Werkstück. Die von der Fa. „Ultrasonics Steckmann GmbH“ für verschiedene Zwecke entwickelten Resonanzsysteme (Siehe Anhang).

Da die Behandlung von großen Werkstücken wie Gussbarren) große Mengen US-Energie brauchen, soll die Sonotrode eine große Resonanzfrequenz z. B. von  $70\text{kHz}$  und eine große Amplitude z. B. von  $100\mu\text{m}$  leisten. Diese mechanischen Schwingungen werden auf das zu behandelnde metallische Werkstück aufgebracht.

#### *Verfahren:*

Zum US-Verfahren für Behandlung von metallischen Werkstücken gehören außer der auf den Fotos im Anhang gezeigten Ultraschalltechnik im Allgemeinen noch einige technologische Schritte.

Dazu gehören:

- Festlegen der Amplitude
- Angleichen der Anpresskraft an die Amplitude und die Generatorausgangsleistung
- Einstellen des Ultraschall-Einschaltzeitpunktes
- Einstellen der Auftreffgeschwindigkeit der Sonotrode;
- Einstellen der Behandlungszeit

Das ganze Verfahren muss für die konkreten metallischen Werkstücke und verfahrensbestimmten Spannungsarten entwickelt werden.

#### *Künftige Aufgaben und Perspektiven:*

Alle oben betrachteten Aspekte weisen darauf hin, dass es bei einer US-Behandlung von metallischen Werkstücken nicht nur einen nah zu vollständigen Abbau von Eigenspannungen, sondern auch eine Verbesserung von mechanischen Eigenschaften, z. B. durch eine Verfeinerung der Kornstruktur zu erwarten ist. Die US-Behandlung ist auch weniger aufwendig und viel schneller als die konventionellen Verfahren, lässt sich leicht automatisieren und in andere Produktionsverfahren eingliedern.

Die für den Abbau von Eigenspannungen notwendige plastische Verformung und dementsprechend der Grad der Spannungsreduzierung in den mit US behandelnden metallischen Werkstücken hängt sowohl von einstellbaren US-Parametern, als auch von den Werkstoffparametern wie die Form des Werkstücks, seine Härte, Fließgrenze und ihre Temperaturabhängigkeit usw. ab.

Die Daten müssen bekannt sein ggf. experimentel ermittelt werden, um richtige US-Parameter wie Generatorleistung, Wirkzeit, Schwingungsamplitude einzustellen. Vor allem müssen dabei eigene Resonanzfrequenzen eines Werkstücks im Voraus berechnet oder ermittelt und vermieden werden, denn die Resonanz kann zur schnellen Rissbildung und sogar Zerstörung des zu behandelnden Werkstücks führen [49].

Also, es besteht noch ein großer Untersuchungs- und Entwicklungsbedarf für die Anwendung der US-Behandlung von metallischen Werkstücken für die Reduzierung der elastischen Eigenspannungen.



## 7. Anhang. Ultraschallgeräte und -anlagen

In diesem Anhang sind US-Geräte und US-Anlagen präsentiert, welche im Auftrag von diversen weltweiten Industrieunternehmen in der Fa. “Ultrasonics Steckmann GmbH“ in vielen Jahren entwickelt und eingesetzt worden waren:

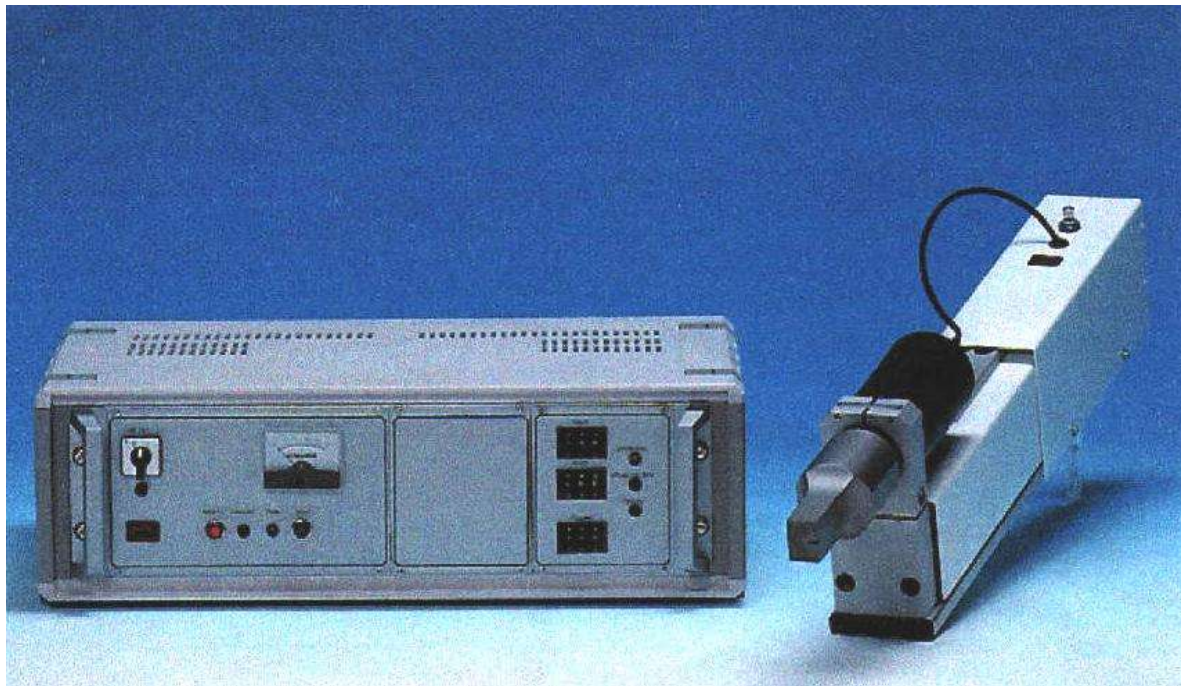


US-Generator mit einer Leistung von  $3kW$



US-Resonanzsysteme





US-Anlage fürs Metallverbinden

#### **Der Präzise**

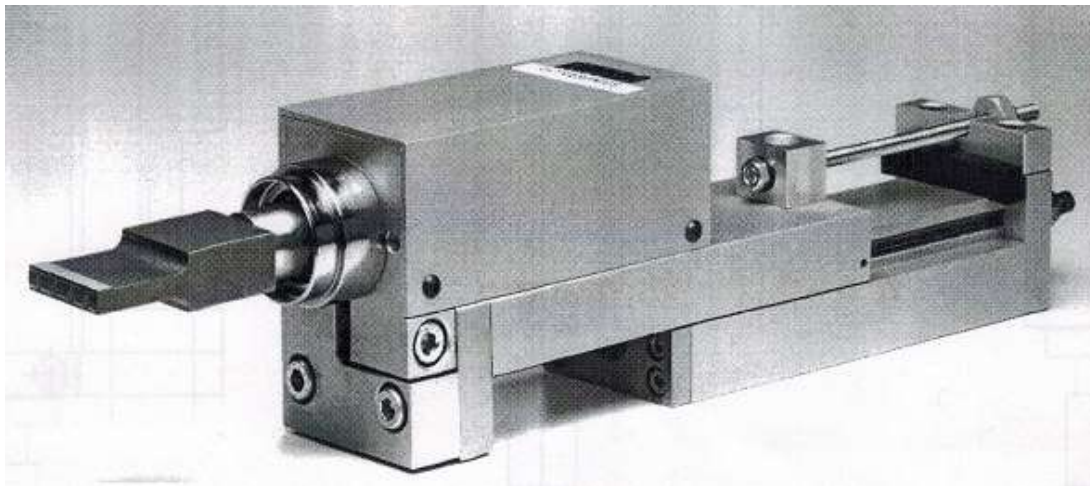
Mit einer Auflösung von 5/1000 mm läßt sich die Schweißtiefe vorprogrammieren. Dabei kann das Schweißteil beliebige Toleranzen haben. Der solide Maschinenbau und unsere Generatortechnik garantieren konstante Schweißergebnisse.



#### **Der Preiswerte**

Ein Generator versorgt zwei (oder vier) Schweißsysteme über einen Umschalter nacheinander mit Energie. Gleichgültig ob bei 20 KHz – 35 KHz oder 40 KHz.

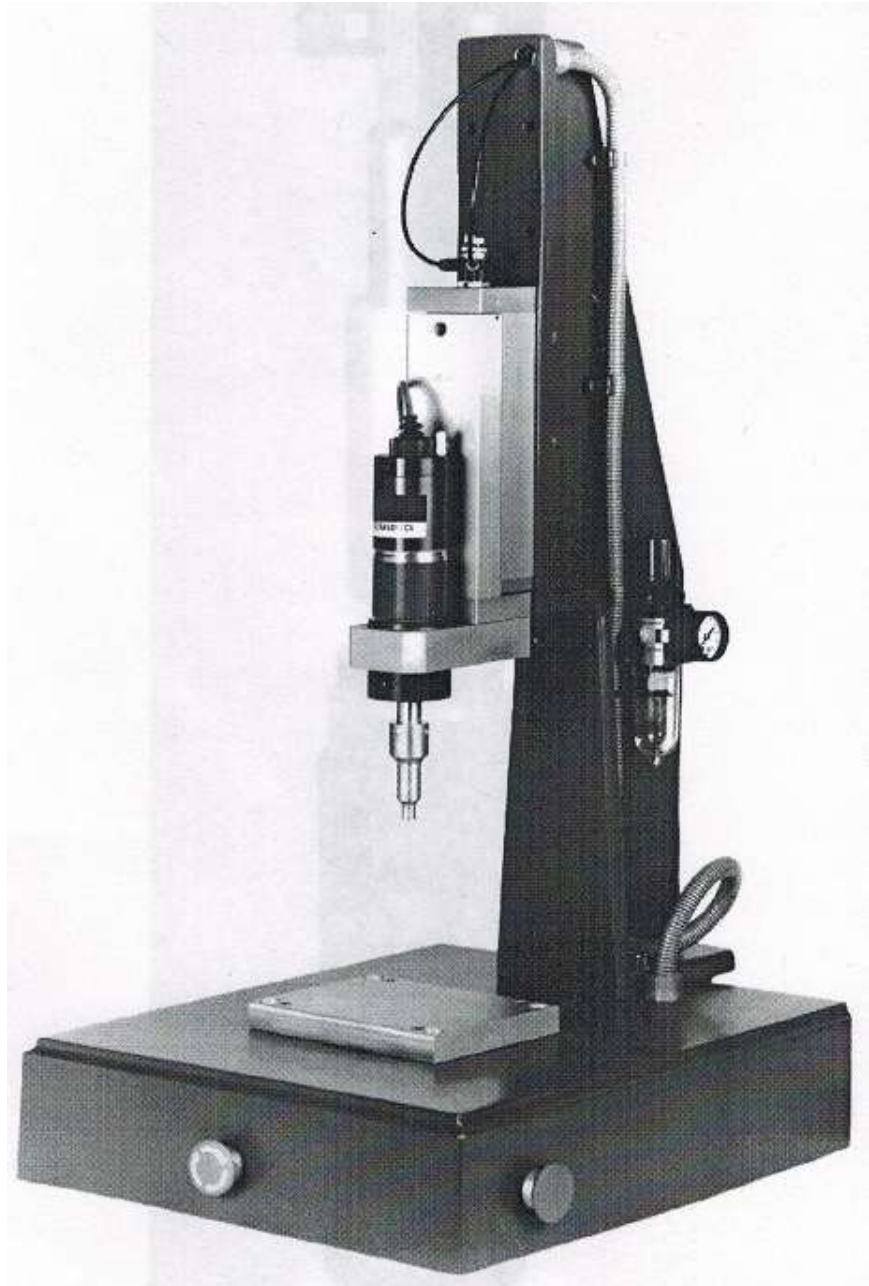
Die präzise und die preiswerte US-Schweißanlagen



*35kHz* Standard-Linearvorschubsystem mit US-Schwingkopf, bestehend aus Konverter, Booster und Sonotrode

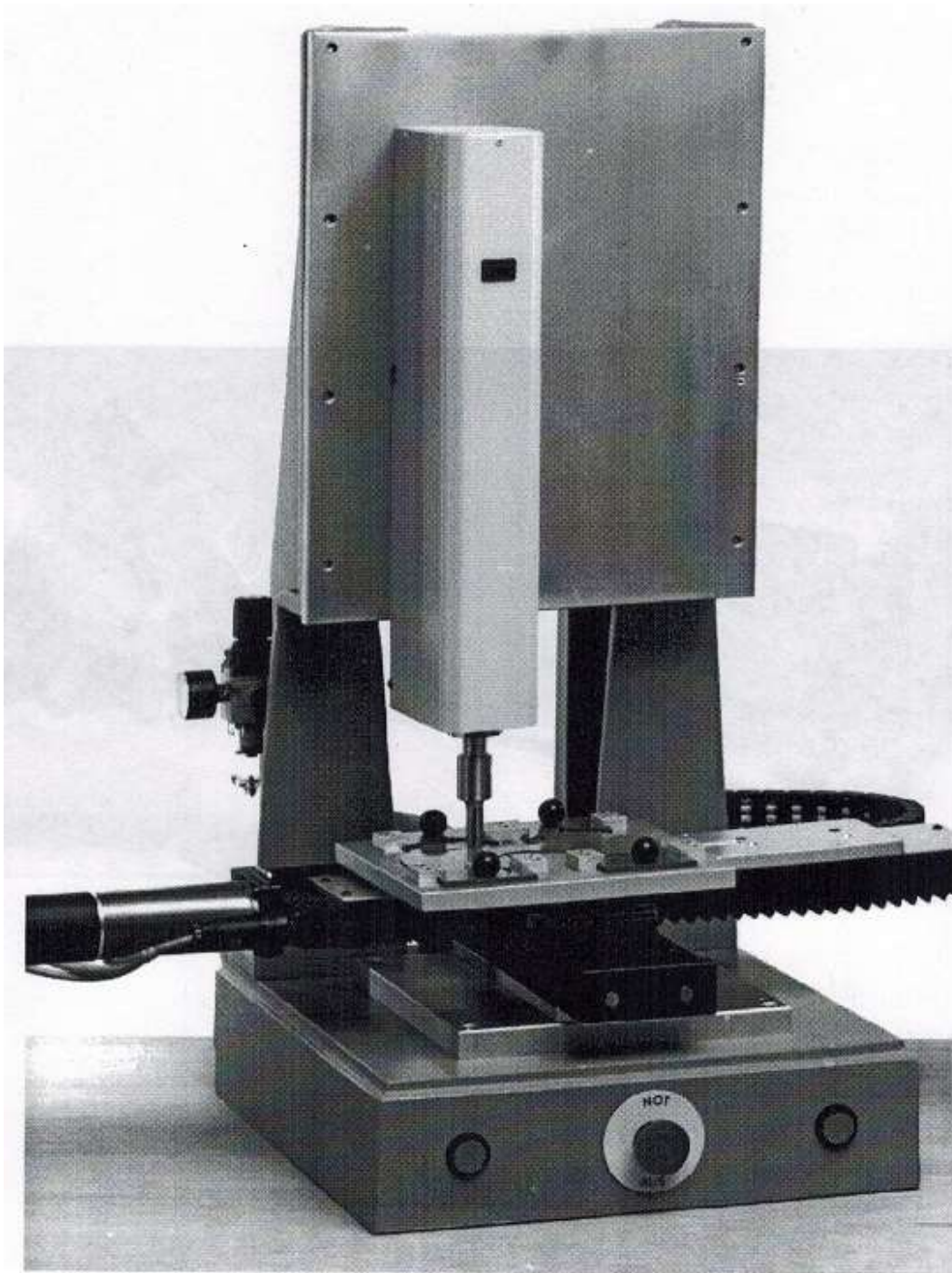


Ein  $35\text{kHz}$  Schwingersystem in „Mutter-Töchter-Anordnung“

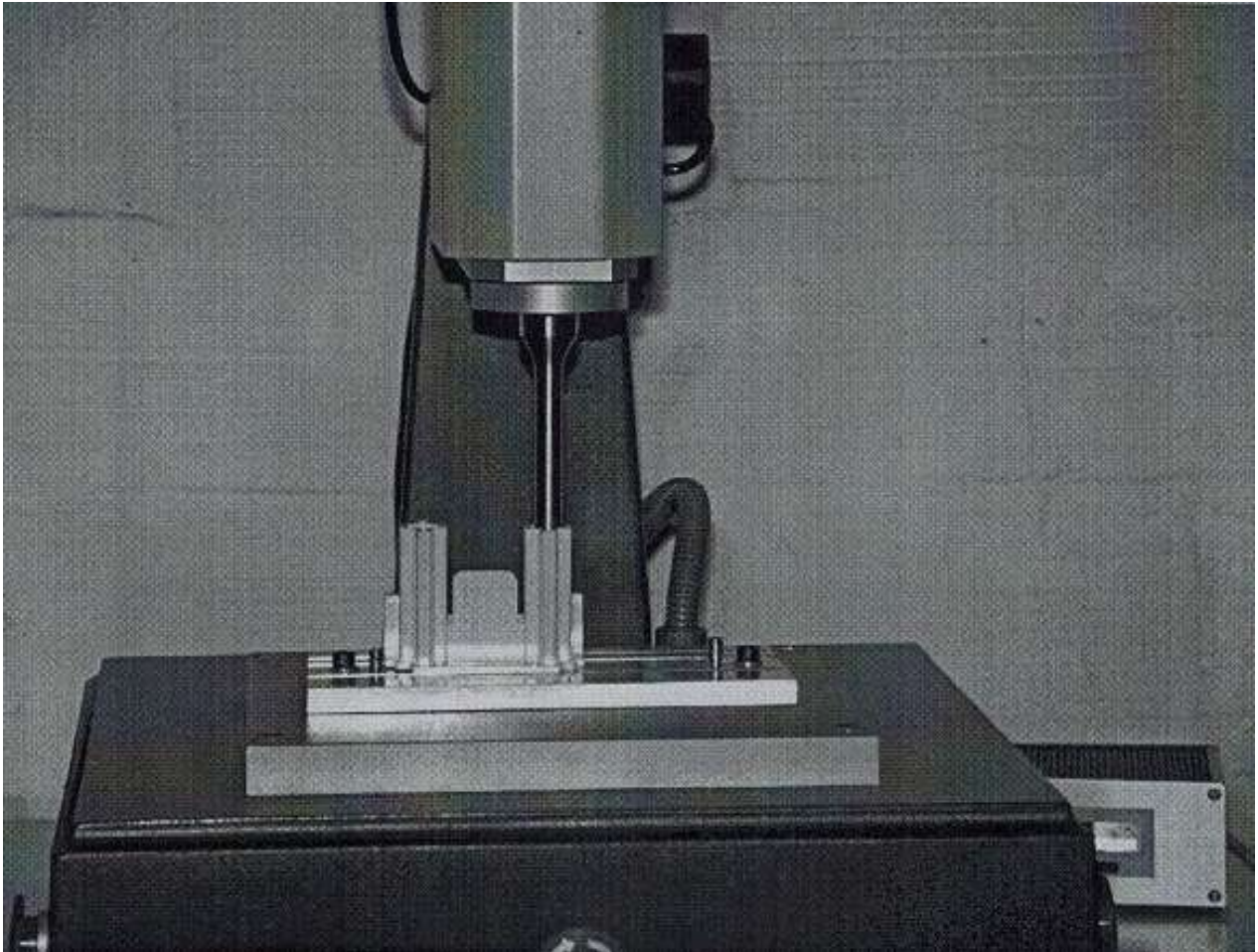


Der Sockel, an dem eine ausrichtbare Montageplatte angeschraubt ist, und der Ständer, an dem das Vorschubsystem verschiebbar angebracht ist, bestehend aus einem soliden Aluminiumguss





*35kHz* — Schweißanlage mit Bahnsteuerung zum Verschweißen von komplizierten Konturen

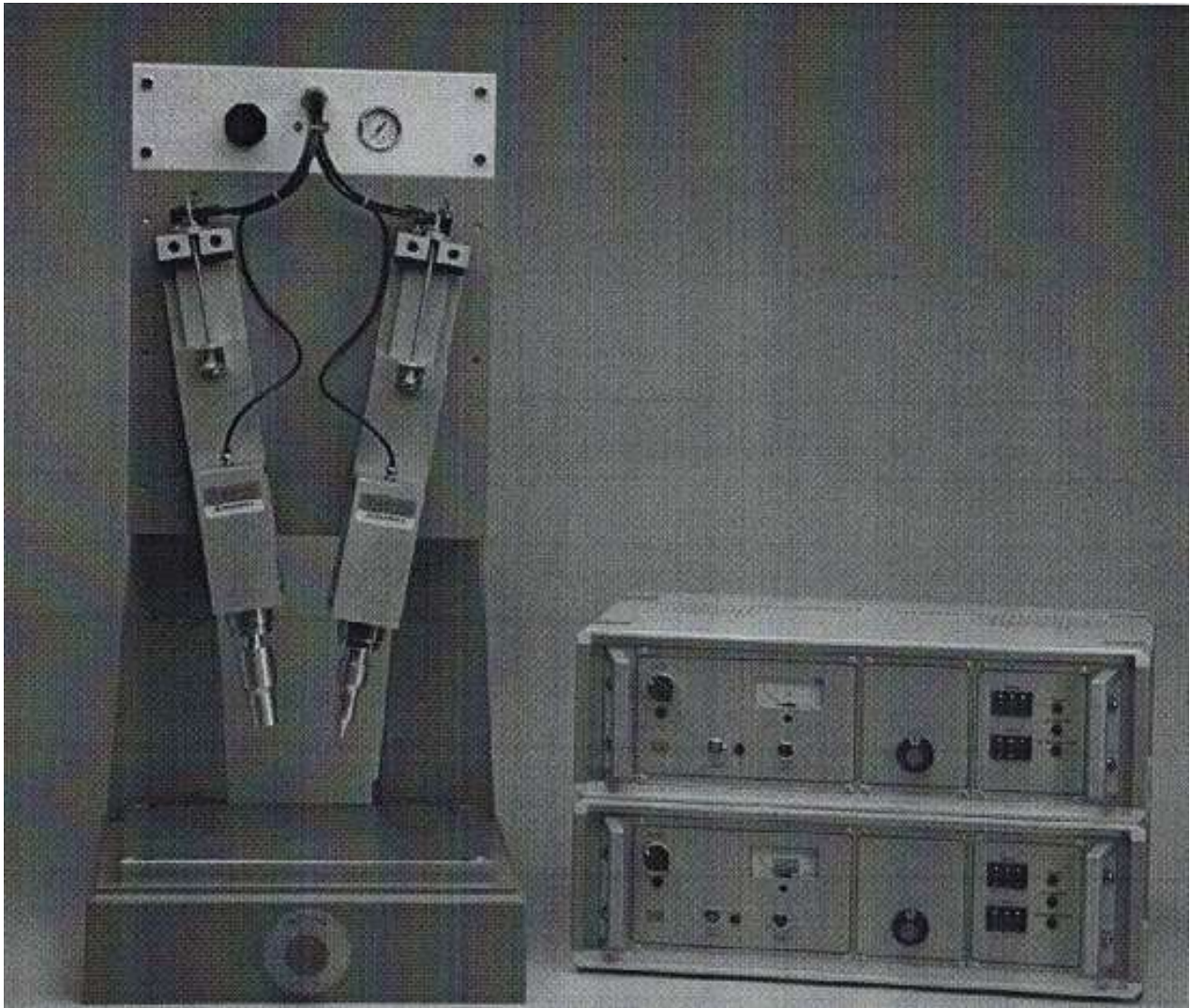


US-Anlage zum Eibetten von Messingmüttern in Kunststoffteile



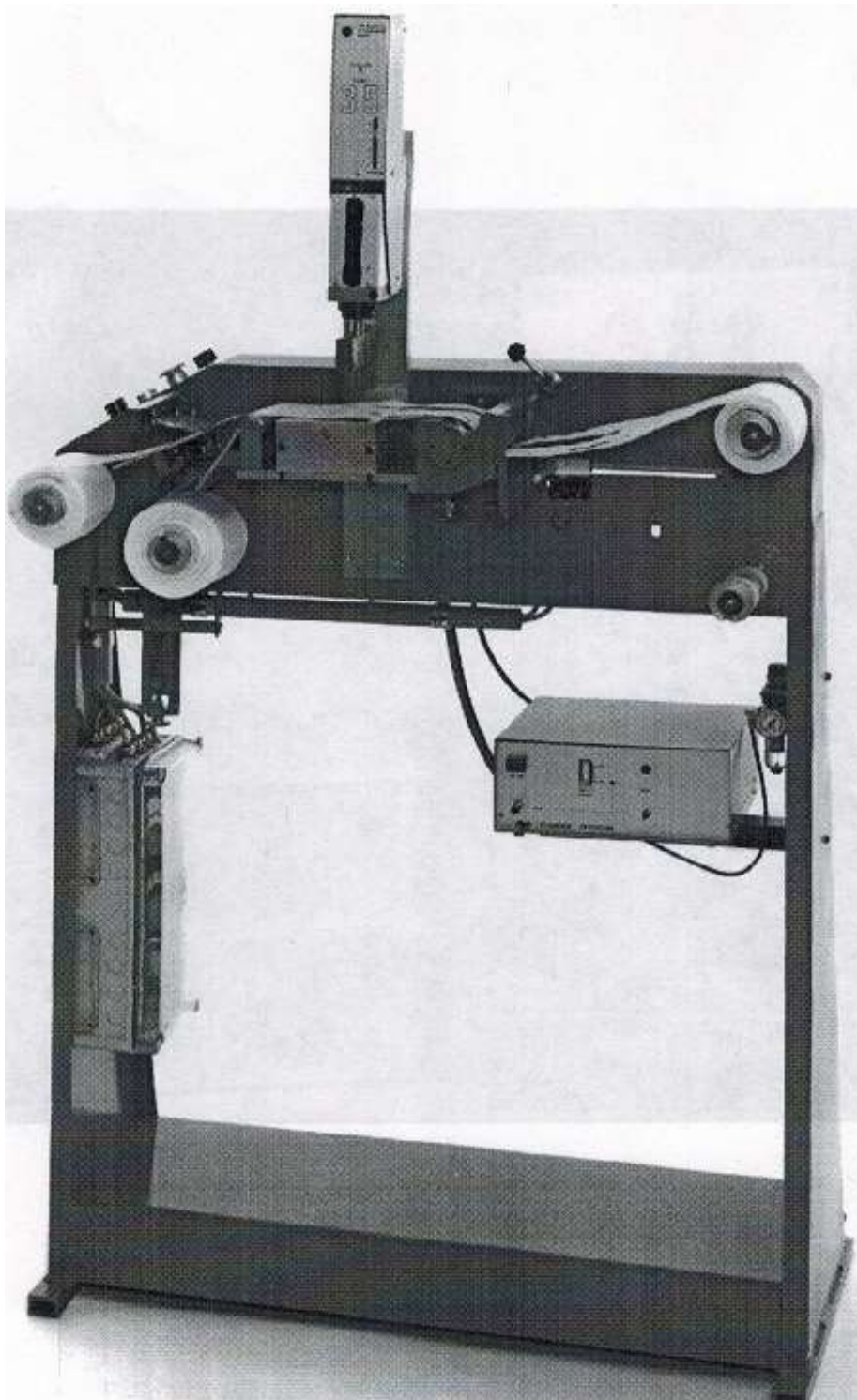
US-Generator mit einer  $X - Y$  - Bahnsteuerung  
zum Abfahren beliebiger Kurven und Radien



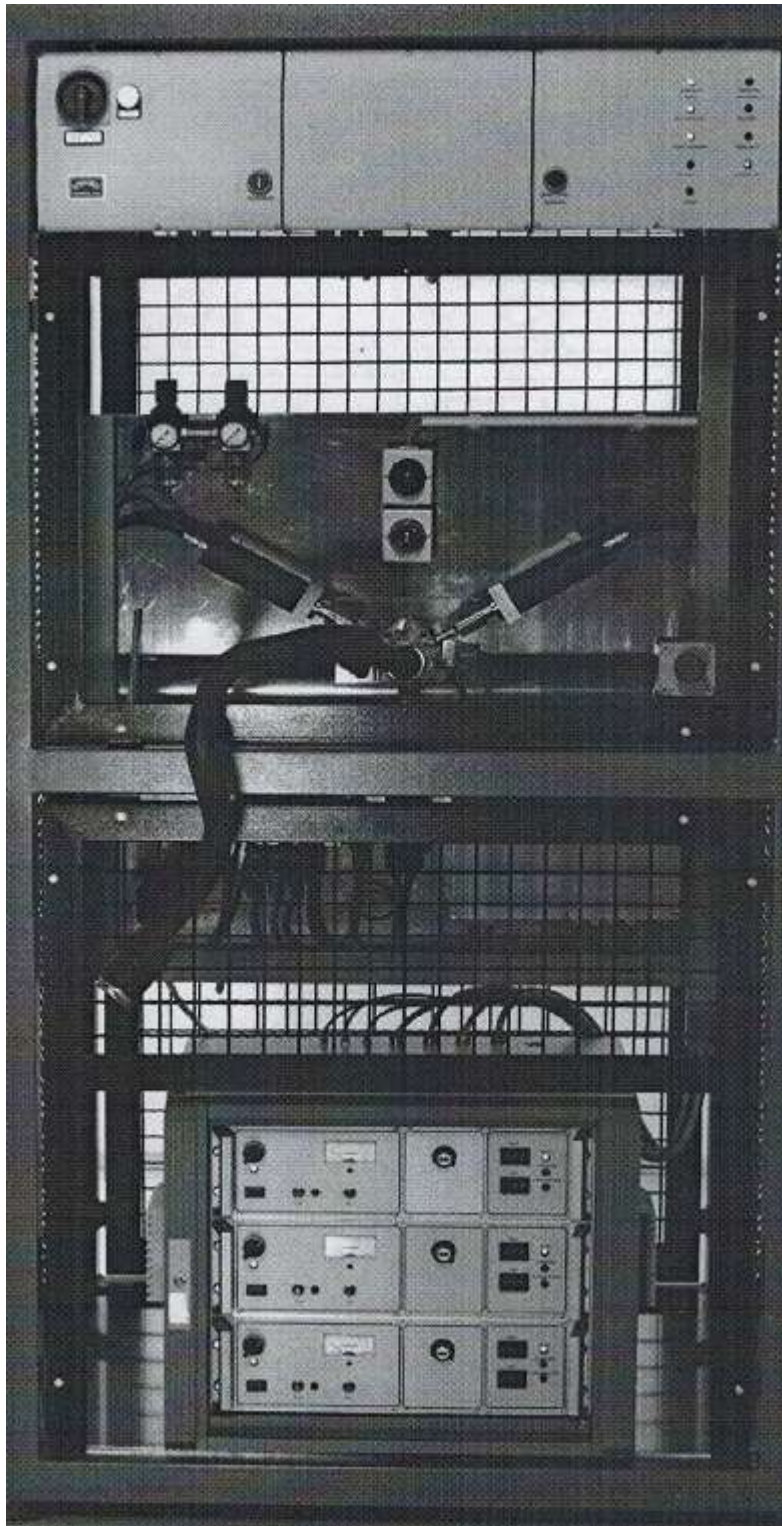


Zylinderschweißanlage zum gleichzeitigen Schweißen an zwei Positionen  
für ein Haushaltsgerät

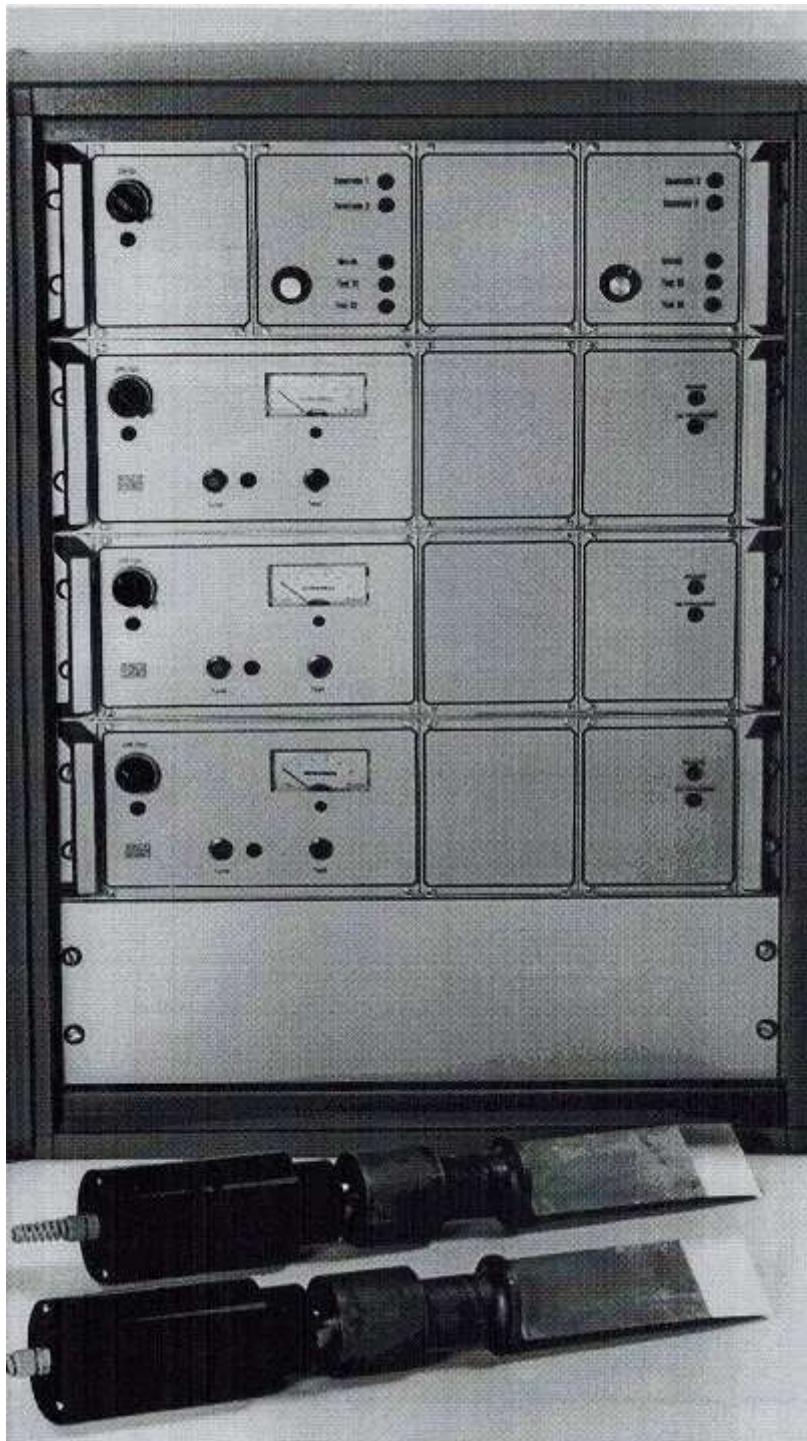




Maschine zum US-Schweißen von synthetischem Textilgewebe zu  
Schläuchen mit kleinen Durchmessern oder zu Bändern mit plastifiziertem  
Kantenschutz



Vollautomatische US-Schweißeinrichtung zum  
Verschweißen von Ventilen an KFZ-Einfüllrohr

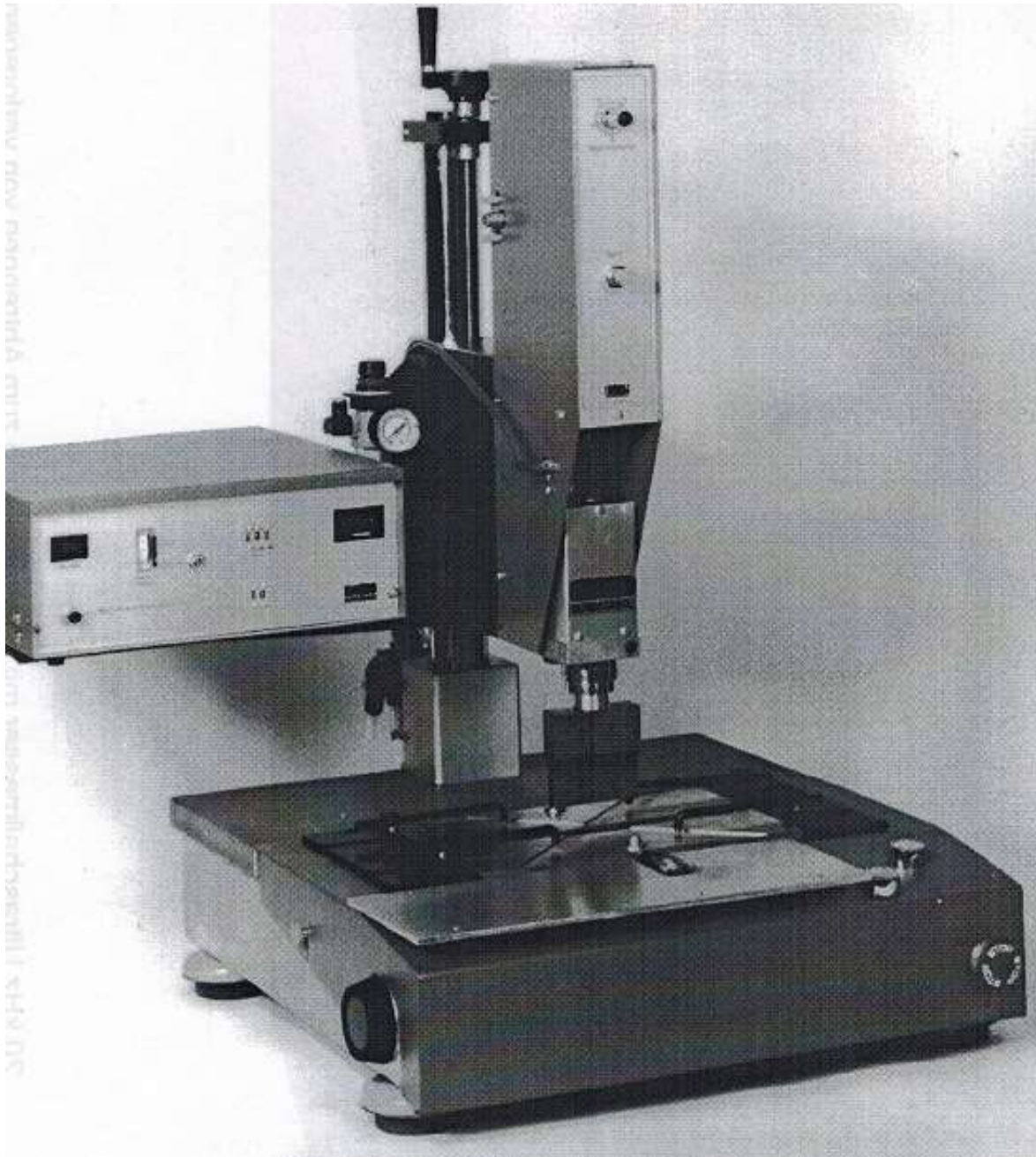


US-Einrichtung für das vollautomatische Abtrennen von verlorenen Köpfen in einer Produktionsanlage

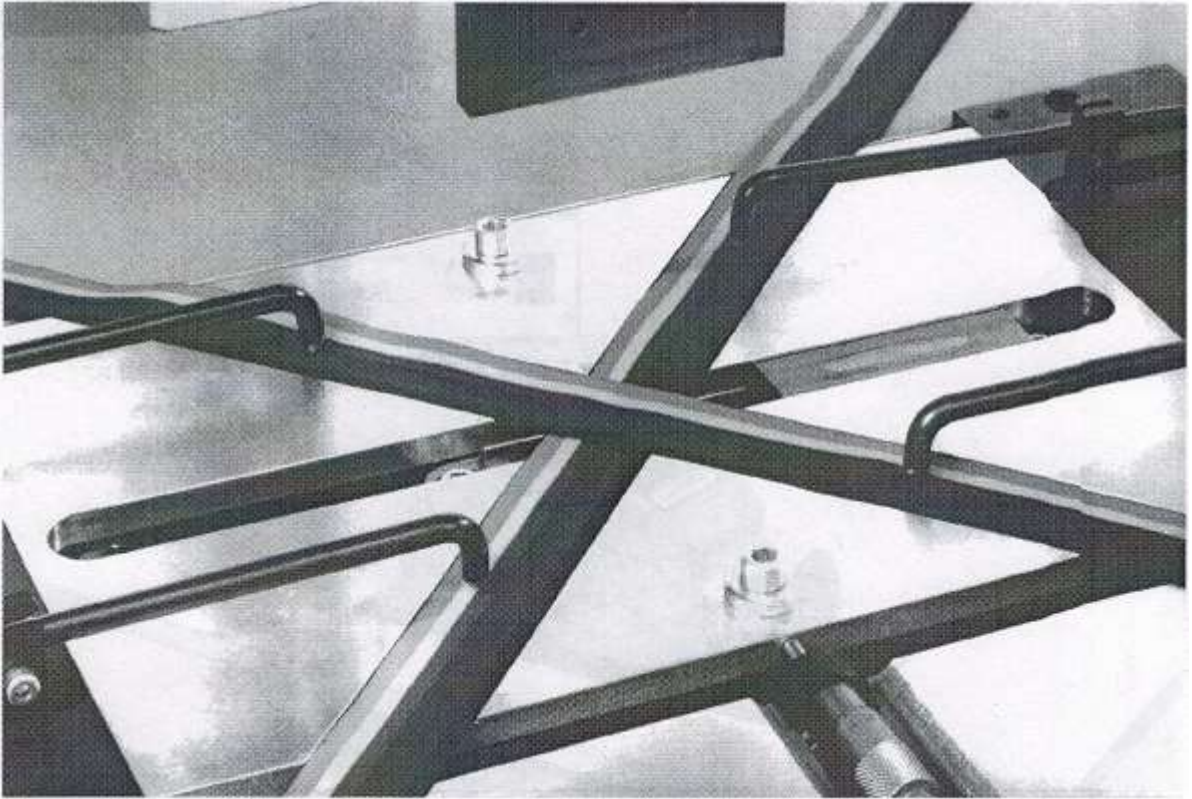




**35kHz** Standard-Linearvorschubsystem mit US-Schwingkopf, bestehend aus Konverter, Booster und Sonotrode

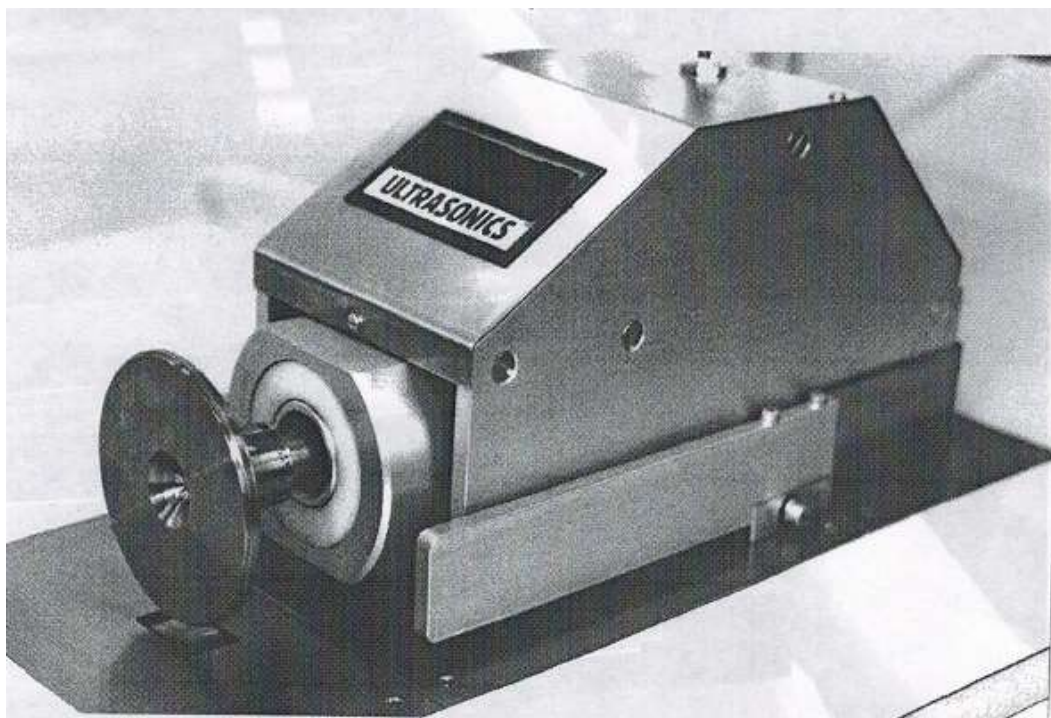


35kHz US-Schweißgerät zum Verschweißen von Farbbändern

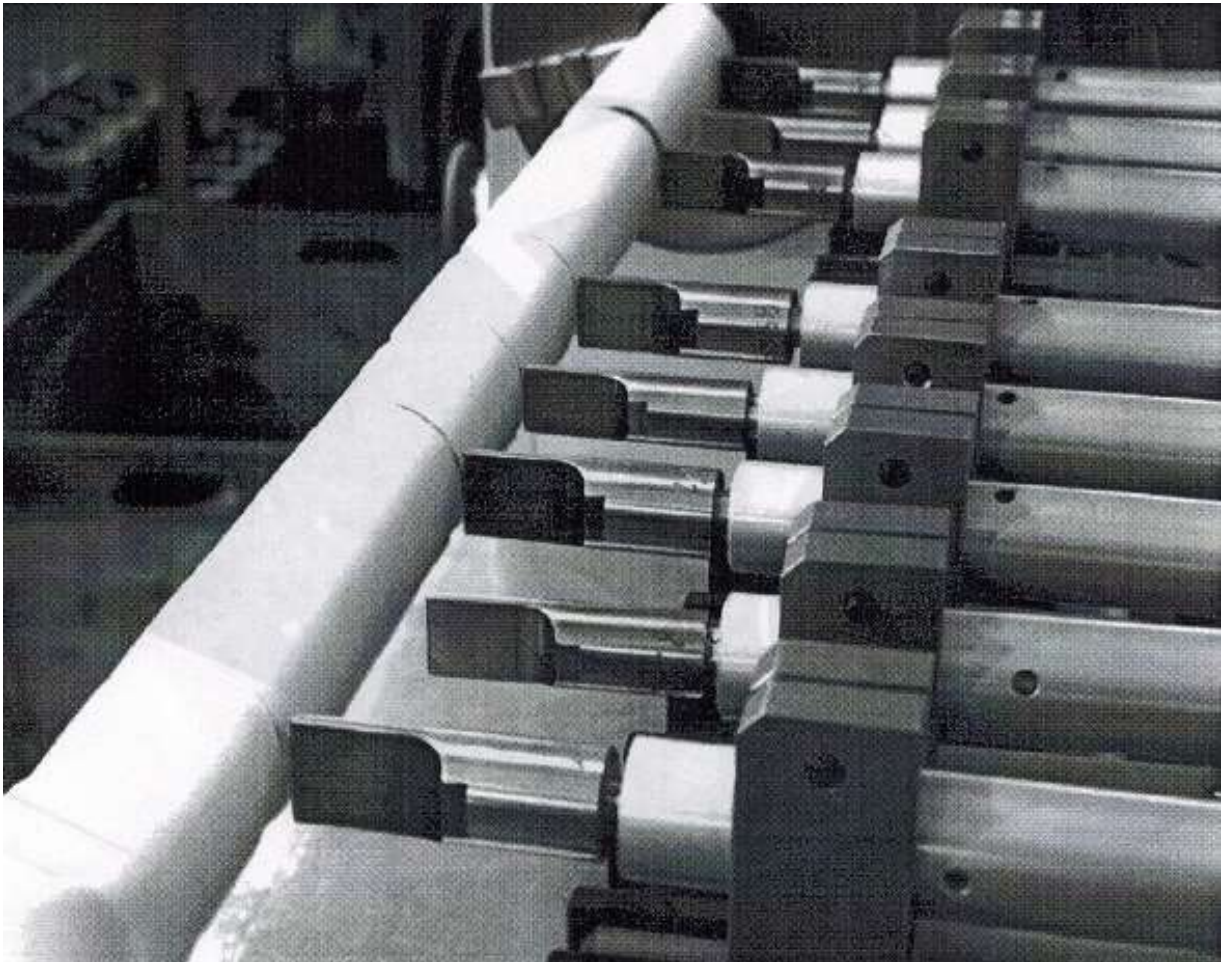


Arbeitstisch fürs US-Schweißen von Farbbändern mit präziser Einstellung der Schweißzone  
über Mikrometerschraube



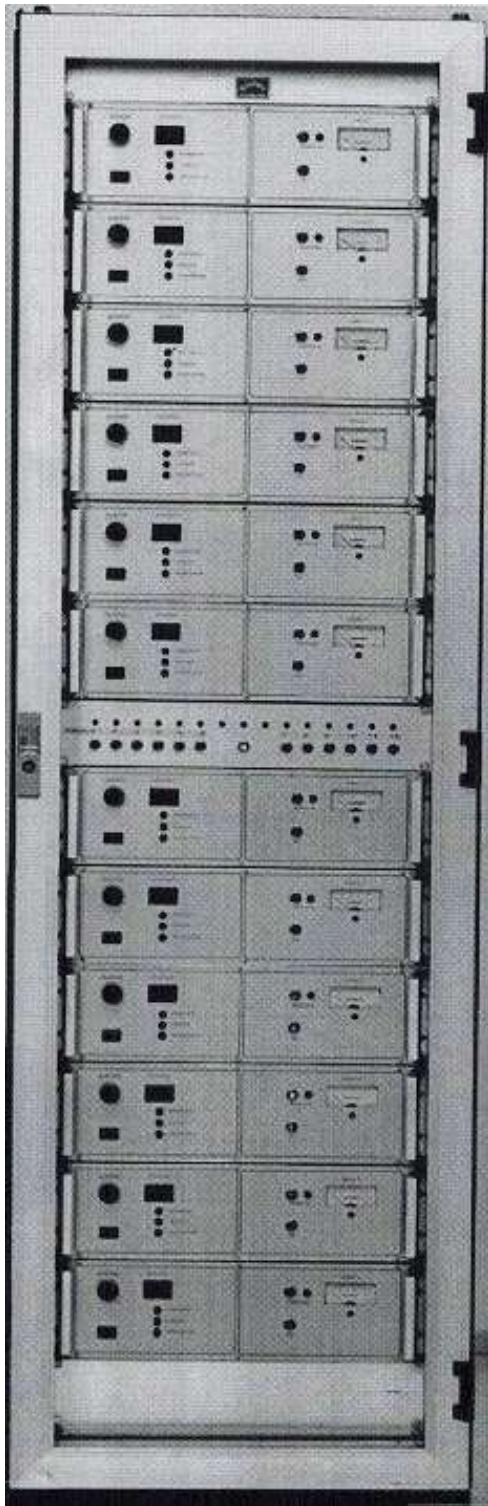


*35kHz* US-Rollnahtschweißapparat zum Verschweißen  
von synthetischem Gewebe und Folien



US-Anlage zum Trennen von Polyesterschläuchen

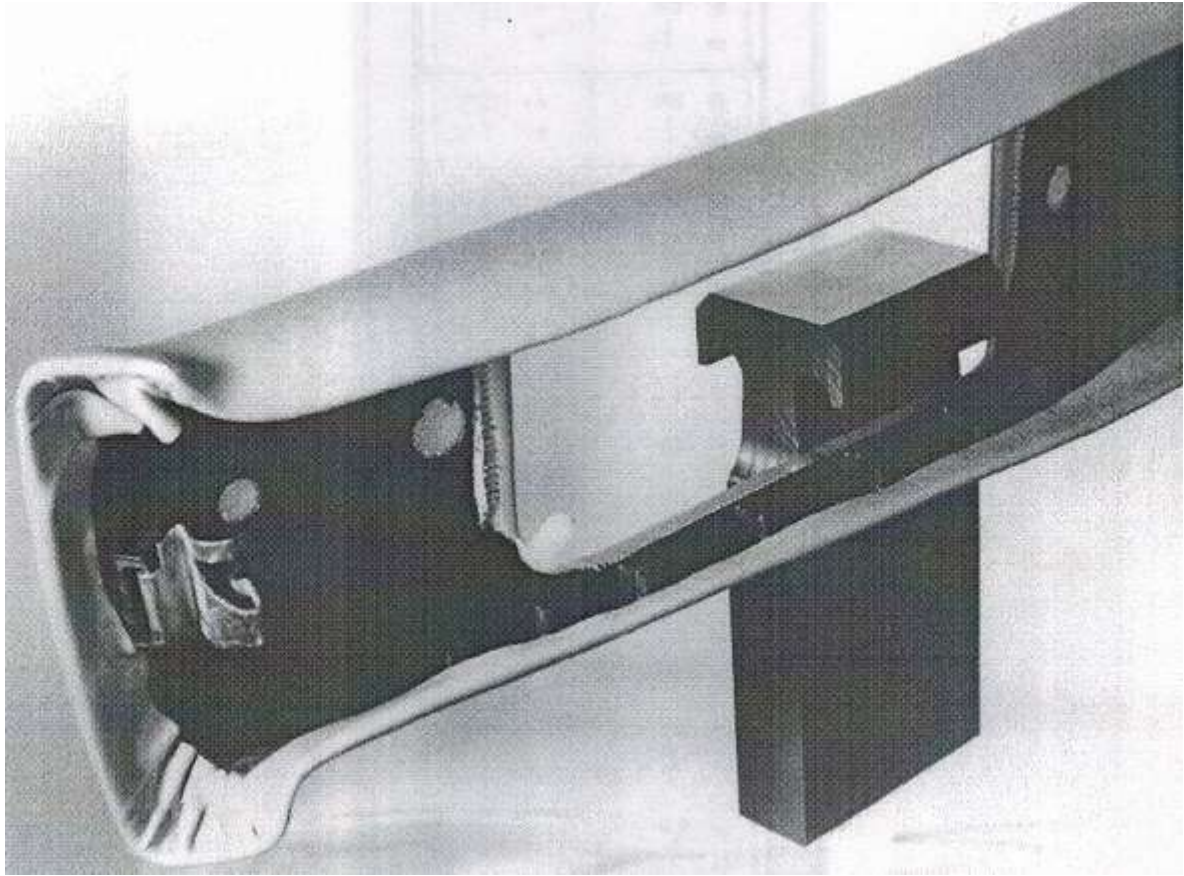




US-Generatorschrank für das  
Umbugschweißen von Bezugstoffen  
auf Kunststoffformteile



Sonotrode aus Titan für das US-  
Umbugschweißen



Die Sonotrode (voriges Bild) fährt in das Kunststoff-Formteil hinein und verschweißt den Bezugstoff mit dem Trägermaterial



Abstimmgerät für US-Schwingersystem  $(10 \div 100)kHz$





## 8. Literaturverzeichnis

1. Akustische Wellen und Felder, Deutsche Gesellschaft für Akustik e.V., März 2006, 90 S..
2. D. Krahé, D. Schreckenberger, F. Ebner, Ch. Eulitz, U. Möhler. Machbarkeitsstudie zu Wirkungen von Infraschall. Veröffentlichungen des Umwelt-Bundesamts. 137 S. Juni 2014.
3. K.-J. Langenberg, R. Marklein, K. Mayer. Theoretische Grundlagen der zerstörungsfreien Materialprüfung mit Ultraschall. Oldenbourg Wissenschaftsverlag 2009, 664 S..
4. V.E. Prieb. Formgedächtnisphänomene. Das Konzept dual-energetischen Martensits (CODEM) - theoretische und experimentelle Abhandlung", Monographie, 302 S. – Berlin, 2021.
5. Y. Jin, Y. Wang, Y. Ren. Theory and experimental evidence of phonon domains and their roles in pre-martensitic phenomena. Computational Materials, v. 1, 2015.
6. O. Mercier and K. N. Melton. Single-crystal elastic constants of the equiatomic NiTi alloy near the martensitic transformation. Journal of Applied Physics 51(1980)1833.
7. T. R. Finlayson,.Pretransformation phenomena as revealed by elastic waves. Metall. Trans. A 19. 2(1988)185.
8. E. Hu and W. Wang. The Elastic Constants Measurement of Metal Alloy by Using Ultrasonic Nondestructive Method at Different Temperature. Mathematical Problems in Engineering, 2016.
9. V.E. Prieb, V.P. Ljubiwoj. Acoustic Irradiation at Martensitic Transformation. Metallophysika 10 (1988) 94 (*Rus.*).
10. G. F. Nataf, A. Planes et al. Suppression of acoustic emission during superelastic tensile cycling of polycrystalline Ni<sub>50.4</sub>Ti<sub>49.6</sub>. Phys. Rev. Mat. 4(2020) 9.

11. Y.-J. Chen, W.-N. Hsu and J.-R. Shih. The Effect of Ultrasonic Treatment on Microstructural and Mechanical Properties of Cast Magnesium Alloys. *Materials Transactions*, 50(2009)401.
12. I. Kostin, V. Ch. Mann, A. Krokhin et al. The Benefits of Ultrasonic Treatment of Molten Metal for Slabs Casting at UC RUSAL Facilities. In book: *Light Metals*, 2018.
13. V.L Popov. Reibung unter Einwirkung von Ultraschall. In Buch: *Kontaktmechanik und Reibung*. 2010.
14. K. Siegert et al. Ultraschallbeeinflusstes Umformen metallischer Werkstoffe. *Maschinenmarkt* 7(2001)22.
15. V.E. Prieb. Einfluss der Ultraschallbehandlung auf die Oberfläche von Gewindeteilen eines Fotoobjektives aus Alu und Messing, Bericht an die Fa. „Ultrasonics Steckmann GmbH“ und an die „Leica Camera AG“, 2001, <http://www.materialforschungsservice-dr-prieb.de/LeikaProjektKfassung.htm>.
16. Fügen von Formteilen und Halbzeugen aus thermoplastischen Kunststoffen mit Ultraschall. Verfahrens-, Konstruktions- und Anwendungsempfehlungen. Ausgabe der Fa. „Ultrasonics Steckmann GmbH“, Grävenwiesbach, 1994.
17. H. Giesekus. Phänomenologische Rheologie: Eine Einführung. Springer 1994, 679 p.
18. D. Grewell et al.: *Plastic and Composite Welding Handbook*, Hanser Publishers, Munich (2003).
19. K.S. Suresh, M. Roop, R. K. Prakasan, R. Rudramoorthy. Modeling of temperature distribution in ultrasonic welding of thermoplastics for various joint designs. *Journal of Materials Processing Technology* 186(2007)138.
20. V. Prieb, H. Steckmann. Thermoelasticity and hysteresis of martensitic transformation in shape memory alloys. I. Hysteresis of the stress-free thermal transformation. *Technical Physics* 41(1996)1132.

21. C.B. G. Brito, J. Teuwen, C.A. Dransfeld, I.F. Villegas. The effects of misaligned adherends on static ultrasonic welding of thermoplastic composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 155(2022)106810.
22. F. Senders, M. van Beurden, G. Palardy. Zero-flow: a novel approach to continuous ultrasonic welding of CF/PPS thermoplastic composite plates. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* 2(2016)3-4.
23. M.S. Blanter, I.S. Golovin, H. Neuhäuser, H.-R. Sinning. Internal friction in metallic materials: a handbook. 1. Auflage. Springer, 2007, 559 p..
24. V. Prieb und H. Steckmann. Strukturelle Aspekte des Metallverbindens, -streckens und -prägens im Ultraschallschweißverfahren, „Ultrasonics Steckmann GmbH“, Bericht 1999. Online im Internet <[http://www.materialforschungsservice-dr-prieb.de/Ultraschallmetallsschweissen\\_De.pdf](http://www.materialforschungsservice-dr-prieb.de/Ultraschallmetallsschweissen_De.pdf)>: Der letzte Abruf 2022.
25. J. Johns, C. DePrisco. The Application of Ultrasonic Energy to Cold Welding of Metals, Research report, Aeroprojects Inc. 1953, n. 53-77.
26. M. Okada, S. Shin, M. Miyagi and H. Matsuda. Joint mechanism of ultrasonic **welding**. *Journal of Japan Institute of Metals*, 4(1962) 250.
27. C. F. Brockelsb. Some Applications of Ultrasonics. *J. Sci. Instrum.*, 40(1963)153.
28. H. P. C. Daniels. Ultrasonic Welding. *Ultrasonics* (1965)190.
29. T. H. Hazlett and S. M. Ambekar. Additional Studies on Interface Temperatures and Bonding Mechanisms of Ultrasonic Welds. *Welding Research Supplement, AWS* (1970)196.
30. H. Kreye. Melting Phenomena in Solid State Welding Processes. *Welding Research Supplement, AWS* (1977)154.
31. K. Graff, *Ultrasonic Metal Welding, New Developments in Advanced Welding*, Cambridge, (1997)241.
32. American Welding Society Handbook, Vol. 2, 8th ed., 1997.
33. T. Watanabe, A. Yanagisawa and S. Sunaga. Auger Electron Spectroscopy Analysis at the Ultrasonically Welded Interface between Alumina and Aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A(2003)1107.

34. E. De Vries, Mechanics and Mechanisms of Ultrasonic Metal Welding, Ph.D. Thesis, Ohio State University, 2004.
35. D. Bakavos and P. B. Pragnell. Mechanism of joint and microstructure formation in high power ultrasonic spot welding 6111 aluminium automotive sheet. Material Science and Engineering A, 527(2010)6320.
36. B. Sanga, R. Wattal, D. S. Nagesh. Mechanism of joint formation and characteristics of interface in ultrasonic welding: Literature review. Periodical of Engineering and Natural Science 6(2018)1.
37. D. Stöckel und H.J. Oberg. Ultraschallschweißen von Kontaktwerkstoffen, Z. f. Werkstofftechnik, 6(1975)4.
38. D. Stöckel. Ultraschallschweißen in der Kontakttechnik, ETZ 101(1980)18.
39. D. Stöckel. Kontaktschweißtechnik. Lagebericht, F+M, 91(1983)6.
40. B. Oertel. AgMeO-Kontakte mit Ultraschall geschweißt, Kontaktverhalten und Schalten, 11. Kontaktseminar vom 25. – 27. Sept. 1991 an der Uni Karlsruhe, VDE-Fachbericht 42, vde-verlag gmbh, Berlin 1991, S. 131-138.
41. Ch. Born, G. Wagner, D. Eifler. Ultrasonically welded aluminium foams / sheet metal – joints. Advanced Engineering Materials, 8(2006)816.
42. H.-D. Golde. Ultraschallmetallschweißen, die Bibliothek der Technik, Band 108, verlag moderne industrie, 1995, 70 S..
43. J. Tsujino, T. Ueoka, I. Watanabe et all. New methods of ultrasonic metal welding, 1993 IEEE Ultrasonics Symposium, 405-410.
44. B. Gonzalez, S. Knecht, H. Handy and J. Ramirez. The effect of ultrasonic frequency on fine pitch aluminium wedge wirebond, 1996 Electronic Components and Technology Conference, 1078-1087.
45. N. Murdeshwar, J.E. Krzanowski. A microstructural study of dislocation substructures formed in metal foil substrates during ultrasonic wire bonding. Metallurgical and Material Transactions A, 28A(1997)2663.
46. V.E. Panin, V.A. Klimenov, V.P. Bezborodov et all. Substructural and phase transformations in ultrasound treatment of a martensitic steel. Physics and Chemistry of Material treatment, 27(1993)593.



47. N. Shen, A. Samanta, H. Ding, W. Cai. Simulating Microstructure Evolution of Ultrasonic Welding of Battery Tabs. *Procedia Manufacturing* 5(2016)399.
48. A. Rusinko, Ali H. Al Hilfi, M. Rusinko. An analytic description of the creep deformation of metals in the ultrasonic field. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, June 2021.
49. M.R. Sriraman, R. Vasudevan. Some aspects of the damage caused in metallic materials by ultrasonic vibrations. *Journal of Materials Processing Technology*, 54(1995)47.
50. G.V. Bushueva, G.M. Zinenkova, V.I. Reshetov, A.A. Khromov. Ultrasound-induced dislocation configuration in CdS crystals. *Physics of the Solid State*, 36(1994)391.
51. J. Tsujino, T. Ueoka, I. Watanabe et al. New methods of ultrasonic metal welding. *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1993, 405-410.
52. J. Tsujino. Recent development of ultrasonic welding. *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1995, 1051-1060.
53. K. Adachi, M. Saito, M. Ikeya and S. Mori. Development of torsional-vibration systems used for high frequency ultrasonic plastic welding. *IEEE Ultrasonics Symposium*, 1995, 1061- 1064.
54. J. Woltersdorf, E. Pippel, E. Roeder et al. Interlayer microstructure and bonding behaviour of ultrasonic-welded aluminium-oxide/aluminium joints. *Physika status solidi A*, 150A(1995)307.
55. H. Czichos. Über den Zusammenhang zwischen Adhäsion und Elektronenstruktur von Metallen bei der Rollreibung im elastischen Bereich. *Doktorarbeit*, TU Berlin, 1968, 81S..
56. V. Prieb and H. Steckmann. Pseudo-Plastic Behaviour of Single-Crystals of Cu-Base Memory Alloys. *J. de Physique IV*, 5(1995)C8-907.
57. H. Steckmann, V.I. Kolomytsev, A.V. Kozlov. Acoustoplastic effect in the shape memory alloy Ni-Ti-Re at the ultrasonic frequency. *Ultrasonics* 2133(1998) 215.
58. J. Tsujino, T. Ueoka, Y. Asada, S. Taniguchi, Y. Iwamura. Measurement of the temperature rise at the welding surface of different metal specimens joined by a 15 kHz ultrasonic butt welding system, „*Jap. J. of Appl. Phys., Part 1*“, 37(1998)2996.

59. B. Tippelt, D. Klimm, P. Paufler. Plastic deformation of GaAs by ultrasonic treatment. *Phil. Mag. A*, 69A(1994)741.
60. M.R. Sriraman, R. Vasudevan. Some aspects of the damage caused in metallic materials by ultrasonic vibrations. *Journal of Materials Processing Technology*, 54(1995)47.
61. M. J. Ablowitz, J. T. Cole, P. Hu, and P. Rosenthal. Peierls-Nabarro barrier effect in non-linear Floquet topological insulators. *Phys. Rev. E* 103, 042214 – Published 27 April 2021.
62. I.V. Ostrovskii, L.P. Steblenko, A.B. Nadtochii. Effect of ultrasonic treatment on the mobility of short dislocations in Si crystals. *Phys. Solid State* **42**(2000)488.
63. D.V. Bachurin, R.T. Murzaev, J.A. Baimova et al. Ultrasound influence on behavior of disordered dislocation systems in a crystal with non-equilibrium grain boundaries. *Letters on Materials*, 6(2016)183.
64. D.V. Bachurin, R. Murzaev, A. Nazarov. Ultrasonic influence on evolution of disordered dislocation structures. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering* 25(2017).
65. D.V. Bachurin, R. Murzaev, A. Nazarov. Relaxation of dislocation structures under ultrasonic influence. *International Journal of Solids and Structures* 156(2019)1.
66. E. Ruzinkó, A. H. Al Hilfi. The Effect of Ultrasound on Strain-hardened Metals. *Acta Polytechnica Hungarica* (2021).
67. A. Rusinko, A. H. Al Hilfi. Ultrasound-assisted creep deformation of metals. *APTEFF*, 52, 1-273 (2021), UDC: 669-1:621.9.048 DOI: <https://doi.org/10.2298/APT2152265R> BIBLID: 1450-7188 (2021) 52, 265-273.
68. A. Rusinko, A. H. Al Hilfi, M. Rusinko. An analytic description of the creep deformation of metals in the ultrasonic field. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, Online First 2021.
69. A. Prabhakara, G. Ch. Vermaa et al. Dislocation density based constitutive model for ultrasonic assisted deformation. *Mechanics Research Communications* 85(2017)76.