

Title	Reibschweißen von Kupfer-Sinterlegierung auf zahgepoltes Kupfer(Physics, Process, Instrument & Measurement)
Author(s)	Aritoshi, Masatoshi; Okita, Kozo; Enjo, Toshio et al.
Citation	Transactions of JWRI. 1989, 18(2), p. 181-188
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/11839
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

Osaka University

Reibschweißen von Kupfer-Sinterlegierung auf zähgepoltes Kupfer†

Masatoshi ARITOSHI*, Kozo OKITA*, Toshio ENJO** and Kenji IKEUCHI***

Zusammenfassung

Eine Kupfer-Wolfram-Sinterlegierung (Cu-W) mit 70 Masseprozent W (Wolframteilchen von etwa $3 \mu\text{m}$ Durchmesser) wurde auf zähgepoltes Kupfer reibgeschweißt. Die Drehzahl für das Schweißen war 40 s^{-1} , die Reibzeit 0.5-2.0 s, der Reibdruck 50 MPa und der Stauchdruck 50-340 MPa. Die Zugfestigkeit der Verbindung nahm mit Erhöhung des Stauchdrucks P_2 zu und näherte sich einem Sättigungswert von 280 MPa bei P_2 über 290 MPa. Bei P_2 unter 250 MPa wurden auf Bruchflächen unverbundene Bereiche beobachtet, die mit Erhöhung von P_2 abnahmen. Bei P_2 über 290 MPa wurden keine unverbundenen Bereiche beobachtet, aber innerhalb von $140 \mu\text{m}$ von der Schweißstelle traten Bürche auf, meist im TPC. Eine Mikrohärteprüfung ergab, daß eine im TPC entstandene Wärmeeinflußzone die geringste Härte in einem Abstand von 0.3 mm von der Schweißstelle hatte. Die Stelle der geringsten Härte fiel nicht mit der Bruchstelle zusammen, was darauf hindeutet, daß die Verminderung der Härte nicht die Ursache für den Bruch im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle war. Im TPC wurde innerhalb von $50 \mu\text{m}$ von der Schweißstelle eine Anzahl von Wolframteilchen beobachtet, die wahrscheinlich durch mechanischen Mischung während der Reibphase aufgenommen wurden. Auf Bruchflächen der TPC-Seite wurden viele Wolframteilchen am Boden von Vertiefungen beobachtet. Aus diesen Resultaten läßt sich schließen, daß die im TPC aufgemischten Wolframteilchen als Rißeinleitungsstelle dienten und verantwortlich waren für den Bruch im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle.

KEY WORDS : (Reibschweißen) (Kupfer-Wolfram-Sinterlegierung) (Kupfer) (Schweißstelle)

1. Einführung

Kupfer-Wolfram-Sinterlegierung (Cu-W), die aus Kupfer mit hoher elektrischer Leitfähigkeit und Wolfram mit großer Härte und hohem Schmelzpunkt besteht, hat einen ausgezeichneten Lichtbogenwiderstand und hohe Verschleißfestigkeit. Cu-W wird im allgemeinen durch Hartlötungen auf zähgepoltes Kupfer (TPC) für elektrische Kontaktteile angewendet, da diese Legierung sehr teuer ist. Die Hartlötverbindung von Cu-W mit TPC hat jedoch eine ziemlich schlechte Bindekraft und ist nicht sehr zuverlässig. Deshalb war es wünschenswert, ein Schweißverfahren zu entwickeln, mit dem man eine gute Verbindung erhält.

Reibschweißen wird in großem Maße zum Verschweißen unterschiedlicher Metallkombinationen angewendet, z.B. zum Schweißen von rostfreiem Stahl auf Kohlenstoffstahl. Darüber hinaus wird behauptet, daß man durch Reibschweißen eine Bindekraft erreicht, die nicht geringer ist als die Festigkeit des Grundmetalls, und eine höhere Zuverlässigkeit als durch Hartlötungen¹⁾. Es liegen jedoch nur wenig Informationen über das Reibschweißen von Sinterlegierungen vor.

In der vorliegenden Arbeit wurden die Bindekraft und

die Mikrostruktur von unter verschiedenen Bedingungen geschweißten Verbindungen untersucht, um die Durchführbarkeit des Reibschweißens von Cu-W auf TPC zu erforschen.

2. Versuchsdurchführung

Die benutzte Cu-W-Legierung wurde hergestellt durch Sinterung von pulverförmigem Wolfram (W), um das poröse Material zu bilden, und anschließende Imprägnierung dieses porösen Materials mit schmelzflüssigem Kupfer. Die Mikrostruktur des Grundmetalls von Cu-W wird in **Abb. 1** gezeigt. Die chemische Zusammensetzung und die mechanischen Eigenschaften des Grundmetalls von Cu-W und von TPC (JIS C1100-H) werden in den **Tabellen 1 und 2** aufgeführt. Die Abmessungen der Probe für das Reibschweißen sind in **Abb. 2** angegeben. Die Länge des vorstehenden Teils der TPC-Probe L wurde je nach der Stauchlänge δ_2 des TPC im Bereich von 15 bis 35 mm verändert, da sich die Stauchlänge des TPC in erheblichem Maße mit den Schweißbedingungen veränderte (siehe **Abb. 7**). Das Reibungsmoment wurde unter Verwendung der in **Abb. 3**²⁾ gezeigten TPC-Probe gemessen. Die Stoßflächen von Cu-W und TPC wurden

† Received on October 31, 1989

* Industrial Research Institute of Hyogo Prefecture

** Professor (deceased)

*** Research Instructor

Transaction of JWRI is published by Welding Research Institute of Osaka University, Ibaraki, Osaka 567, Japan

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften des Cu-W-Grundmetalls.

(W : Cu) (Masse%)	Durchmesser von W (μm)	Mechanische Eigenschaften	
		Zugfestigkeit (MPa)	Knoop- Härtenummer
70 : 30	3	440	232

Tabelle 2 Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften des TPC-Grundmetalls.

Chemische Zusammensetzung (ppm)					Mechanische Eigenschaften	
0	Pb	Fe	S	Cu	Zugfestigkeit (MPa)	Knoop- Härtenummer
370	2	6	5	Bal.	310	120

Tabelle 3 Schweißbedingungen

Reibdruck	P_1	50 MPa
Stauchdruck	P_2	50 340 MPa
Drehzahl	N	40s^{-1}
Reibzeit	t_1	0.5 - 2.0 s
Stauchzeit	t_2	6.0 s

mit einer Drehmaschine geschliffen und mit Azeton entfettet. Das Reibschweißen wurde mit kontinuierlichem Antrieb unter den in **Tabelle 3** aufgeführten Bedingungen durchgeführt. Bei Beginn des Scheißens, als der Reibdruck $P_1 = 50\text{MPa}$ direkt angelegt wurde, erhöhte sich das Reibungsmoment sehr schnell, was zu einer Überlastung der Reibschweißmaschine führte. Um eine solche Überlastung der Maschine zu vermeiden, wurde deshalb vor Beginn des Schweißens zuerst ein vorbereitender Reibdruck $P_0 = 10\text{MPa}$ für eine vorbereitende Reibzeit $t_0 = 2.0\text{s}$ angelegt. Die Bindekraft der Schweißverbindungen wurde nach der Zugfestigkeit beurteilt. Die Abmessungen der Probe für den Zugversuch werden in **Abb. 4** gezeigt. Der Zugversuch wurde mit einer Zuggeschwindigkeit von $17\ \mu\text{m/s}$ durchgeführt. Als Ätzflüssigkeit für die Beobachtung der Mikrostruktur wurde eine Lösung mit einem Massenverhältnis von $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6:\text{KOH}:\text{H}_2\text{O} = 1:1:10$ für die Cu-W-Seite und Kallings Reagens mit einem Massenverhältnis von $\text{CuCl}_2:\text{HCl}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}:\text{H}_2\text{O} = 1:20:20:20$ für die TPC-Seite verwendet.

3. Versuchsergebnisse

3.1 Einfluß der Schweißbedingungen auf Reibungsmoment und Axialverschiebung

Es ist bekannt, daß beim Reibschweißen das Reibung-

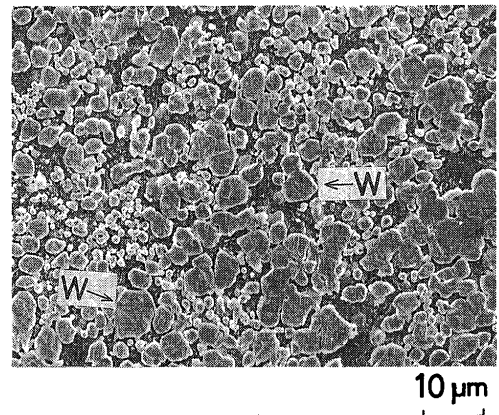


Abb. 1 Mikrostruktur des verwendeten Cu-W-Grundmetalls.

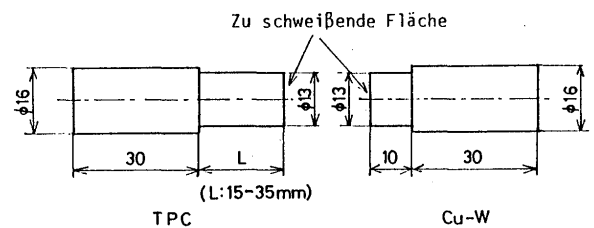


Abb. 2 Abmessungen der Proben für Reibschweißen.

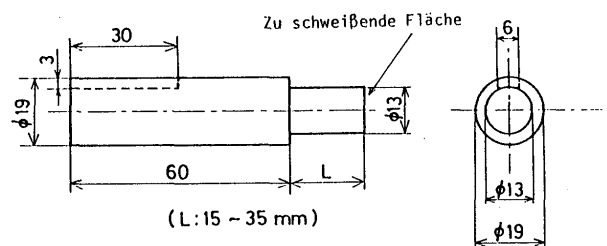


Abb. 3 Abmessungen der TPC-Probe für die Messung des Reibungsmoments.

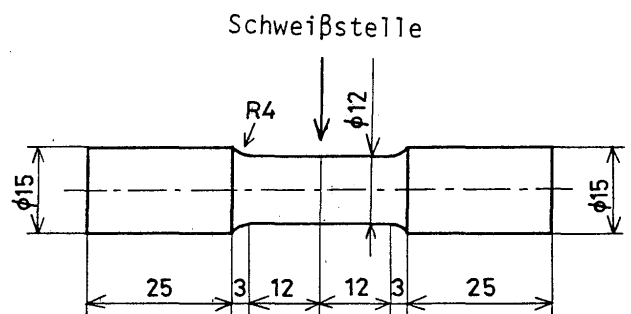


Abb. 4 Abmessungen der probe für den Zugversuch.

smoment und die Axialverschiebung großen Einfluß auf die Verbindungsfestigkeit haben und als Maß für die Beurteilung der Bindekraft verwendet werden können³⁾.

Ein Beispiel für die Veränderung des Reibungsmoments und der Axialverschiebung während des Reibschweißens wird in **Abb. 5** gezeigt. Bei Anlegen von P_1 stieg das Reibungsmoment schnell an, bis es einen quasi

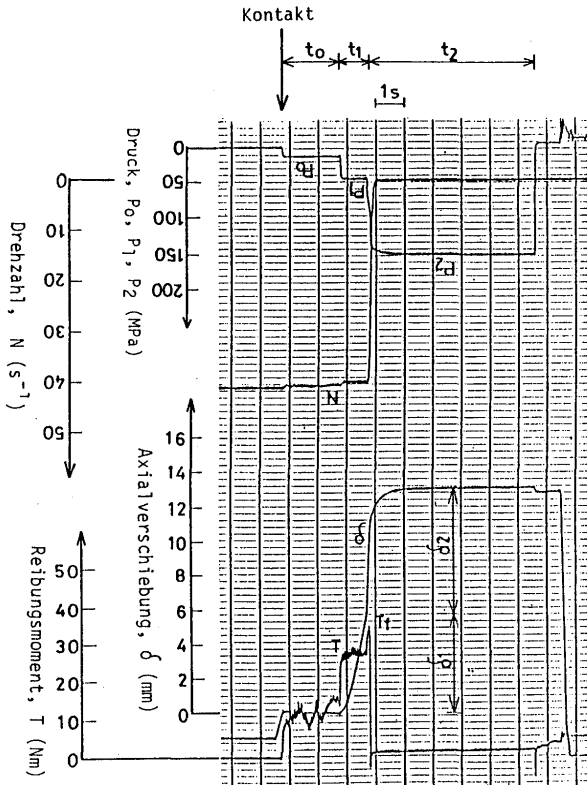


Abb. 5 Oszillogramm der Veränderung des Reibungsmoments und der Axialverschiebung mit der Zeit ($P_0=10\text{MPa}$, $P_1=50\text{MPa}$, $P_2=150\text{MPa}$, $N=40\text{s}^{-1}$, $t_0=2.0\text{s}$, $t_1=1.0\text{s}$, $t_2=6.0\text{s}$).

gleichbleibenden Wert von 27 Nm bei $t_1=1.0\text{s}$ erreichte. Dieses quasi gleichbleibende Drehmoment war viel höher als das unter denselben Schweißbedingungen gemessene Drehmoment der Verbindung von rostfreiem Stahl mit Kohlenstoffstahl. Das quasi gleichbleibende Drehmoment bei Kohlenstoffstahl (JIS S15C) wurde z.B. mit 10 Nm angegeben⁴). Die Axialverschiebung δ_1 erhöhte sich während der Reibphase fast geradlinig auf $\delta_1=5.7\text{mm}$. Am Ende der Reibphase wurde der Stauchdruck P_2 angelegt und gleichzeitig die Rotation gestoppt. In diesem Stadium erhöhte sich das Reibungsmoment (Enddrehmoment T_f) auf 33 Nm, und die Stauchlänge δ_2 auf 7.8 mm.

Wie in Abb. 6 und 7 gezeigt, nahmen T_f und δ_2 fast geradlinig mit Erhöhung von P_2 zu. Abb. 7 zeigt die Stauchlänge der Cu-W-Seite, da das Verhältnis der Stauchlänge der Cu-W-Seite zu δ_2 sehr klein ist. Abb. 8 zeigt die Längsschnitte der mit P_2 von 50, 150 und 340 MPa ($t_1=1.0\text{s}$) geschweißten Verbindungen. Hier ist zu sehen, daß die Stauchlänge der TPC-Seite offenbar größer war als die der Cu-W-Seite. T_f und δ_2 nahmen also mit Erhöhung von P_2 erheblich zu, was darauf hinweist, daß die Zugfestigkeit der Verbindungen in großem Maße von P_2 beeinflusst wurde.

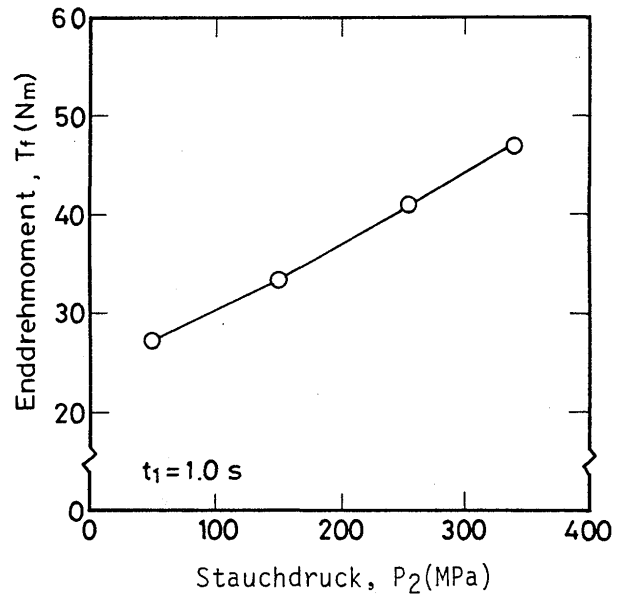


Abb. 6 Stauchdruck im Verhältnis zum Enddrehmoment.

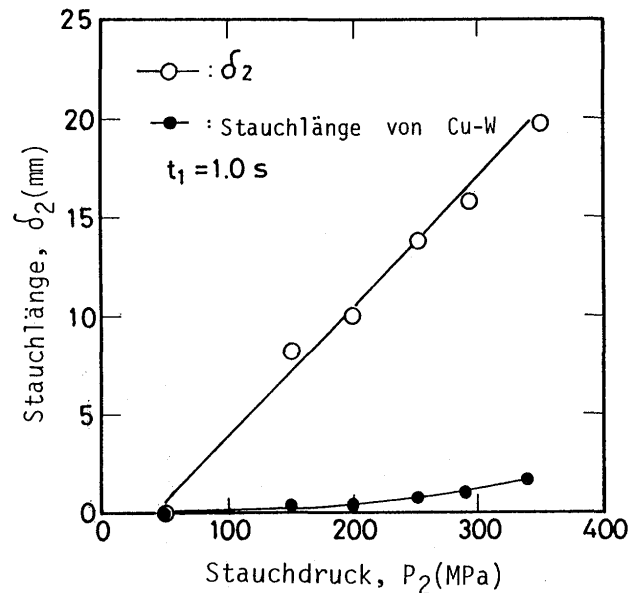


Abb. 7 Stauchdruck im Verhältnis zur Stauchlänge.

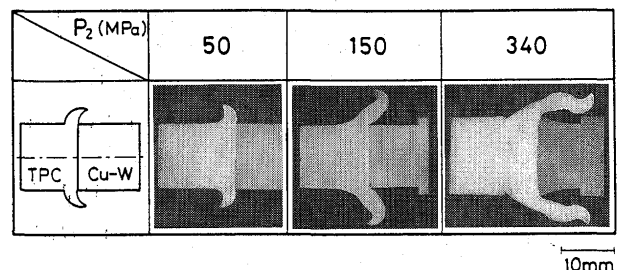


Abb. 8 Längsschnitte der Verbindungen ($t_1=1.0\text{s}$).

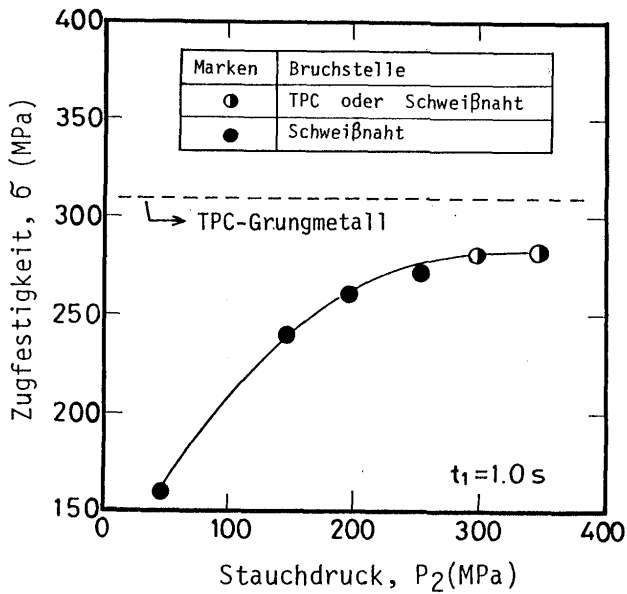


Abb. 9 Stauchdruck im Verhältnis zur Zugfestigkeit der Verbindungen.

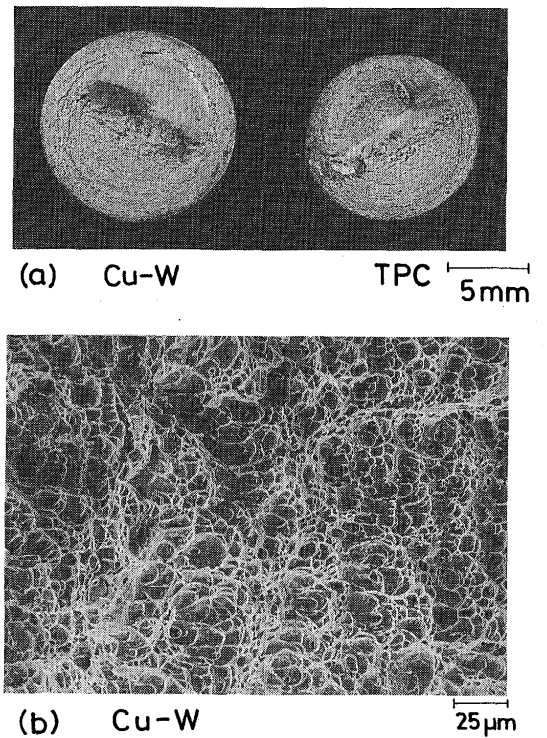


Abb. 11 Makrobild(a) und Mikrobild(b) der Bruchflächen einer Verbindung nach Zugversuch ($P_2 = 340\text{ MPa}$, $t_1 = 1.0\text{ s}$).

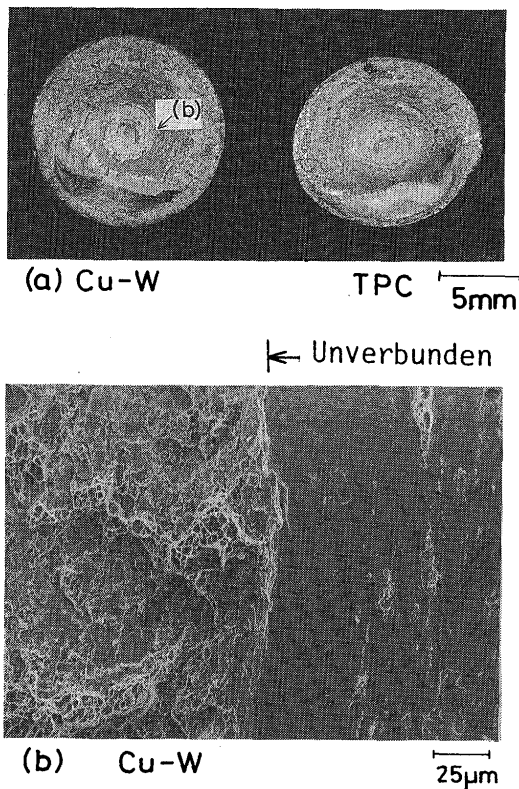


Abb. 10 Makrobild(a) und Mikrobild(b) der Bruchflächen einer Verbindung nach Zugversuch ($P_2 = 150\text{ MPa}$, $t_1 = 1.0\text{ s}$).

3.2 Einfluß der Schweißbedingungen auf die Zugfestigkeit der Verbindung

In Abb. 9 wird der Einfluß des Stauchdrucks P_2 auf die Zugfestigkeit σ der Verbindungen gezeigt. Die durchbrochene Linie in dieser Abbildung zeigt die

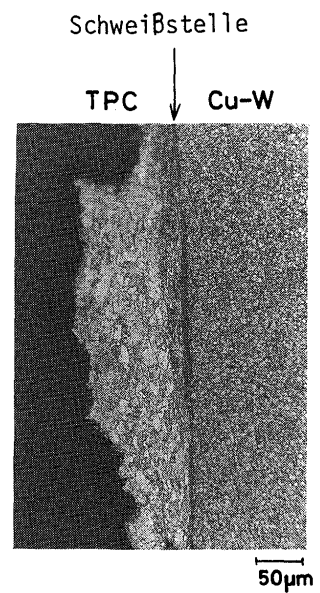


Abb. 12 Mikrostruktur eines Schnitts vertikal zur Bruchfläche einer Verbindung ($P_2 = 340\text{ MPa}$, $t_1 = 1.0\text{ s}$).

Zugfestigkeit des Grundmetalls von TPC. Die Zugfestigkeit σ nahm zu mit Erhöhung von P_2 und erreichte einen Sättigungswert von etwa 280 MPa bei P_2 über 290 MPa. Diese Zugfestigkeit entspricht etwa 90% der des TPC-Grundmetalls. Die Bindekraft σ näherte sich also einem Sättigungswert, der erheblich niedriger war als die Festigkeit des Grundmetalls, während T_f und δ_2 , wie in Abb. 6 und 7 gezeigt, fast geradlinig mit

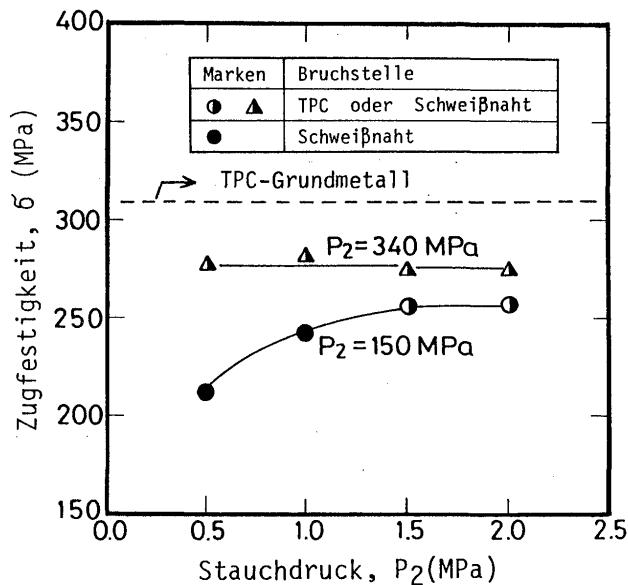


Abb. 13 Reibzeit im Verhältnis zur Zugfestigkeit der Verbindungen.

Erhöhung von P_2 zunehmen. In Abb. 10 werden die Bruchflächen einer mit $P_2 = 150 \text{ MPa}$ geschweißten Verbindung gezeigt. Viele unverbundene Bereiche wurden im Mittelteil der Bruchfläche beobachtet. Im Randteil trat der Bruch bei TPC in etwa 2–3 mm Entfernung von der Schweißstelle auf. Bei $P_2 = 250 \text{ MPa}$ konnten mit einem Rasterelektronenmikroskop ebenfalls unverbundene Bereiche beobachtet werden, diese waren jedoch viel kleiner als bei $P_2 = 150 \text{ MPa}$. Auf der Bruchfläche der mit $P_2 = 340 \text{ MPa}$ hergestellten Verbindung konnten keine unverbundenen Bereiche beobachtet werden (Abb. 11). Doch über 80% des gesamten Bereiches trat ein Bruch im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle auf, d.h. meist in einem Abstand von 40–50 μm von der Schweißstelle und sehr selten in einem Abstand von etwa 140 μm von der Schweißstelle (Abb. 12). So waren bei P_2 über 290 MPa zwar keine unverbundenen Bereiche auf der Bruchfläche zu beobachten, aber die Verbindung war in der Umgebung der Schweißstelle gebrochen.

Um zu untersuchen, ob die Bindekraft durch Verlängerung der Reibzeit t_1 verbessert werden kann, wurde die Zugfestigkeit σ als Funktion der Reibzeit gemessen. Abb. 13 zeigt die Beziehung zwischen t_1 und σ für $P_2 = 150 \text{ MPa}$ und 340 MPa. Bei $P_2 = 150 \text{ MPa}$ nahm die Zugfestigkeit der Verbindung mit Verlängerung von t_1 zu und näherte sich einem Sättigungswert von etwa 260 MPa bei t_1 über 1.5 s. Die Untersuchung der Bruchstelle mit dem Rasterelektronenmikroskop ließ darauf schließen, daß diese Zunahme der Bindekraft bei Verlängerung von t_1 die Folge der Abnahme unverbundener Bereiche war. Andererseits war im Fall von $P_2 = 340 \text{ MPa}$ die Zugfestigkeit der Verbindung fast unabhängig von der

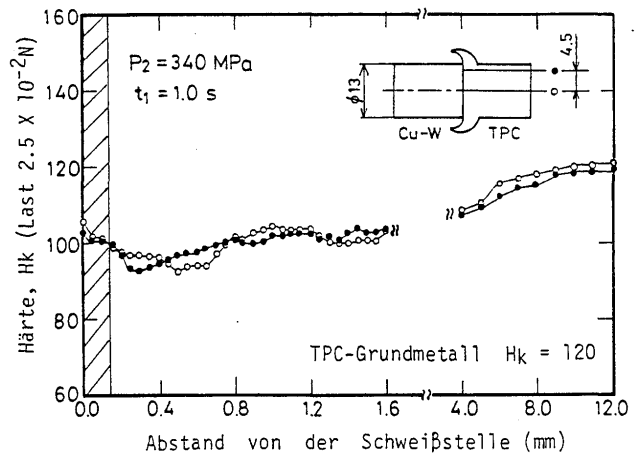


Abb. 14 Verteilungen der Knoop-Härte im TPC.

Reibzeit t_1 im Bereich von 0,5–2,0s, und Brüche in der Verbindung traten meist im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle auf, selbst bei $t_1 = 2,0 \text{ s}$. Aus diesem Grunde kann die Ursache für den Bruch in der Umgebung der Schweißstelle-selbst bei $P_2 = 340 \text{ MPa}$ nicht eine Verkürzung der Reibzeit sein.

Um die Wirkungen des Schweißwärmezyklus auf die mechanischen Eigenschaften von TPC aufzuzeigen, wird in Abb. 14 die Verteilung der Knoop-Härte gezeigt. Der schraffierte Bereich in dieser Abbildung ist der Bereich, in welcher der Bruch der Verbindung auftrat. Es wurde beobachtet, daß sich die Wärmeeinflußzone sowohl im Mittelteil (○) als auch im Randteil (●) auf etwa 10 mm von der Schweißstelle ausdehnte. Die weichsten Bereiche in dieser Wärmeeinflußzone lagen beim Mittelteil innerhalb von 0,4–0,7 mm von der Schweißstelle und beim Randteil innerhalb von 0,3–0,4 mm. Die Stelle des weichsten Bereichs fiel nicht mit der in Abb. 14 gezeigten Bruchstelle zusammen. Das weist darauf hin, daß der Bruch der Verbindung nicht durch die Abnahme der Härte des TPC unmittelbar neben der Schweißstelle verursacht wurde.

3.3 Mikrostruktur der Schweißnaht

Optische Mikrostrukturen der Schweißnaht werden in Abb. 15 gezeigt. Im TPC wurden unmittelbar neben der Schweißstelle sowohl im Mittelteil (Abb. 15(1)) als auch im Randteil (Abb. 15(2)) gleichachsige Körner beobachtet, die viel feiner waren als die des Grundmetalls (Abb. 15 (4)). Diese feinkörnige Mikrostruktur entstand wahrscheinlich durch starke plastische Verformung bei erhöhten Temperaturen während des Reibschweißens⁵⁾. Im Randteil (Abb. 15 (2)), etwa 3 mm von der Schweißstelle entfernt, veränderte sich die Fließrichtung der Mikrostruktur von der Axialrichtung (vertikale Richtung in Abb. 15) zur Radialrichtung. Die Körnergröße im Randteil etwa 3 mm (Abb. 15(3)) von der

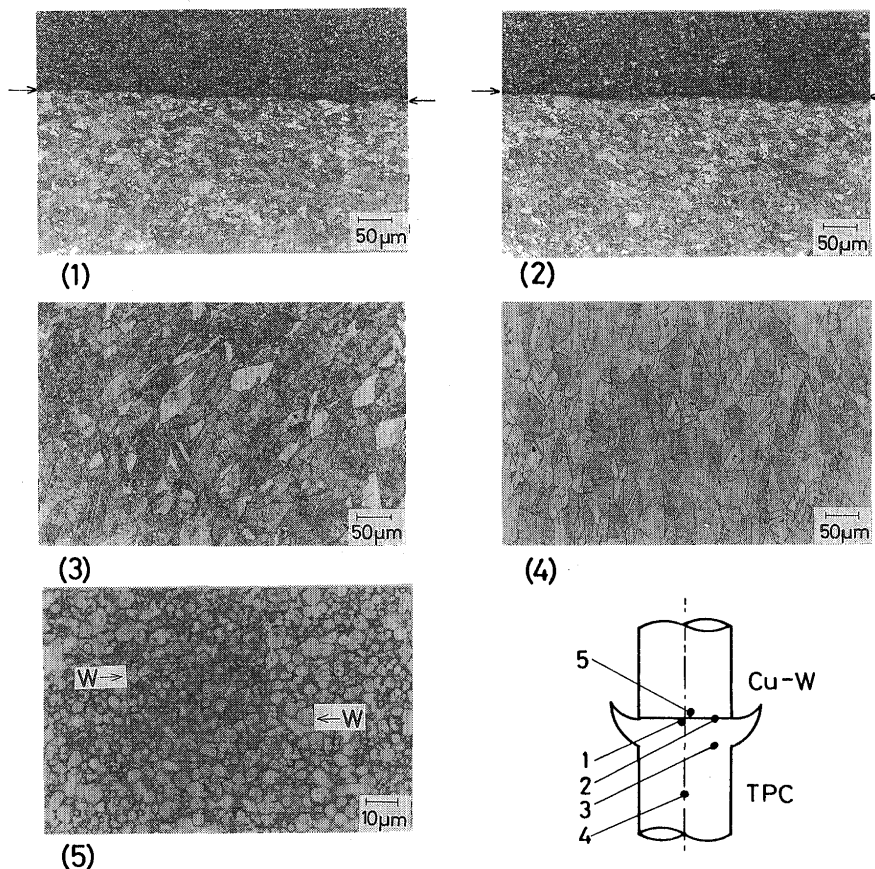


Abb. 14 Mikrostrukturen einer Schweißnaht ($P_2 = 340\text{MPa}$, $t_1 = 1.0\text{s}$).

Schweißstelle entfernt lag zwischen der im Bereich unmittelbar neben der Schweißstelle (Abb. 15(2)) und der des Grundmetalls (Abb. 15(4)). Andererseits war die Mikrostruktur der Cu-W-Legierung im Bereich unmittelbar neben der Schweißstelle (Abb. 15(5)) fast identisch mit der des Grundmetalls (Abb. 1). Im allgemeinen sagt man, daß Metalle mit kleinerer Körnergröße größere Festigkeit haben⁶⁾. Doch die unter derselben Bedingung wie die in Abb. 15 geschweißte Verbindung brach, wie in Abb. 12 gezeigt, in dem Bereich innerhalb $140\ \mu\text{m}$ von der Schweißstelle; d.h. in der Zone, wo die Körner feiner waren als die des Grundmetalls. Das deutet darauf hin, daß die Ursache des Bruchs im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle nicht das durch den Schweißwärmezyklus verursachte Kornwachstum war.

Um zu erklären, warum Verbindungen im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle brachen, wurden Mikrostrukturen der Schweißnaht mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Wie in Abb. 16 gezeigt, waren W-Teilchen im TPC in der Umgebung der Schweißstelle verteilt. Diese Wolframteilchen wurden wahrscheinlich mechanisch während des Reibschweißens aufgemischt. Der Einfluß des Stauchdrucks P_2 auf die Menge der im TPC aufgemischten W-Teilchen wird in

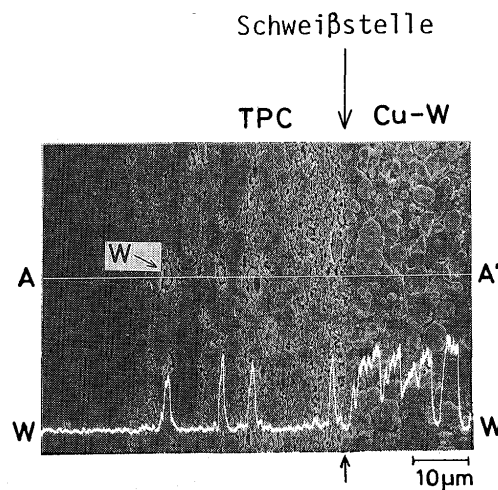


Abb. 16 Rasterelektronen-Mikrobild einer Schweißnaht und Verteilung von W, analysiert mit EDX entlang der Linie A-A' ($P_2 = 340\text{MPa}$, $t_1 = 1.0\text{s}$).

Abb. 17 gezeigt. Bei $P_2 = 50\text{MPa}$ wurden aufgemischte W-Teilchen innerhalb des Bereichs von etwa $150\ \mu\text{m}$ von der Schweißstelle beobachtet, bei $P_2 = 340\text{MPa}$ jedoch nur innerhalb Bereichs von etwa $50\ \mu\text{m}$ von der Schweißstelle. Das deutet darauf hin, daß im TPC während der Reibphase aufgemischte W-Teilchen durch die vom Stauchdruck verursachte plastische Verformung

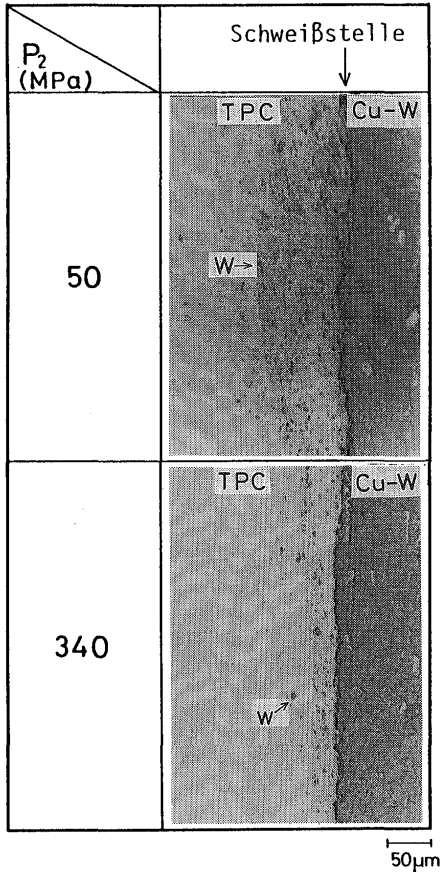


Abb. 17 Einfluß des Stauchdrucks auf die Verteilung von in TPC aufgemischten W-Teilchen ($t_1=1.0s$).

des TPC abgeladen wurden. Infolgedessen nahm die Menge der im TPC aufgemischten W-Teilchen mit Erhöhung von P_2 ab.

Um den Einfluß der im TPC aufgemischten W-Teilchen auf die Zugfestigkeit der Verbindungen zu untersuchen, wurden die Bruchflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop untersucht. Wie in Abb. 18 gezeigt, wurde sowohl im Mittelteil (a) am Boden von Vertiefungen eine Anzahl von W-Teilchen von ein paar μm Durchmesser beobachtet. Das deutet darauf hin, daß W-Teilchen als Rißeinleitungsstelle dienen. Daher kann geschlossen werden, daß im TPC aufgemischte W-Teilchen verantwortlich waren für den Bruch im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle, selbst bei P_2 über 290 MPa. Darüber hinaus wurde die Abnahme der Verbindungsfestigkeit mit einer Verringerung von P_2 wahrscheinlich von einer Erhöhung der Menge der im TPC aufgemischten W-Teilchen sowie von einer Zunahme unverbundener Bereiche verursacht.

Um einen Vergleich mit Cu-W zu haben, wurde Reibschweißen von rostfreiem Stahl (JIS SUS304) auf TPC durchgeführt, das fast dieselben Schweißerscheinungen wie das Reibschweißen von Cu-W auf TPC aufwies, d.h. die Werte von T_f und δ_2 waren beim

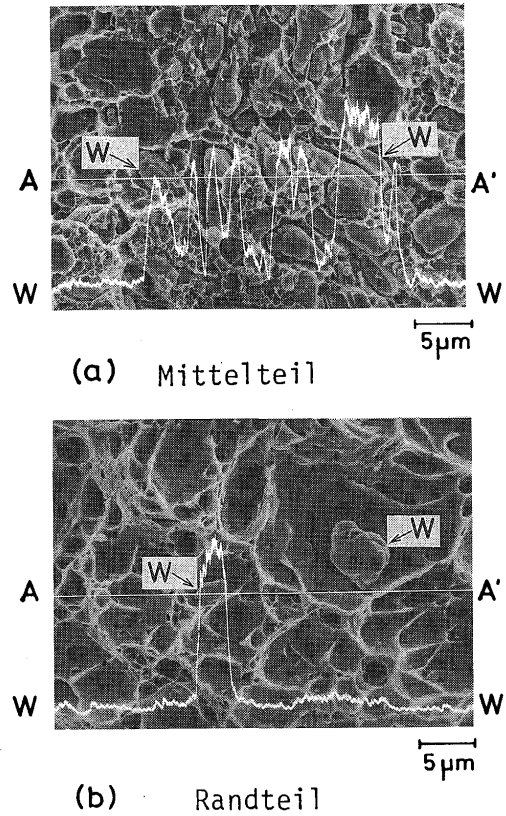


Abb. 18 Rasterelektronen-Mikrobilder einer Bruchfläche auf der TPC-Seite und Verteilung von W. analysiert mit EDX entlang der Linie A-A' ($P_2=340MPa$, $t_1=2.0s$).

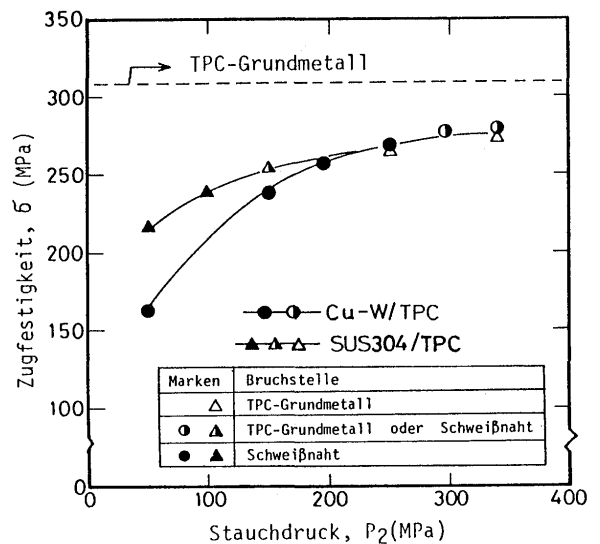


Abb. 19 Stauchdruck im Verhältnis zur Zugfestigkeit für die Verbindungen von Cu-W mit TPC und von SUS304 mit TPC.

Reibschweißen von SUS304 auf TPC und von Cu-W auf TPC unter den gleichen Schweißbedingungen fast gleich (siehe Abb. 6,7). Die Beziehungen zwischen der Zugfestigkeit der verbindungen von SUS304 mit TPC (SUS304/TPC-Verbindungen) und P_2 wird in Abb. 19 gezeigt. Bei P_2 unter 150 MPa wurden auf der

Bruchfläche der SUS304/TPC-Verbindungen unverbundene Bereiche beobachtet wie bei den Verbindungen von Cu-W mit TPC (Cu-W/TPC-Verbindungen). Doch die Zugfestigkeit von SUS304/TPC-Verbindungen war erheblich höher als die von Cu-W/TPC-Verbindungen, wenn P_2 niedriger als 150 MPa war. Der Unterschied in der Zugfestigkeit der Cu-W-Verbindung und der SUS304/TPC-Verbindung lag wahrscheinlich an dem Unterschied im unverbundenen Bereich und am Vorhandensein von im TPC aufgemischten W-Teilchen. Wenn P_2 höher war als 250 MPa, war die Zugfestigkeit der SUS304/TPC-Verbindung fast identisch mit der der Cu-W/TPC-Verbindung. Die erstere brach jedoch im TPC-Grundmetall etwa 5 mm von der Schweißstelle entfernt, während letztere wie oben beschrieben im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle brach. Dieser Unterschied in der Bruchstelle läßt sich mit dem Vorhandensein von im TPC aufgemischten W-Teilchen bei den Cu-W/TPC-Verbindungen erklären.

4. Schlußfolgerungen

Kupfer-Wolfram-Sinterlegierung (Cu-W-Legierung) wurde unter verschiedenen Schweißbedingungen auf zähgepoltes Kupfer (TPC) reibgeschweißt; die Faktoren, welche die Bindekraft beeinflussen, wurden systematisch untersucht. Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefaßt werden:

(1) Die Zugfestigkeit der Verbindungen nahm mit Erhöhung des Stauchdrucks P_2 zu und näherte sich einem Sättigungswert von etwa 280 MPa, wenn P_2 höher als 290 MPa war. Der Sättigungswert war zwar hoch genug für die praktische Verwendung als elektrisches Kontaktteil, aber erheblich niedriger als der des TPC-Grundmetalls.

- (2) Bei P_2 unter 250 MPa wurden unverbundene Bereiche auf den Bruchflächen beobachtet. Der Umfang der unverbundenen Bereiche nahm mit Erhöhung von P_2 ab; bei P_2 über 290 MPa waren keine unverbundenen Bereiche zu beobachten.
- (3) Selbst wenn P_2 höher als 290 MPa war, brachen die Verbindungen nicht im Grundmetall, sondern im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle. Untersuchungen von Bruchflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop zeigten, daß am Boden von Vertiefungen eine Anzahl von W-Teilchen vorhanden waren. Das deutet darauf hin, daß W-Teilchen als Rißeinleitungsstellen dienten. Daraus kann geschlossen werden, daß die bei P_2 über 290 MPa geschweißte Cu-W/TPC-Verbindung im TPC unmittelbar neben der Schweißstelle brach, weil aufgemischte W-Teilchen vorhanden waren. Die Wolframteilchen wurden wahrscheinlich durch mechanische Mischung während der Reibphase im TPC aufgenommen.

References

- 1) Japanischer Reibschweiß-Verband: Masatsu-assetsu, Koronasha, (1978), 7 (auf japanisch).
- 2) K. Okita, M. Aritoshi: Measurement of the Friction Temperature under Steady by Conventional Driving Method, Trans.JWS, 13, 2 (1982), 9.
- 3) P. Drew: friction Welding Analysis and Influence of Parametr, IIW., Doc. J-32-80 (1980).
- 4) Japanischer Reibschweiß-Verband: Masatsu-assetsu, Koronasha, (1978), 30 (auf japanisch).
- 5) I. Masumoto, H. Hira: Fundamental Study of Hot-Heavy-Worked Structure and its Properties of Pure Aluminium by Friction Welding, J.JWS, 48, 11 (1979), 926 (auf japanisch).
- 6) R.W. Cahn: Physical Metallurgy, North-Holland Publishing Co. Ltd., (1965), 767.