



KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH GmbH

Zentralabteilung Allgemeine Technologie

**Versuche zur
Verarbeitung von OFHC-Grade 1 Kupfer
für Beschleunigerzellen**

von

Herbert Haas
Konstantin Delis
Walter Wolf
Klaus Watermeyer

JÜL - 2192
März 1988
ISSN 0366-0885

2000

1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000

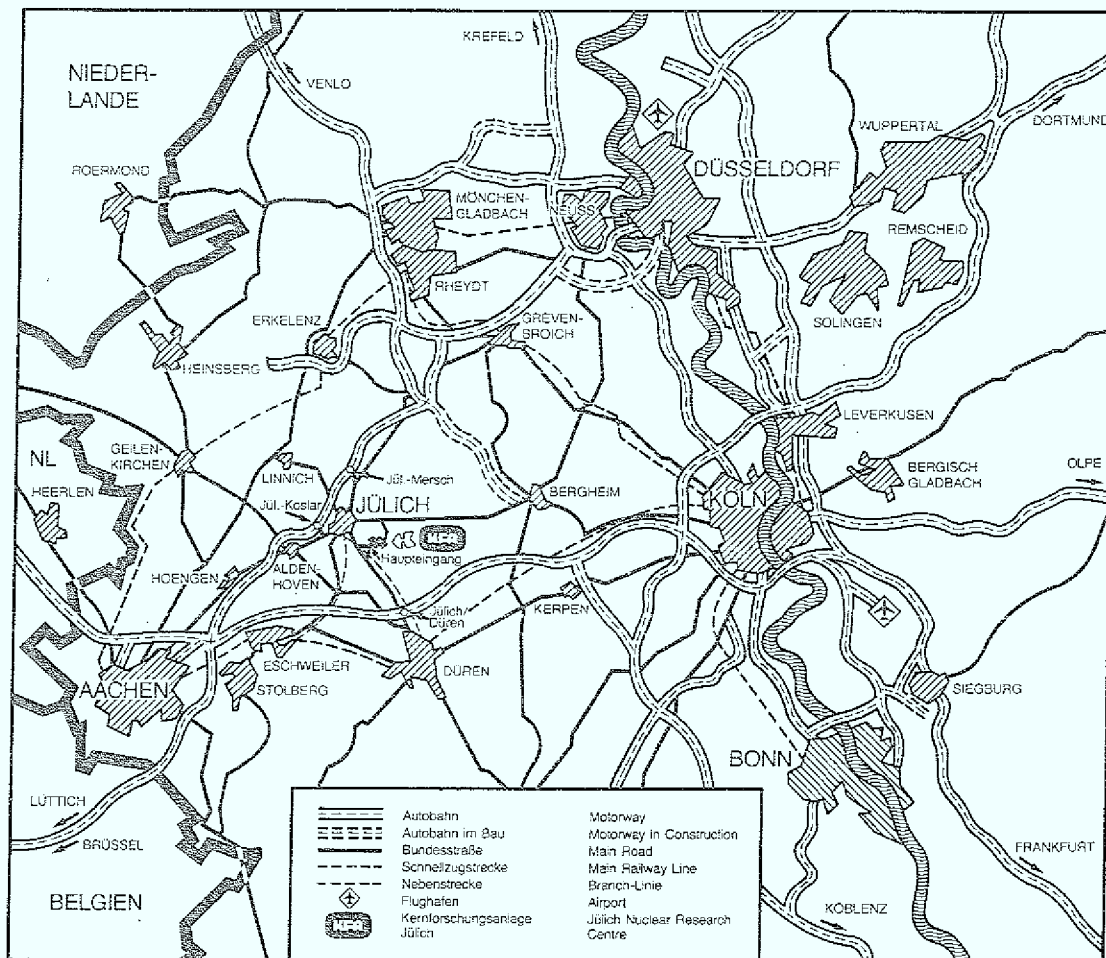
1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000

1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000

1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000

1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000

1000 2000 3000 4000 5000 6000 7000 8000 9000 10000



Als Manuskript gedruckt

Berichte der Kernforschungsanlage Jülich — Nr. 2192

Zentralabteilung Allgemeine Technologie Jül - 2192

Zu beziehen durch: ZENTRALBIBLIOTHEK der Kernforschungsanlage Jülich GmbH

Postfach 1913 · D-5170 Jülich (Bundesrepublik Deutschland)

Telefon: 02461/610 · Telex: 833556-0 kf d



Handwritten text, possibly a signature or a heading.

Handwritten text, possibly a paragraph or a list item.

Handwritten text, possibly a paragraph or a list item.

Handwritten text, possibly a paragraph or a list item.

Versuche zur Verarbeitung von OFHC-Grade 1 Kupfer für Beschleunigerzellen

von

Herbert Haas
Konstantin Delis
Walter Wolf
Klaus Watermeyer

Abstract

Accelerator cavities are manufactured by preference out of very pure copper. The OFHC-quality according to ASTM standard B170, Grade 1, with additional specifications has been selected in order to meet the requirements for the working, manufacturing and service of the cavity.

Starting with ingots made by continuous casting forgings, plates, sheets, rings and tubes have to be worked out in a first step. In a second step these parts have to be machined and welded together.

The procedures of these two steps have been tested on real shapes. As a result of these tests it has been demonstrated that the produced parts conform to the requirements. In addition the effects of varying production parameters could be shown.

Zusammenfassung

Als Werkstoff für Beschleunigerzellen wird vorzugsweise Kupfer in sehr reiner Form verwendet. Dieses Kupfer muß in seinen Eigenschaften der gewünschten Funktion und überdies den Erfordernissen der Verarbeitung und Herstellung genügen. Aufgrund der Überlegungen hierzu ist als Werkstoff OFHC-Kupfer nach ASTM B170, Grade 1, mit zusätzlichen Einschränkungen ausgewählt worden.

Zur Herstellung einer Beschleunigerzelle müssen aus dem Stranggußmaterial in einem ersten Schritt Schmiedestücke, Bleche, Ringe und Rohre geformt werden, die dann in einem zweiten Schritt bearbeitet und zusammengefügt werden. Mit dem Ziel, die Verarbeitungsverfahren für die ausgewählte Materialsorte zu klären, sind Versuche zum Schmieden, Walzen, Schweißen und Polieren durchgeführt worden. Das Ergebnis unserer Versuche besteht zum einen in dem Nachweis, daß die gesuchten Herstellverfahren bei vertretbarem Aufwand Teile liefern, die den gestellten Anforderungen entsprechen. Zum anderen sind Aussagen möglich über den Einfluß und die Auswirkungen der Verfahrensparameter.

Inhaltsübersicht

	<u>Seite</u>
1. Aufbau einer Beschleunigerzelle	1
2. Anforderungen an das Material	2
3. Spezifikation der Kupferqualität	4
4. Versuche zum Schmieden	8
5. Versuche zum Walzen	14
5.1 Bleche	15
5.2 Nahtlose Ringe	18
6. Versuche zur Schweißtechnik	20
6.1 Sprengschweißen	21
6.2 Reibschweißen	23
7. Elektropolieren	24
Schrifttum	26
Tabellen	30
Bilder	36

1. Aufbau einer Beschleunigerzelle

Elektrisch geladene Teilchenströme werden mit Hilfe von Hohlraumresonatoren auf hohe Energien beschleunigt. Da der Hohlraumresonator ein wechselndes elektrisches Feld über den Beschleunigungsspalt aufbaut, werden die Teilchenpulse und der Phasenwinkel des Resonators so aufeinander angepaßt, daß die im Beschleunigungsspalt fliegenden Teilchen stets nur eine beschleunigende Spannung erfahren. Die Umkehr des elektrischen Feldes fällt mit der Lücke im Teilchenstrom zusammen. Die Frequenz, mit der der Resonator betrieben wird, bestimmt die Hauptabmessungen und resultiert aus einer Optimierung, in die alle Parameter des erzeugten Teilchenstromes, wie z.B. Teilchenart, Energiebereich und Stromdichte eingehen.

Der Teilchenstrom wird zur Vermeidung von Kollisionen mit der Luft in einem Rohr, das auf UHV abgepumpt ist, geführt und von Magneten so fokussiert, daß er die Rohrwandung nicht berührt. Demzufolge muß auch der Resonator mit UHV gefahren werden. Bild 1 zeigt als Beispiel einen torusförmigen Resonator zur Beschleunigung von Protonen ab etwa 100 MeV. Der innere Durchmesser dieser Beschleunigerzelle beträgt 1026,5 mm und die maximale Breite des Hohlraumes 481,5 mm. Der Beschleunigungsspalt wird durch die Spitzen der beiden Naben gebildet und ist 180 mm lang. Die maximale Spannung über den Spalt ist mit 1,83 MV festgelegt und das elektrische Feld an der Innenwand des Resonators mit 22,3 MV/m. Wegen der hohen Frequenz wird der Strom auf eine Schicht von wenigen Mikrometern entlang der Innenwand zusammengedrängt.

Mechanisch wird die Beschleunigerzelle an den beiden Naben axial und radial gehalten, so daß die Resonatorschalen als Kompensator zur genauen Justierung der Beschleunigungsspalte gebraucht werden können. Deshalb ist die Wandstärke dieser Schalen mit 5 mm auch sehr dünn ausgelegt worden.

Zur Einkopplung der HF-Leistung, zum Anschluß der Vakuumpumpen und für diagnostische Zwecke werden am Umfang Flansche benö-

tigt, die in einem Flanschring von 10 mm Wanddicke zusammengefaßt sind.

Die geschmiedeten Naben, die gedrückten oder tiefgezogenen Resonatorschalen, der gewalzte Flanschring und die darin eingesetzten Stützen bestehen aus hochreinem Kupfer und werden durch Elektronenstrahlschweißen miteinander verbunden. Die Flansche der eingeschweißten Stützen sind aus einer Kupfer-Zirkon-Legierung gefertigt und mit dem Stützen reibverschweißt.

Die Naben werden auf einer Seite über eine metallgedichtete Flanschverbindung und auf der anderen durch eine Sprengschweißung mit dem Strahlrohr, das aus rostfreiem austenitischem Stahl besteht, gekoppelt.

Wegen der im folgenden Punkt beschriebenen hohen Anforderungen an das Material und die fertigen Beschleunigerzellen sind Versuche durchgeführt worden, in denen die wesentlichen Herstellungsprozeduren daraufhin überprüft worden sind, inwieweit und mit welchem Aufwand die Anforderungen erfüllt werden können.

2. Anforderungen an das Material

Die Anforderungen an den Werkstoff, aus dem eine Beschleunigerzelle hergestellt wird, resultieren unmittelbar aus der beschriebenen Funktion und aus dem geplanten Herstellverfahren. Sie lassen sich in folgenden Stichpunkten zusammenfassen:

. Elektrische Leitfähigkeit:

- Um die ohmschen Verluste und damit die Wärmefreisetzung und die Energiekosten möglichst gering zu halten, wird eine Leitfähigkeit von mehr als 101 % IACS (100 % IACS = 58 MS/m) gefordert.

- Die Länge der Strompfade, die wegen des Skin-Effektes vom Oberflächenprofil bestimmt werden, sollte zur Vermeidung von ohmschen Verlusten der idealen Geometrie nahekomen.

. UHV-Betrieb:

Der Betrieb eines Werkstoffes im Ultrahochvakuum (10^{-8} mbar oder besser) setzt voraus

- ein hohes Maß an Undurchlässigkeit für jegliche Gase,
- eine fehlerfreie Oberfläche ohne Verbindung zu Poren, Rissen oder sonstigen Materialfehlern,
- einen geringen Gehalt an gelösten Gasen,
- einen geringen Gehalt an niedrig schmelzenden und verdampfenden Metallen sowie
- eine Oberflächengeometrie mit geringem Flächeninhalt.

. HF-Betrieb:

Hohe elektrische Feldstärken in Kombination mit hohen Frequenzen bedingen

- Oberflächen mit geringen Steigungen in der geometrischen Kontur zur Vermeidung von Funkenbildung,
- möglichst homogene Materialstrukturen mit möglichst homogenen elektrischen Eigenschaften und
- Materialien, bei denen schadhafte Stellen, die durch einen etwaigen Funkenüberschlag entstehen, nachbearbeitet werden können.

. Herstellung:

Für die Herstellung werden als Eigenschaften benötigt

- Warmformbarkeit,
- hohe Duktilität im kalten Zustand ($\delta \geq 40 \%$),
- Eignung für das Elektronenstrahl-, Reib- und Sprengschweißen,
- Eignung zum Löten,
- Polierfähigkeit der Oberflächen,
- Gleichmäßigkeit der Eigenschaften auch bei großen Werkstücken und bei großen Stückzahlen,
- ausreichende Verfügbarkeit.

. Standardisierung:

Bei der Spezifizierung von Werkstoffen ist es vom Grundsatz her günstig, auf Normen zurückzugreifen oder sich zumindest an diese anzulehnen, da die Normen die sicher erreichbaren technologischen Eigenschaften beschreiben.

Die aufgezählten Anforderungen führen zu massivem Kupfer als Werkstoff mit der Einschränkung, daß nur unlegiertes, hochreines und sauerstofffreies Material in Frage kommt.

3. Spezifikation der Kupferqualität

Die elektrische Leitfähigkeit ist um so größer, je kleiner der Anteil an gelösten Beimengungen und Verunreinigungen ist. Das bezieht sich sowohl auf die üblichen Legierungselemente, wie z.B. Zn, Sn, Al, Ni, Be, Si, als auch auf andere Elemente, wie z.B. P, Fe, As, Sb, Pb, Pd, die teilweise nur in Spuren löslich sind.

Unlösliche Verunreinigungen, wie zum Beispiel Sauerstoff in Form von oxydischen Einschlüssen, behindern den Stromdurchgang nur wenig. Ein geringer Sauerstoffgehalt in üblichen Kupferarten kann je nach dem Anteil an anderen Beimengungen die Leitfähigkeit sogar verbessern, was durch Abbindung eines Teiles dieser Elemente zu erklären ist. In chemisch reinem Kupfer vermindert auch Sauerstoff die Leitfähigkeit. Dabei kann Kupfer bei RT jedoch nur maximal einige ppm (ca. 5) Sauerstoff lösen.

Die oxydischen Einschlüsse haben jedoch einige andere Effekte, die die Verwendung von sauerstoffhaltigem Material stark einschränken:

- . Die Einschlüsse verringern die Duktilität und damit die Möglichkeiten der plastischen Verformung.

- Wegen der raschen Zunahme der Permeation von Wasserstoff in Kupfer bei Temperaturen oberhalb 500 °C besteht die Gefahr, daß dann wenig stabile Oxide von Wasserstoff unter Bildung von H_2O reduziert werden. Der Wasserdampf bleibt an den Korngrenzen eingeschlossen und baut Drücke auf, die zur Zerstörung des Materialgefüges führen können (Wasserstoffkrankheit).

Zu den von Wasserstoff reduzierten Oxiden gehört das überwiegend vorhandene Cu_2O . Zu den nicht reduzierten Oxiden gehört P_2O_5 , so daß Phosphor als Desoxidationsmittel gebraucht werden kann. Aus den genannten Gründen ist sauerstoffhaltiges, nicht desoxidiertes Kupfer mit Verfahren, in denen Wasserstoff auftritt, weder zu löten noch zu schweißen.

- Bei energiereichen Schmelzschweißverfahren, in denen kein Wasserstoff auftritt, kann die Qualität der Schweißnaht auch bei desoxidierten Sorten dadurch leiden, daß sich dann auch die sonst stabilen Oxide zersetzen oder miteinander reagieren. Derartige Reaktionen sind dann mit Schweißbaderuptionen und Porenbildung verbunden, die zwar die Nahtfestigkeit nicht unbedingt vermindern, wohl aber die Tauglichkeit für Hochvakuum einschränken.

Bereits geringe Verunreinigungen durch metallisches Wismut, Antimon und Blei, die im festen Kupfer unlöslich sind, machen das Kupfer rotbrüchig. Das bedeutet, daß es sich dann im Temperaturbereich von 800 °C bis 1000 °C (Rotglut) weder schmieden noch walzen läßt. Deshalb sollte der Gehalt an diesen Elementen so gering wie möglich sein, wenn sie nicht in Form von keramischen Einschlüssen gebunden werden.

Der Vergleich zwischen den Anforderungen nach Punkt 1 und den oben genannten metallurgischen Zusammenhängen ergibt, daß nur sehr reines Kupfer verwendbar ist. Dabei sind zwei Qualitäten zu unterscheiden:

- . 99,99 % Cu nicht desoxidiert. Der Restsauerstoff wird durch Umschmelzen unter Vakuum oder in reduzierender Atmosphäre entzogen (Restsauerstoffgehalt kleiner als 5 - 10 ppm). Diese Kupfersorte ist unter dem Namen OFHC nach ASTM B170, Grade 1, genormt.
- . 99,99 % Cu mit Phosphor desoxidiert. Der Restsauerstoffgehalt wird beim Umschmelzen an Phosphor ($P \leq 40$ ppm) gebunden. Dieses Kupfer wird unter dem Handelsnamen BE-58 Electronic von der Norddeutschen Affinerie in Anlehnung an die ASTM-Norm hergestellt.

Die wesentlichen Unterschiede zwischen den beiden Qualitäten sind nachfolgend aufgelistet:

- . Nach Literatur und Versuchsberichten gas OFHC während der ersten Stunden im Hochvakuum stärker aus als BE-58 Electronic. Die Kurven des Ausgasverhaltens deuten jedoch darauf hin, daß die Unterschiede mit zunehmender Einsatzdauer kleiner werden und daß sich die Verhältnisse je nach Zeitdauer und Temperatur sogar umdrehen können: So wird für Phosphor im unteren Temperaturbereich eine stark dehydrierende Wirkung vermutet, die bei hohen Temperaturen (z.B. 930 °C) nicht mehr feststellbar ist. Der günstige Einfluß des Phosphors auf das Entgasungsverhalten im unteren Temperaturbereich kann sich demnach beim Schweißen nachteilig auswirken, wenn gerade dann Gase freigesetzt werden.
- . Da Phosphor neben Sauerstoff anscheinend auch andere Verunreinigungen bindet, bietet die BE-58 Electronic-Qualität bei der Verarbeitung von Halbzeug größere Sicherheit als die Qualität OFHC.
- . Wie bereits erwähnt, ist die Wahrscheinlichkeit dafür, daß beim EB-Schweißen Porositäten und Kraterbildung auftreten, beim mit Phosphor desoxidierten Material (BE-58 Electronic) größer als beim OFHC-Kupfer. Das bedeutet jedoch nur, daß die Tauglichkeit für HF- oder Hochvakuumanwendungen redu-

ziert sein kann. Es bedeutet nicht, daß die Schweißnähte geringere Festigkeiten aufweisen. In wie weit diese Nachteile der BE-58 Electronic-Qualität durch andere Prozeßführung beim Schweißen (z.B. Pulsschweißung) angeglichen werden können, konnte noch nicht geklärt werden. Für Kaltschweißungen, wie z.B. Explosionsschweißungen, dürften keine Unterschiede in der Eignung zwischen den beiden Qualitäten bestehen.

- . Die garantierte Leitfähigkeit des OFHC-Kupfers liegt bei 101 % IACS, die von BE-58 Electronic bei 100 %.
- . Der geringe Gehalt an Phosphor in der Qualität BE-58 Electronic stört den Aufbau einer durchgehenden, fest haftenden Oxidschicht, die bei einigen Ausführungen von Kupfer-Glas-Verbindungen Voraussetzung ist.
- . Es gibt Anhaltspunkte dafür, daß Phosphor die Bildung von kleinen Korngrößen günstig beeinflusst und die Neigung zur Texturbildung reduziert.
- . Es wird vermutet, daß Phosphor die Diffusion im Kupfer hemmt. Bei den Betriebstemperaturen der Einzelzellen dürfte das jedoch keine große Rolle spielen, da hier die Wasserstoffpermeation durch OFHC-Kupfer sowieso schon ungefähr eine Größenordnung kleiner ist als die durch austenitischen Stahl.
- . Die Korrosionsbeständigkeit von phosphorhaltigem Kupfer ist besser, wobei keine exakten Angaben gemacht werden können.

Zur Auswahl der Kupfersorte müssen die aufgezählten Unterschiede je nach Anwendungsfall gewichtet werden: Für eine EB-geschweißte Konstruktion hat sicherlich die Schweißeignung besonderes Gewicht, so daß hier bei der OFHC-Qualität nach ASTM B170, Grade 1, die besseren Ergebnisse zu erwarten sind. In anderen Anwendungsfällen kann die Wahl sicherlich anders ausfallen.

Außerdem hat das OFHC-Kupfer die höhere Leitfähigkeit, so daß in diesem Falle das OFHC-Kupfer eindeutige Vorteile bietet.

Als Ergänzung zur Norm ASTM B170-82, Grade 1, ist festgelegt worden:

- . Der Gehalt an Sauerstoff beträgt maximal 5 ppm.
- . Der Gehalt an Kohlenstoff ist auf 1 ppm begrenzt.
- . Nicht oder nicht einzeln spezefizierte Verunreinigungen betragen maximal 20 ppm.

Das Strangguß-Vormaterial ist für alle Teile der Beschleunigerzelle nach dieser Spezifikation hergestellt worden. Die Streubreite der vom Hersteller ermittelten chemischen Zusammensetzung, der Leitfähigkeit und der Ergebnisse des Versprödungstests ist in Tabelle 1 zusammengefaßt.

Die Nachmessung der chemischen Zusammensetzung hat die in den Zertifikaten angegebenen Werte im wesentlichen bestätigt. Lediglich beim C-Gehalt sind Werte von im Mittel 8 ppm gefunden worden, wobei der Meßfehler ca. ± 5 ppm beträgt. Der höhere Wert für den C-Gehalt könnte auch darauf zurückzuführen sein, daß die angewandte Meßmethode (Verbrennen im Sauerstoffstrom) nicht nur die festen Kohlenstoffanteile sondern auch die gelösten Anteile an CO- und CO₂-Gas erfaßt.

4. Versuche zum Schmieden

Reine Metalle neigen beim Gießen viel stärker zur Grobkornbildung als Metalle, die keimbildende Beimengungen enthalten. Deshalb sind die stranggegossenen OFHC-Billets auch durch großflächige Stengelkristalle gekennzeichnet, die teilweise von der Außenhaut bis in die Materialmitte reichen.

Die Korngrenzen sind dabei überwiegend radial ausgerichtet, so daß das stranggegossene OFHC-Kupfer sehr empfindlich wird für

tangentiale Zugspannungen und zwar insbesondere im heißen Zustand, weil der Anteil des Korngrenzengleitens an der Gesamtverformung mit der Temperatur zunimmt und weil dem Korngrenzengleiten für die Rißkeimbildung entscheidende Bedeutung zukommt. Die niedrige Duktilität in diesem Zustand resultiert aus dem ungestörten und frühzeitigen Zusammenwachsen der Rißkeime zu interkristallinen Brüchen entlang der ursprünglichen Korngrenzen. Dieser Effekt wird noch verstärkt, wenn die Korngrenzenfestigkeit herabgesetzt wird, zum einen durch die vermehrten Ausscheidungen an den wenigen Korngrenzen des Stranggußmaterials und zum anderen durch Metalle, wie Bi, Sb, Pb (Rotbrüchigkeit).

Diese Eigenschaften des stranggegossenen OFHC-Materials müssen bei allen Verfahren der Warmumformung berücksichtigt werden: Es ist daher zweckmäßig, durch vorsichtiges und langsames Umformen zunächst das Gußgefüge zu zerstören. Erst danach können dem Werkstoff größere Verformungsgrade und Verformungsgeschwindigkeiten zugemutet werden. Bei diesem ersten Schritt ist vor allem darauf zu achten, daß an den Korngrenzen der Stengelkristalle möglichst wenig Zug- und Schubspannungen wirksam werden und daß die Stengelkristalle durch die Wahl einer ausreichend hohen Umformungstemperatur und eine genügend langsame Umformgeschwindigkeit zu einem Gefüge mit feinerem Korn rekristallisieren können.

Die Naben, die durch Schmieden aus dem Stranggußmaterial hergestellt werden müssen, sind in Bild 2 dargestellt. Als Spezifikationen für die Eigenschaften der Schmiedestücke sind vorgesehen:

- In Anlehnung an DIN 17 678, Teil 1, gelten für
 - Brinellhärte
 - Zugfestigkeit
 - 0,2 % Dehngrenze
 - Bruchdehnung

die Mindestwerte, die in Tabelle 1 der Norm für den Werkstoff SE-Cu F20 (2.0070.08) angegeben sind. Diese Werte gelten für alle Richtungen im Material.

- . Die Schmiedestücke sollen frei sein von Poren, Lunkern, Rissen, Dopplungen, Einschlüssen und ähnlichen Defekten (ASTM B170/82), insbesondere an der Fertigteilkontur, die mit Sternchen (*) gekennzeichnet ist, oder dicht darunter. Für Fehler im Material gelten folgende Spezifikationen:
 - In einer Schicht von 5 mm Dicke, gerechnet von der mit Sternchen gekennzeichneten Fertigteilkontur, darf kein Fehler im Schliffbild erkennbar sein.
 - Im übrigen Material gilt:
Ein einzelner Fehler oder die Ersatzfehlergröße hat maximal 30 mm² Volumen und 10 mm² Fläche, unabhängig von der Richtung.
Ein solcher Fehler in einem Würfel von 50 mm Kantenlänge.
- . Da die mit Sternchen gekennzeichneten Konturen die Funktion der Zelle bestimmen, sind die maximalen Korngrößen wie folgt spezifiziert:
 - In einer Schicht von 5 mm Dicke, gerechnet von der mit Sternchen gekennzeichneten Fertigteilkontur, beträgt der mittlere Korndurchmesser maximal 100 µm.
 - Für alle anderen Bereiche der Schmiedestücke ist der mittlere Korndurchmesser auf 500 µm limitiert.

Diese Aufteilung der Korngrößenspezifikation gilt für Teile, die im Gesenk geschmiedet und dadurch der Endform angenähert sind. Wenn die Naben aus freiformgeschmiedeten Zylinderstücken herausgearbeitet werden, muß über den gesamten Querschnitt eine Korngröße von ca. 100 µm erreicht werden.

- . In einem Schmiedestück dürfen die mechanischen Eigenschaften für beliebige Richtungen nur um 10 % variieren. Das gilt auch für den Fall, daß kalt zwischengeschmiedet wird.
- . Für die technischen Lieferbedingungen, das Aufmaß und die Toleranzen gilt die DIN 17678.

Die Schmiedeprozedur wird zum einen von den metallurgischen Gegebenheiten und zum andern von Überlegungen bezüglich Fertigungsmöglichkeiten und Kosten bestimmt.

Die daraus resultierende Prozedur ist durch folgende Arbeitsschritte beschrieben:

- . Die Naben nach Bild 2 werden aus einem zylindrischen Klotz mit den Abmessungen $\varnothing 335 \times 200$ lang herausgearbeitet. Für Prüfw Zwecke ist eine Scheibe von ca. 20 mm Dicke eingeplant, so daß die erforderliche Gesamtdicke des geschmiedeten Rohlings auf ca. 230 mm wächst. Die Masse dieses Rohlings entspricht einem Abschnitt von 340 mm Länge des stranggegossenen Billets von 278 mm Durchmesser.
Diese abgesägten Stranggußteile sind dann auf die Schmiedetemperatur vom 800 - 850 °C aufgeheizt worden.
- . Durch die oben beschriebene Kornstruktur des Stranggußmaterials ist vorgegeben, daß im ersten Schritt langsam und in feinen Stufen in radialer Richtung rundum geschmiedet wird, damit auf keinen Fall tangentielle Zug- und radiale Schubspannungen auftreten. Dies geschieht zweckmäßigerweise unter einer Presse und nicht unter dem Hammer.
Alle Versuche, die Verformungsgeschwindigkeit oder den Verformungsgrad der einzelnen Preßhübe aus Rationalisierungsgründen zu steigern, haben radiale Risse entlang der ursprünglichen Korngrenzen zur Folge gehabt. Das gleiche passierte erwartungsgemäß auch beim Versuch, das Gußgefüge in axialer Richtung zu stauchen oder auch nur zu lochen. Zur Umwandlung des Gußgefüges in ein homogenes Gefüge, das Verformungen nach allen Richtungen erlaubt, ist ein linearer

Verformungsgrad von ca. 1:1,6 (Abmessungen ca. 220 Ø x 540 lang) angewandt worden.

Das Pressen in diesem ersten Schritt nimmt ungewöhnlich viel Zeit in Anspruch, so daß sich die Teile auf eine Temperatur von ca. 650 °C abkühlen.

- . Deshalb sind die Teile danach erneut auf 800 - 850 °C im Ofen aufgeheizt worden.
- . Durch Stauchen und anschließendes Rundschmieden auf Fertigmaß unter dem Hammer sind die Teile auf die Endform von ca. Ø 335 x 230 lang gebracht worden. Die Endtemperatur bei diesem Arbeitsgang hat ebenfalls ca. 650 °C betragen. Dabei ist ein linearer Verformungsgrad von 2,3:1 bezogen auf die Ausgangs- und Endlängen erreicht worden.

Dieser letzte Arbeitsgang könnte auch damit abschließen, daß der ausreichend verformte Kupferklotz in ein Gesenk geschlagen würde, um die Endform der Nabe besser anzunähern und so Material und mechanische Bearbeitung einzusparen. Zusätzlich wäre damit sichergestellt, daß die maßgebliche Innenkontur der Beschleunigerzelle aus oberflächennahen Bereichen des Schmiedeteiles hergestellt wird, so daß die Wahrscheinlichkeit für Materialfehler minimiert wäre. Aus Kostengründen ist hier auf diesen zusätzlichen Vorgang verzichtet worden, da auch keine wesentlichen Änderungen im Gefügebau zu erwarten sind.

Als Vorversuch sind für zwei Naben die Schmiedeteile in Anlehnung an die beschriebene Schrittfolge hergestellt worden: Ein bereits rundgeschmiedetes und gestauchtes Teil ist hierzu ein zweites Mal aufgewärmt und anschließend nochmals rundgeschmiedet und gestaucht worden. Vor dem zweiten Aufwärmen sind aus einer abgeschnittenen Scheibe Proben entnommen worden, deren Schliffbilder in den Bildern 3 und 4 den Gefügebildern der fertigen Teile gegenübergestellt sind. Aus den ausgebohrten Kernen der fertigen Schmiedestücke sind zusätzlich Zugproben (B 10 x 50 DIN 50125) herausgearbeitet und gezogen worden.

Tabelle 2 zeigt die dabei ermittelten Kernwerte, die bezüglich der Streckgrenzen zu hoch liegen, was auf eine zu niedrige Schmiedeendtemperatur hindeutet. Deshalb ist auch die Schmiedeendtemperatur für die nachfolgenden 8 Schmiedestücke, die entsprechen der oben beschriebenen Schrittfolge hergestellt worden sind, auf ca. 650 °C festgelegt worden. Von diesen 8 Schmiedestücken sind zwei näher untersucht worden:

An beiden Schmiedeteilen ist jeweils eine Scheibe abgeschnitten worden, aus denen sowohl die Schliffe als auch die Zugproben stammen. Bild 5 zeigt das Gefüge in der Randzone und in der Mitte und zwar im Radial- und im Querschliff. In Bild 6 ist als Vergleich das Gefüge eines Schmiedstückes dargestellt, das zwar nach derselben Schrittfolge hergestellt ist, aber nicht als ein stranggegossenes Billet-Material sondern als ein vorgepreßtes Teil, dessen Gefüge Bild 7 zeigt, am Beginn der Schmiedeprozedur eingesetzt worden ist.

Die Versuche an den Zugproben, die radial an zwei um 90° versetzten Positionen aus der Scheibe ausgeschnitten worden sind, haben die gewünschten Festigkeitswerte (vergl. Tabelle 2) ergeben.

Die Schmiedeteile, die in den Bildern 3 und 4 dargestellt worden sind, zeigen eine feinere Kornstruktur als die Schmiedestücke, die in Bild 5 und 6 gezeigt sind. Das dürfte im wesentlichen durch die auf 650 °C erhöhte Schmiedeendtemperatur bei beiden Schmiedeschritten bedingt sein. Ein feineres Korn bei gleichen Festigkeitswerten sollte noch erreichbar sein, wenn beim ersten Schritt die Schmiedeendtemperatur auf ca. 500 °C und beim zweiten auf ca. 600 °C gesenkt wird. Die Versuche hierzu sind jedoch wegen des Aufwandes nicht mehr durchgeführt worden. Ein gleicher Effekt dürfte durch kaltes Zwischenschmieden erreicht werden.

Die Ergebnisse der durchgeführten Versuche zum Schmieden von OFHC-Grade 1-Kupfer lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- . Die Naben lassen sich in der verlangten Form poren-, riß- und fehlerfrei aus Stranggußmaterial von 278 mm Ø herstellen. Dabei kann dieses Ergebnis jedoch nicht ohne weiteres auf größere Stückgewichte extrapoliert werden, solange der Fertigteildurchmesser gleich bleibt oder sogar größer wird, weil der erste Schmiedeschritt stets mit einer Verringerung des Durchmessers und einer Vergrößerung der durch das Stückgewicht vorgegebenen Länge verbunden ist und weil deshalb beim anschließenden Stauchen Probleme bezüglich Knicken auftreten können. Größere Stückgewichte verlangen demnach unter Umständen auch größere Dicken des Ausgangsmaterials.
- . Es ist mit den üblichen Fertigungseinrichtungen und mit vertretbarem Aufwand möglich, für die mittlere Korngröße Werte im Bereich von 0,1 mm über das gesamte Schmiedeteil zu erreichen.
- . Die vorgegebenen technologischen Werte (Zustand F20) können dabei eingehalten werden.

5. Versuche zum Walzen

Beim Walzen wird ebenso wie beim Schmieden von stranggegossenem Material ausgegangen. Deshalb gelten auch die gleichen metallurgischen Gesetzmäßigkeiten. Das bedeutet, daß zuerst das Gußgefüge zerstört werden muß und daß dabei die Zug- und Schubspannungen an den Korngrenzen der Stengelkristalle klein gehalten werden müssen. Deshalb wird bevorzugt Billet-Material mit rechteckigem Querschnitt so eingesetzt, daß die Walzen in Richtung der größten Ausdehnung der Stengelkristalle drücken. Nach der Umwandlung des Gußgefüges kann das Material aufgrund der dann gegebenen Duktilität nach allen bekannten Verfahren gewalzt werden. Von diesen Verfahren ist insbesondere das Kaltwalzen von Bedeutung, wenn saubere und glatte Oberflächen, eine feine Kornstruktur, genaue Maße oder bestimmte Festigkeiten verlangt werden. An das Kaltwalzen schließt sich eine

Glühprozedur an, um das Verformungsgefüge zu normalisieren. Wegen der hohen Ansprüche an die Oberflächengüte und an die Sauberkeit muß in Schutzgas oder Vakuum geglüht werden. Nachfolgend sind die Untersuchungsergebnisse an Blechen und Ringen zusammengestellt, die nach verschiedenen Methoden hergestellt worden sind.

5.1 Bleche

Es sind drei verschiedene Blecharten beschafft worden:

- . 1000 x 2000 x 2 mm, 5 mm und 10 mm dick
nach Firmenspezifikation (ASTM-C 10100) für allgemeine Anwendungen und Versuchszwecke.
- . Bleche 1000 x 2000 x 10 dick
nach KFA-ZAT-Spezifikation für den Flanschring der Beschleunigerzelle.
- . Bleche 5 x 1300 mm Ø
nach KFA-ZAT-Spezifikation für die Resonatorschalen.

Der für die erste Blechserie (1000 x 2000 x 2 mm, 5 mm und 10 mm dick) verarbeitete Werkstoff entspricht der Werksnorm, die bis auf den reduzierten Sauerstoffgehalt von 5 ppm der ASTM-Norm B170-82, Gerade 1, entspricht. Der nachgemessene Gehalt an Verunreinigungen liegt nur unwesentlich über den Werten der Tabelle 1.

Als technologische Eigenschaften sind spezifiziert:

- . Die letzte Verformung erfolgt durch Kaltwalzen, um saubere Oberflächen und eine feine Kornstruktur zu erhalten.
- . Die Härte beträgt 60 HV 0,2 $\pm$ 5.

Bild 8 zeigt das Gefüge eines 2 mm-Blechtes, Bild 9 gilt für ein 5 mm-Blech und Bild 10 für die Dicke 10 mm. Dabei fällt auf, daß das Schliffbild des 5 mm-Blechtes eine Verformungs-

struktur zeigt, die darauf schließen läßt, daß die Glühbehandlung nach der letzten Verformung entweder ausgelassen oder bei zu niedrigen Temperaturen und nicht lange genug erfolgt ist. Die gemessenen technologischen Werte, die in Tabelle 3 zusammengestellt sind, lassen für das untersuchte 5 mm Blech den gleichen Schluß zu.

Diese Ergebnisse bedeuten, daß für Anwendungen, die eine hohe und vor allem gleichbleibende Qualität verlangen, eine einfache Bestellung mit globalem Zertifikat nicht ausreicht, da mit Qualitätsschwankungen gerechnet werden muß. Es erscheint in einem solchen Fall vielmehr notwendig, an jedem Blech zumindest eine Minimalprüfung, wie z.B. Härtemessung oder Schliffbild, durchzuführen.

Für das stranggegossene Ausgangsmaterial der zweiten Blechserie (1000 x 2000 x 10 dick) gelten die Spezifikationen entsprechend Punkt 3.

Die mechanischen und metallurgischen Eigenschaften sind wie folgt spezifiziert:

- Für die Bleche sind die Richtlinien und Werte aus dem VdTÜV-Werkstoffblatt 410/12.80 verbindlich, die für den Werkstoff SF-Cu im Zustand F20 angegeben sind.

Als Maximalwerte für R_m und $R_{p0,2}$ gelten die Angaben aus DIN 17670, Teil 1, die sich auf den Werkstoff SF-Cu F20 beziehen.

- Der mittlere Korndurchmesser ist auf maximal 35 μ limitiert.
- In einer Blechtafel dürfen die mechanischen Eigenschaften für alle Richtungen in der Blechebene nur um 10 % variieren.
- Für die Oberflächenrauigkeit gilt

$$\begin{aligned} R_a &\leq 1 \mu\text{m} \\ R_{\text{max}} &\leq 10 \mu\text{m}. \end{aligned}$$

Durch eine einfache Härtemessung können die Bleche herausgefunden werden, die mit ziemlicher Sicherheit nicht den Spezifikationen bezüglich der mechanischen Eigenschaften entsprechen. Das konnte auch an dieser Blechserie gezeigt werden. Da die Bleche aus derselben Produktionsanlage wie die vorher beschriebenen hergestellt worden sind, haben die Oberflächen auch eine vergleichbare Qualität.

Die gemessenen Festigkeitswerte und die mittlere Korngröße sind in Tabelle 4 aufgelistet.

Der wesentliche Unterschied der Blechlieferung nach KFA-ZAT-Spezifikation in Vergleich zur Blechlieferung nach Herstellerspezifikation liegt in der Auswahl des Vormaterials und im Nachweis der Eigenschaften. Bessere mechanische Eigenschaften sind naturgemäß nicht zu erwarten.

Die Beschaffung von Blechen mit einem Durchmesser oder einer Breite von 1300 mm bereitet dadurch Schwierigkeiten, daß in Europa keine ausreichend genauen Gerüste für das Kaltwalzen von so breiten Kupferblechen verfügbar sind. Es existieren zwar Bandstraßen für Kupfer in dieser Breite, aber die einzusetzende Menge beträgt 50 - 100 to und die Dicke liegt bei 5 mm schon an der Grenze der Leistungsfähigkeit der Bandstraßen.

Für eine geringe Blechmenge dieser Dimensionen muß deshalb auf folgende Alternativen ausgewichen werden:

- . Kaltwalzen auf einem Vorwalzgerüst. Dabei wird die verlangte Oberflächengüte durch mechanische Bearbeitung im Anschluß daran erzeugt.
- . Kaltwalzen zwischen zwei Stahlblechen mit polierten Oberflächen auf einem Vorwalzgerüst.
- . Kaltwalzen mit reduziertem Verformungsgrad auf einem Walzgerüst für Al-Legierungen.

Die beschafften 1300 mm-Bleche, die in gleicher Weise spezifiziert sind wie die oben beschriebenen 10 mm-Bleche der zweiten Serie, sind nach dem zuletzt genannten Verfahren hergestellt worden. In Tabelle 5 sind die einzelnen Schritte der Herstellung aufgelistet. Diese Prozedur unterscheidet sich von der Herstellprozedur der 1000 mm breiten Bleche im wesentlichen in drei Punkten: Zum einen ist, bedingt durch das schwächere Walzgerüst, der Grad der Kaltverformung und zum andern die Glüh-temperatur nach dem Kaltwalzen niedriger gewählt worden. Zudem sind die Bleche im warmen und im kalten Zustand kreuzweise gewalzt worden, was auf einer Walzstraße nicht möglich ist.

Die gemessenen technologischen Werte sind in Tabelle 6 zusammengefaßt und Bild 11 beschreibt das Gefüge im Längs- und Querschnitt. Der Vergleich zu den Blechen nach Tabelle 3 zeigt die Folgen der niedrigen Glüh-temperatur: höhere Härte, geringere Bruchdehnung und ein feineres Korn. Inwieweit das feinere Korn mit dem kreuzweisen Walzen zusammenhängt, ist nicht untersucht worden. Wie erwartet, verursacht die Überbreite der Bleche keine Probleme bezüglich der Materialeigenschaften, wohl aber bei der Oberflächengüte und bei den Maßtoleranzen und hier insbesondere bei der Dickentoleranz. Dies ist bei der Weiterverarbeitung der Bleche zu berücksichtigen.

5.2 Nahtlose Ringe

Der Flanschring der Beschleunigerzelle (vergl. Bild 1) kann aus 10 mm dicken Blechstreifen zusammengeschweißt oder aber aus einem nahtlosen Ring herausgearbeitet werden.

Beim zuerst genannten Verfahren müssen die Bleche sehr genau zugeschnitten, gebogen, mit reproduzierbarem Schrumpfmaß geschweißt und nachgewalzt werden, damit die erforderliche Maßgenauigkeit erreicht wird. Zudem ergeben sich bei einer solchen Konstruktion T-Schweißnahtstöße mit Stellen von doppelt aufgeschmolzenem Gefüge, deren Verhalten bei OFHC-Kupfer exakt untersucht werden muß.

Deshalb erscheint es günstiger, den Flanschring nahtlos herzustellen. Bei dem großen Durchmesser und der vergleichsweise dünnen Wandstärke bietet sich hierfür das Ringwalzen an, wie es aus der Stahlindustrie bekannt ist. Bei diesem Verfahren wird ein dickwandiger Ring zwischen zwei Walzen radial und axial gedrückt, so daß sich die Wandstärke verringert und der Durchmesser vergrößert. Wie bei allen Walzverfahren ist eine Ausdehnung quer zur Walzrichtung ohne Materialfehler kaum zu erzeugen. Die ersten Versuche haben gezeigt, daß die Kupferringe nur dann in die benötigte Form gewalzt werden können, wenn auch axial gestaucht wird. Dabei ist allerdings darauf zu achten, daß bis zur Zerstörung des Gußgefüges nur radial gedrückt wird. Wegen der hohen Wärmeleitfähigkeit des Kupfers ist es zweckmäßig, den Dorn der Ringwalzmaschine vorzuwärmen.

Als Beispiele für das Ringwalzen von Kupfer werden 3 Versuche vorgestellt:

- . Warmwalzen, ausgehend von Stranggußmaterial,
- . Warmwalzen, ausgehend von geschmiedetem Material,
- . Warmwalzen, ausgehend von Stranggußmaterial, mit anschließendem Kaltwalzen und Glühen.

In Tabelle 7 sind die Ausgangs- und Endgeometrien sowie einige Daten zur Prozedur aufgelistet. Die beschriebenen Versuche sind nicht als Ergebnis einer Optimierung zu verstehen, sondern nur als realisierte Beispiele, an denen die Leistungsfähigkeit dieses Fertigungsverfahrens erprobt worden ist.

Die Bilder 12, 13 und 14 zeigen die Gefüge der gewalzten Ringe in der oben genannten Reihenfolge. Die nur warmgewalzten Ringe (Bilder 12, 13) haben auch ein Gefüge, das typisch für ein warmgeformtes OFHC-Kupfer ist. Als Vergleich sei auf die Gefügaufnahmen der Schmiedeprozedur (Bilder 3, 4, 5, 6) verwiesen. Dabei ist kein Unterschied zu erkennen, wenn statt des Stranggußmaterials geschmiedetes Material eingesetzt wird.

Das zusätzlich kaltverformte und geglühte Material ist durchaus mit den Gefügen der kaltgewalzten Bleche (Bilder 8 bis 11) zu vergleichen. Aufgrund des Aufbaues der Ringwalzmaschinen und wegen der zunehmenden Ovalitäten bei sehr kleinen Wandstärken, müssen die Ringe in jedem Falle mechanisch bearbeitet und eventuell gerichtet werden.

Auf diese Weise lassen sich nahtlose Ringe aus OFHC-Kupfer in den benötigten Dimensionen und in der verlangten Qualität ohne besonderen Aufwand herstellen.

6. Versuche zur Schweißtechnik

Zur Herstellung der Beschleunigerzelle werden drei verschiedene Schweißverfahren angewandt:

- . Elektronenstrahlschweißen,
- . Sprengschweißen,
- . Reibschweißen.

Über die im Rahmen dieser Arbeiten gemachten Versuche zum Elektronenstrahlschweißen von OFHC-Kupfer wird auf den DVS-Berichte Band 106 verwiesen /21/. Aus den dort beschriebenen Versuchen leitet sich als Ergebnis ab:

/21/ Elektronenstrahlschweißen von Beschleunigerzellen aus hochreinem Kupfer
K. Delis, H. Haas, P. Schlebusch und E. Sigismund
DVS-Berichte Band 106, 1986

- . Das ausgesuchte Material ist für das Elektronenstrahlschweißen geeignet.
- . Die Oberflächenqualität der Wurzel an durchgeschweißten Nähten ist als Innenoberfläche einer Beschleunigerzelle nicht ausreichend. Die Wurzel muß entweder durch eine von innen gelegte Kosmetiknaht überdeckt oder mechanisch geglättet werden.
- . Die besten Oberflächenqualitäten werden erreicht, wenn von innen nur eine Dichtnaht gelegt wird.
- . In jeder Schweißnaht muß mit einigen wenigen Mikroporen gerechnet werden, die aber nicht in der Nähe der Oberfläche liegen und auch nicht zusammenhängende Nester bilden.
- . Da es sich um ein maschinelles Schweißverfahren handelt, müssen die Vorrichtungen und Probestücke in Ausführung und Toleranz den geforderten Nahtqualitäten entsprechen. Das gilt auch für Versuchsschweißungen.
- . Durch das Elektronenstrahlschweißen werden die vorgegebenen metallurgischen Eigenschaften des Kupfers, wie z.B. die Korngröße, und die mechanischen Toleranzen nur lokal und auch das nur in geringem Maße beeinträchtigt.

6.1 Sprengschweißen

Wegen des beengten Raumes in Strahlrichtung eines Beschleunigers wird das Strahlrohr aus austenitischem Stahl über eine Sprengschweißung mit der Nabe der Beschleunigerzelle (Bild 1) verbunden. Desweiteren ist vorgesehen, den Kühlmantel durch ein Kupferblech zu realisieren, das punktweise mit der Resonatorschale sprengverschweißt ist.

Um die Eignung dieser Verbindungstechnik für eine Beschleunigerzelle zu prüfen, sind Versuche zu den folgenden Bauteilen /24/ durchgeführt worden:

- . Herstellung von Kühlmänteln durch Aufpunkten eines Kupferbleches.
- . Herstellung einer Nabe mit eingelegten Stahlrohren und sprengverbundenem Abdeckblech aus Kupfer.
- . Sprengschweißen von austenitischen Rohren in Kupferbohrungen.

Da für das Sprengschweißen die Reinheit des Materials nicht als wesentlich angesehen worden ist, sind diese Versuche wegen der einfacheren Materialbeschaffung an SF-Cu durchgeführt worden.

Für einen ersten Versuch ist der Kühlmantel der Zelle durch ein Blech mit ca. 800 mm Kantenlänge ersetzt worden (Bild 15), auf das ein Blech von ca. 0,5 mm Dicke durch Sprengen aufgepunktet worden ist. Am Rande sind die beiden Bleche durch eine dicke Sprengliniennaht miteinander verbunden. Bild 16 zeigt einen Ausschnitt aus der hergestellten Platte und einen Schliff durch einen sprenggeschweißten Punkt. Die an dieser Platte durchgeführten Festigkeits-, Druck- und Dichtigkeitsprüfungen haben keine Fehler ergeben.

Zu jeder Beschleunigerzelle gehören zwei Naben, an denen beim Betrieb eine erhebliche Wärmeleistung frei wird. Zur Abfuhr dieser Wärme wird eine Kühlung benötigt, die am besten wirkt, wenn sie in der Nabe integriert ist. Der Werdegang einer solchen Nabe, in der eine Kühlschlange liegt, ist in Bild 17 dargestellt:

In einem geschmiedeten und vorgedrehten Kupferklotz werden Nuten für die Kühlschlange eingearbeitet. Nach dem Einlegen der Kühlschlange aus austenitischem Stahl wird ein 3 mm dicker gedrückter Kupfermantel aufgelegt, der dann durch Sprengen mit dem Schmiedestück verbunden wird. Bei diesem Arbeitsgang wird auch die Kühlschlange mit dem umgebenden Kupfer verschweißt. Dieser Versuch hat gezeigt, daß Naben auf diese Weise hergestellt werden können. Der Aufwand ist jedoch so groß, daß das Herstellungsverfahren zumindest für kleine Stückzahlen unattraktiv sein dürfte.

Die Verbindung aus rostfreiem Stahl und Kupfer ist für viele Stellen interessant, besonders aber für den Anschluß des austenitischen Strahlrohres in der Bohrung der Kupfernabe. Für diese Verbindung haben die Versuche voll befriedigende Ergebnisse gebracht. In Bild 18 ist eine solche Sprengverbindung mit dem zugehörigen Schliffbild gezeigt.

6.2 Reibschweißen

Die Flansche der Beschleunigerzelle werden wegen der Anforderungen, die sich aus dem UHV- und HF-Betrieb herleiten, metallisch abgedichtet. Dadurch liegen die Flächenpressungen und Flanschbelastungen so hoch, daß Flansche aus OFHC-Kupfer Verformungen zeigen. Deshalb ist CuZr (vergl. Tabelle 8) als Werkstoff für die Flansche ausgesucht worden, weil diese Legierung relativ hohe Festigkeiten mit einer noch als ausreichend angesehenen elektrischen Leitfähigkeit vereint. Da CuZr bei hohen Temperaturen seine Härte verliert, müssen die Verbindungstechniken mit dem OFHC-Kupferrohr temperaturmäßig so geführt werden, daß das Flanschblatt seine Härte behält. Deshalb scheidet Löten aus.

Für diesen Einsatzfall ist als Verbindungstechnik das Reibschweißen gewählt worden, da bei diesem Verfahren die notwendige Wärme direkt an der Schweißstelle und in einem kurzen

Zeitraum erzeugt wird, so daß das Flanschblatt wegen des schnellen Prozesses unterhalb der Entfestigungstemperatur gehalten werden kann. Bild 19 zeigt eine Schnittfläche einer Reibschweißverbindung zwischen Flansch und dickwandigem Rohr sowie eine Gefügaufnahme vom Innenrand.

Die Härtemessungen am geschweißten Flansch zeigen keinen Unterschied zum Ausgangsmaterial und im Gefüge sind keine Fehler zu erkennen.

7. Elektropolieren

Die im Maschinenbau üblichen Maße für die Rauigkeit R_a , R_z , R_{max} und R_t sind für die Spezifikation von Oberflächen, an denen hohe elektrische Feldstärken anliegen, nur unzureichend geeignet, da die Bildung eines Funkenüberschlages nicht nur durch die relative Höhe einer Rauigkeitsspitze sondern auch in starkem Maße von deren Flankensteigung beeinflußt wird: Je kleiner die Flankensteigung der Rauigkeit ist, desto höher liegen die möglichen Feldstärken in einer Beschleunigerzelle.

Durch mechanische Bearbeitung lassen sich im wesentlichen nur die Höhen und die Verteilung der Rauigkeitsspitzen beeinflussen. Die Flanken der Rauigkeitsspitzen bleiben nach einer mechanischen Bearbeitung jedoch stets steil. Deshalb werden in einer Beschleunigerzelle kaltgewalzte Oberflächen mechanisch bearbeiteten vorgezogen, auch wenn beide dieselben technischen Rauigkeitswerte haben. Aus dem gleichen Grund werden auch in der Vakuumtechnik die gewalzen Oberflächen bevorzugt.

Trotzdem läßt sich der Einsatz von mechanisch bearbeiteten Oberflächen in vielen Fällen nicht umgehen, wie z.B. bei Schmiedestücken und warmgewalzten Werkstoffen, so daß hier die Nachteile einer mechanischen Bearbeitung entweder in Kauf genommen oder aber durch eine Nachbehandlung kompensiert werden müssen. Das gleiche gilt für kaltgewalzte Bleche (vergleiche Punkt 5.1, Bleche 1300 $\varnothing$ x 5 dick), wenn die Ober-

fläche, bedingt durch das Herstellverfahren, unzureichende Qualität aufweist. Als Nachbehandlung bietet sich in diesen Fällen das Elektropolieren an, da hierbei genau die Stellen abgetragen werden, die beim Anlegen von elektrischen Feldern zu Spannungsspitzen führen.

An zwei Blechvarianten ist erprobt worden, wie sich das Elektropolieren auf die Oberflächenqualität auswirkt:

- Streifen der zweiten Blechserie (1000 x 2000 x 10 dick, Punkt 5.1) sind mit 10 μ , 20 μ und 30 μ Abtrag elektropoliert worden. In Bild 20 sind die Oberflächenschriebe des Ausgangsmaterials und der elektropolierten Bleche dargestellt. Tabelle 9 enthält die aus jeweils 3 Messungen gemittelten Rauigkeitswerte der verschiedenen Behandlungsstufen.
- Ein Blech 1300 $\emptyset$ x 5 dick (vergleiche Punkt 5.1), das wegen des Herstellungsverfahrens die gestellten Spezifikationen nur so eben erfüllt, ist auf der gesamten Fläche elektropoliert worden. Tabelle 10 faßt die Rauigkeitsmessungen vor und nach der Elektropolitur zusammen.

Die Bewertung der Versuche zum Elektropolieren lassen sich in den folgenden Punkten zusammenfassen:

- Das OFHC-Kupfer läßt sich gut elektropolieren.
- Die Reduzierung der Rauigkeitswerte $R_{\max}$, R_z und R_t ist wesentlich stärker als die Verminderung von R_a .
- Das Verhältnis von $R_{\max}/R_a$ und R_z/R_a ändert sich nur unwesentlich. Aufgrund der geringen Zahl der Versuche ist dieses Ergebnis jedoch vorsichtig zu bewerten.
- Die Flankensteigung der Rauigkeiten wird flacher.

Schrifttum

/1/ F. Pawlak

Verwendung von Kupfer unter extremen Betriebsbedingungen
im CERN-Genf

Metall 24 (1970) 11, S. 1176 - 1179

/2/ D. Röttges, I. Dienwiebel

Vergleichende Untersuchung des Gasgehaltes von "sauer-
stofffreiem" Kupfer,

Vortrag auf der Tagung "Gase in Metallen", Darmstadt 1977

/3/ H.-D. Steffens, G. Sepold

Werkstoffprobleme beim Schweißen mit Strahlen hoher
Intensität

Schweißen und Schneiden 24 (1972) 11, S. 43 - 46

/4/ M.M. Schwartz

Electron Beam Welding

WRC Bulletin 196/July 1974, S. 31

/5/ N.N.

Schweißen von Kupfer

Sonderdruck des deutschen Kupfer-Institutes, 1982, Berlin

/6/ K.P. Rissmann

Neuere Verfahrensweisen zum Schweißen von Kupfer

Metall 24 (1970) 5, S. 476 - 479, Heft 5, S. 476 - 479

/7/ H. Zürn, C. Dorn

Beitrag zum Elektronenstrahlschweißen von Kupfer

Metall 21 (1967) 11, S. 1136 - 1139

/8/ H.-D. Steffens

Das senkrechte Elektronenstrahlschweißen von Tulpennähten
an dicken Blechen

Vorträge des Deutsch-Japanischen Symposiums

Schweißtechnik u. Wirtschaftlichkeit 17.05.1983, Tokyo

- /9/ D. Röttges
Anforderungen an hochreines Kupfer für Sonderzwecke
Vortrag auf der Tagung "Verunreinigungen in Metallen",
Bad Nauheim 1977
- /10/ O. v. Franque
Stand und Entwicklungstendenzen des Schweißens von Kupfer
und seinen Legierungen
Schweißen u. Schneiden 27 (1975) 9, S. 359 - 361
- /11/ R. Mayer, A. Koeppe, D. Fritz
Zur analogen Strahlführung beim Elektronenstrahlschweißen
Strahltechnik IV, DVS 1971, S. 19 - 23
- /12/ M. Hansen
Constitution of Binary Alloys
Mc Graw-Hill, New York
- /13/ S. Zschötge
Schweißbeignung von Kupfer und Kupferknetlegierungen,
Teil 1
Metall 24, Jahrgang November 1970, Heft 11
- /14/ L.E. Pope, F.A. Olson
Degassing of Copper Wires in an Ultrahigh Vacuum
Metallurgical Transactions, Volume 2,
Septemer 1971, 2711 ff
- /15/ Landold-Börnstein
Zahlenwerte und Funktionen
IV Band Technik 2. Teil, Springer-Verlag 1964
- /16/ C. Benndorf, F. Thieme
Untersuchungen der thermischen Entgasung von unterschied-
lich hergestelltem sauerstofffreiem hochleitfähigem Kupfer
im Vergleich zu sauerstoff- und phosphorhaltigem Kupfer
Vortrag auf der Tagung "Gase in Metallen",
Darmstadt 10.03.1977

/17/ H. Benninghoff

Mechanische, chemische und elektrolytische Oberflächen-
vorbehandlung von Kupfer und Kupferlegierungen
Finsh Digest, Heft 10/1974

/18/ M. Haselbach

Oberflächenverhalten von Kupferbauteilen an der
Atmosphäre
IKZ 4/1973

/19/ B. Hammer, D. Lenz, P. Reimers, T. Dudzus, B.F. Schmitt

Die Löslichkeit des Sauerstoffs in Reinstkupfer
Metall 38, Heft 1, Januar 1984

/20/ F. Eisenkolb

Einführung in die Werkstoffkunde
Band IV, Nichteisenmetalle
VEB Verlag Technik Berlin

/21/ K. Delius, H. Haas, P. Schlebusch, E. Sigismund

Elektronenstrahlschweißen von Beschleunigerzellen aus
hochreinem Kupfer
DVS-Berichte Band 106, 1986

/22/ W. Mantel

Kupferwerkstoffe schweißen für Sonderanwendungen
Maschinenmarkt, Würzburg, 81 (1975) 91

/23/ F. Powlek, D. Rogalla

Der elektrische Widerstand von Silber, Kupfer, Aluminium,
Zink und Natrium zwischen 4° und 298°K in Abhängigkeit
von den Verunreinigungen
Metall 20 (1966) 9

/24/ N.N.

Versuchsbericht der Fa. GVA, Bocholt vom 19.04.1985

/25/ N.N.

Schweißen von Kupfer und Kupferlegierungen
DKI, 5. Auflage 1978

/26/ N.N.

Kupfer
DKI, 2. Auflage 1982

/27/ H. Haas

Spezifikation über Billets $\emptyset$ 278 x 1,9 m und
145 x 720 x 1,2 m
Jülich, 21.03.1985

/28/ H. Haas, K. Delis, W. Wolf

Spezifikationsliste der geschmiedeten Flansche aus CuZr
oder CuCrZr
Jülich, 21.02.1985

/29/ H. Haas

Angebotsanfrage über Cu-Rohre zur Herstellung von
Beschleunigerteilen
Jülich, 22.03.1985

/30/ H. Haas

Angebotsanfrage über 12 Cu-Schmiedestücke zur Herstellung
von Beschleunigerteilen
Jülich, 03.01.1985

/31/ H. Haas

Angebotsanfrage über 12 Cu-Blechtafeln zur Herstellung
von Beschleunigerteilen
Jülich, 23.01.1985

Chem. Zusammensetzung (opt. Emissionsspektrometer)		Leitfähigkeit (ASTM B193)
Cu	min 99,99 %	101,55 - 101,80
P	0,0001 % - 0,0002 %	IACS bei 20 °C
S	0,0010 % - 0,0012 %	(100 IACS = 58 MS/m)
Zn	≤ 0,0001 %	
Cd	≤ 0,0001 %	
O	0,0001 % - 0,0002 %	Versprödungstest (ASTM B170/82)
Hg	≤ 0,0001 %	
Bi	≤ 0,0001 %	11-13 Biegevorgänge
Pb	≤ 0,0002 %	
Se	≤ 0,0003 %	
Te	≤ 0,0003 %	
C	≤ 0,0001 %	
Sonstige	Jede einzelne Verunreinigung ≤ 0,0020 %	

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung und Werte der
Leitfähigkeit und des Versprödungstests
des verwendeten OFHC-Grade 1 Kupfers

Probe	N/mm ² Streckgrenze	N/mm ² Zugfestigkeit	% Bruchdehnung
Block nach Bild 3	88,1/92,2	199/197	45/45
Block nach Bild 4	67/71	194/198	49/47
Block nach Bild 5	48	201	53
Block nach Bild 5 90° versetzt	56	201	50
Block nach Bild 6	46	201	53
Block nach Bild 6 90° versetzt	45	200	50

Tabelle 2: Ergebnisse von Zugversuchen an geschmiedetem
Kupfer

Bleche	gemessene Dicke	Härte	Gemittelt aus jeweils 3 Messungen	Mechanische Festigkeit nach Zertifikat	Korndurchmesser
		64 HV 0,2			
		Flachschliff	Ra = 0,19 µm	Rm = 236 N/mm²	< 40 µm
2 mm	2 mm	64 HV 0,2	Rz = 1,7 µm	Rp0,2 = 104 N/mm²	
		Querschliff	Rmax = 2,2 µm	A5 = 44 %	< 40 µm
		67 HV 0,2	Tmax = 7,9 µm		
		Längsschliff			< 40 µm
		65 HV 0,2			
		Flachschliff	Ra = 0,27 µm	Rm = 234 N/mm²	< 40 µm
5 mm	5,3 mm	61 HV 0,2	Rz = 2,5 µm	Rp0,2 = 61 N/mm²	
		Querschliff	Rmax = 4,6 µm	A5 = 55 %	< 40 µm
		71 HV 0,2	Tmax = 4,3 µm		Verformungsgefüge
		Längsschliff			
		53 HV 0,2			
		Flachschliff	Ra = 0,15 µm	Rm = 226 N/mm²	
10 mm	10,2 mm	50 HV 0,2	Rz = 1,8 µm	Rp0,2 = 58 N/mm²	< 50 µm
		Querschliff	Rmax = 2,4 µm	A5 = 58 %	
		54 HV 0,2	Tmax = 4,5 µm		
		Längsschliff			

Tabelle 3: Gemessene Werte an Blechen 2 mm, 5 mm und 10 mm nach Firmenspezifikation

Rm	233 N/mm ²
R _{p0,2}	62 N/mm ²
A5	59 %
HV 10	42
mittlere Korngröße	40 µ

Tabelle 4: Gemessene Werte an 10 mm Blech
nach KFA-ZAT-Spezifikation

Blöcke drehen ohne Kühlmittel
Blöcke sägen ohne Kühlmittel
Blöcke glühen mit 780 °C
Blöcke warm walzen
Platinen abteilen
Walzenflächen je Seite 5 mm abdrehen (ohne Kühlmittel)
Vorwalzen an 7 mm (kalt)
Bleche Bürsten
Glühen
Bleche kaltwalzen an 5 mm auf Alu-Gerüst
Bleche richten
Bleche schneiden auf 5 x 1300 mm Ø
Vacuumglühen 300 °C - Haltezeit 1,5 Stunden
Ronden richten

Tabelle 5: Herstellschritte der Bleche Ø 1300 x 5 dick

	längs	quer
R _m	237 N/mm ²	235 N/mm ²
R _{p0,2}	43 N/mm ²	45 N/mm ²
A5	47 %	48 %
Brinellhärte	54	51
mittlere Korngröße	25 µ	28 µ

Tabelle 6: Gemessene Werte an Blechen Ø 1300 x 5 dick
nach KFA-ZAT-Spezifikation

Ring-Nr.	Ausgangsmaße	Maße nach Warmwalzen	Maße nach Kaltwalzen
2	Strangguß Ø278 x Ø160 x 140	Ø789 x 16,5 dick x 130 hoch	
7	geschmiedetes Material Ø325 x Ø160 x 200	Ø1089 x 22,4 dick x 168 hoch	
1	Strangguß Ø278 x Ø160 x 180	Ø850 x 20 dick x 135 hoch	Ø1090 x 15,5 dick x 135 hoch

Tabelle 7: Daten der Ringwalzversuche

Rm	457	Nmm/2	
R _{p0,2}	389	Nmm/2	
A5	17,5	%	
HB	130		
Chem. Zusammensetzung		Zr 0,15 %	
		Cu Rest	
elektrische Leitfähigkeit gemittelt	49	MS/m	

Tabelle 8: Gemessene Werte der Legierung CuZr
nach Lieferantenspezifikation

Abtrag	Ra	Rz	R _{max}
vorher	0,18 µ	1,4 µ	2,2 µ
10 µ	0,14 µ	1,1 µ	1,9 µ
20 µ	0,12 µ	0,9 µ	1,5 µ
30 µ	0,12 µ	0,8 µ	1,3 µ

Tabelle 9: Rauigkeit von Blechstreifen vor und nach dem
Elektropolieren gemittelt aus jeweils 3 Messungen

		Ra	R _z	R _{max}	R _t
vor der Elektro- politur	längs	0,8	(11 Meßpunkte) 2,9	5	5,6
	quer	0,7	(19 Meßpunkte) 7,1	17,5	18
nach der Elektro- politur	20° gegen längs	1	(11 Meßpunkte) 3,7	5,6	6,9
	20° gegen quer	0,3	(19 Meßpunkte) 2,4	3,11	3,4

Tabelle 10: Rauhgigkeit eines Bleches Ø 1300 x 5 dick
vor und nach der Elektropolitur

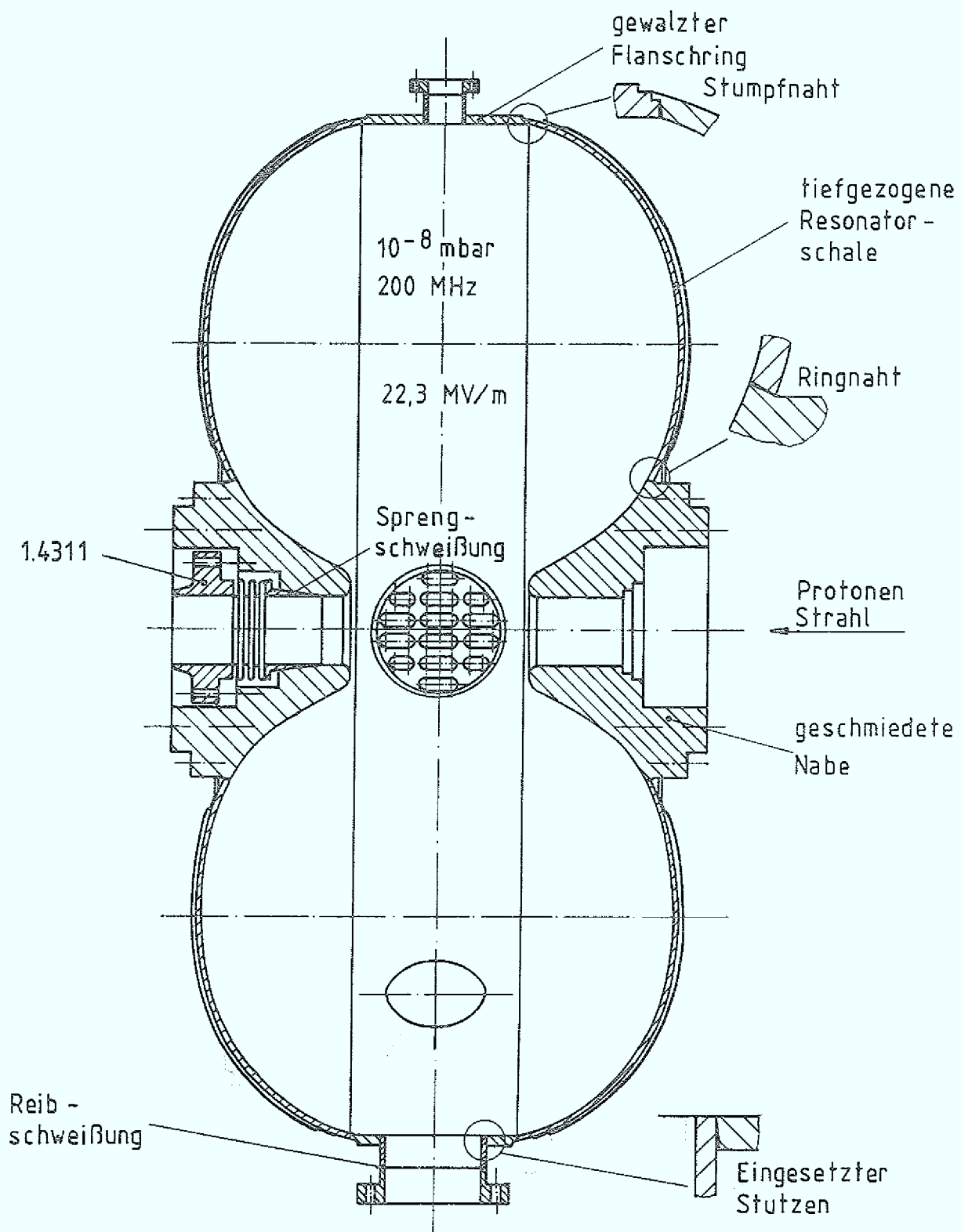


Bild 1 Beschleunigungszelle

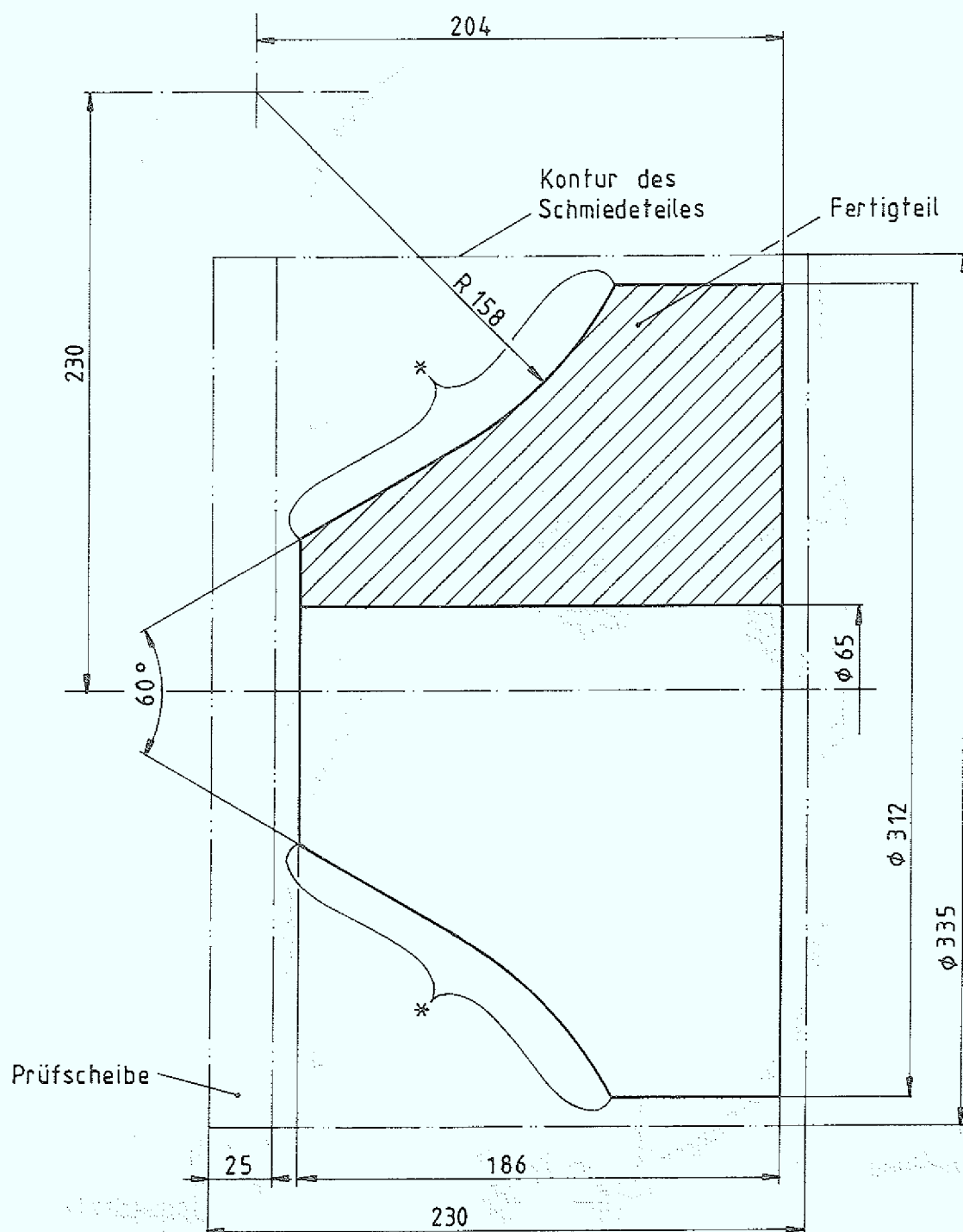
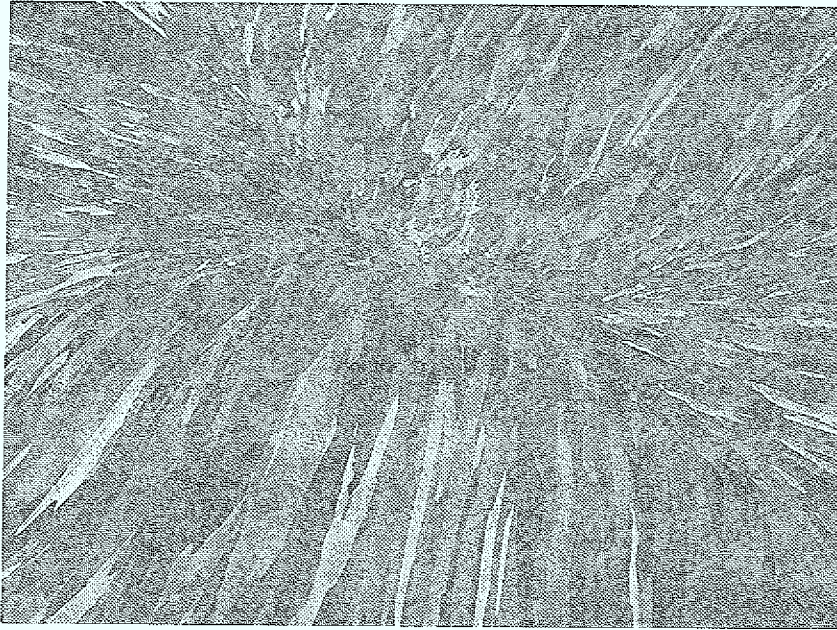
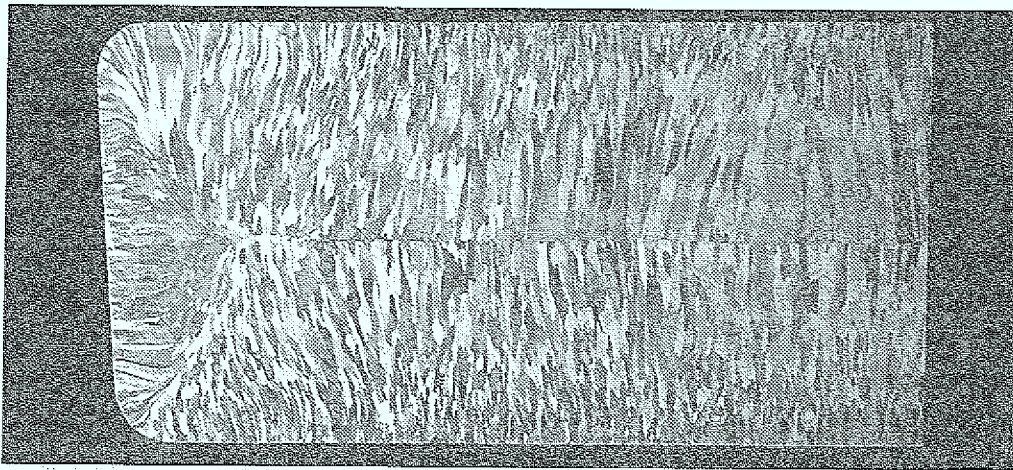


Bild 2 Nabe und zugehöriges Schmiedeteil

38a



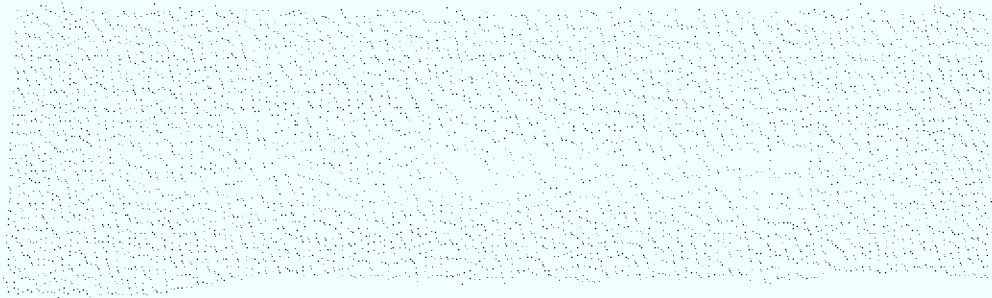
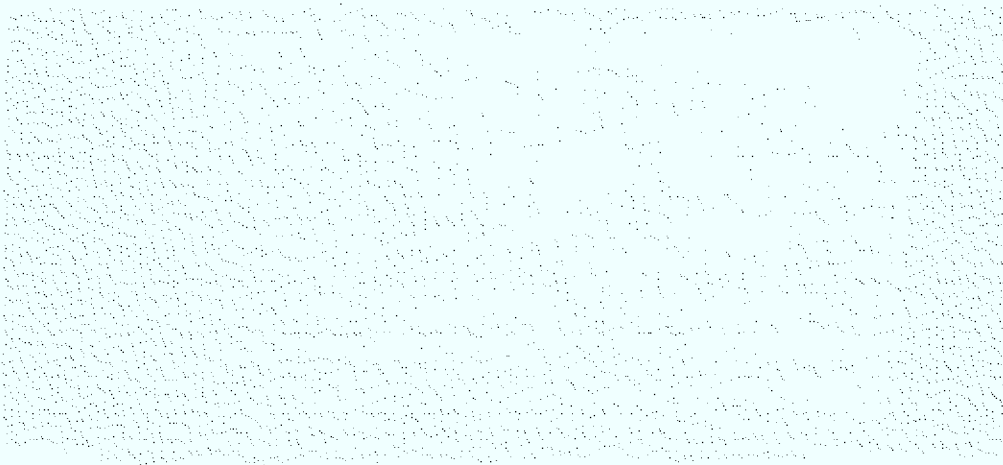
Kern eines runden Billets



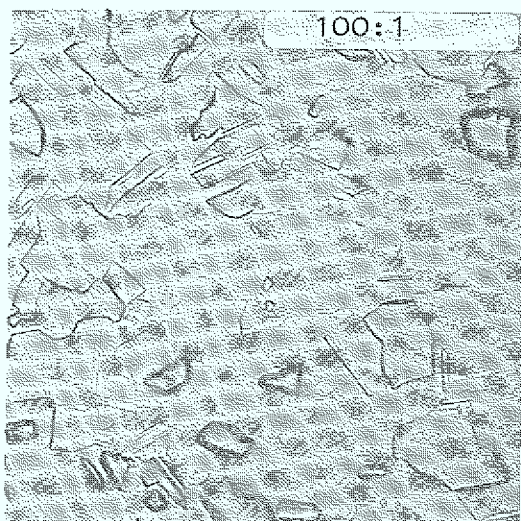
Angeschnittenes Rechteckbillet 1 : 2,5



Komplettes Rechteckbillet



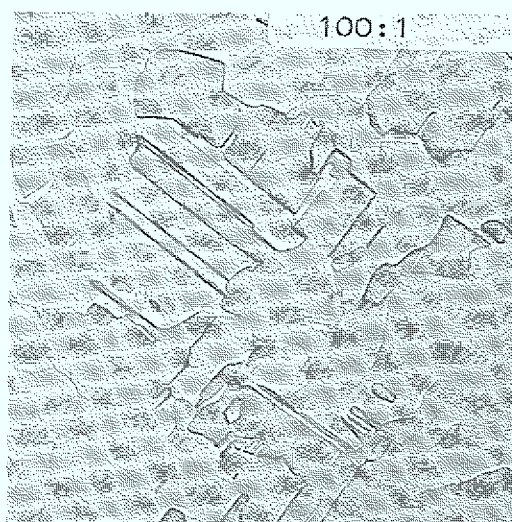
Nach dem ersten Schmieden



Radialschliff

Korngröße: $100\ \mu$

Härte: 45 HV 0,2

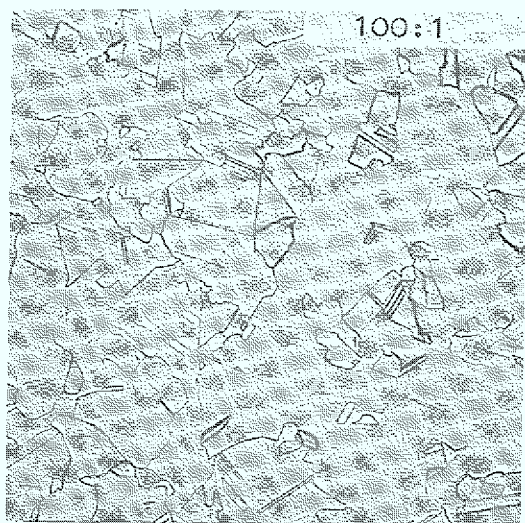


Querschliff

Korngröße: $130\ \mu$

Härte: 51 HV 0,2

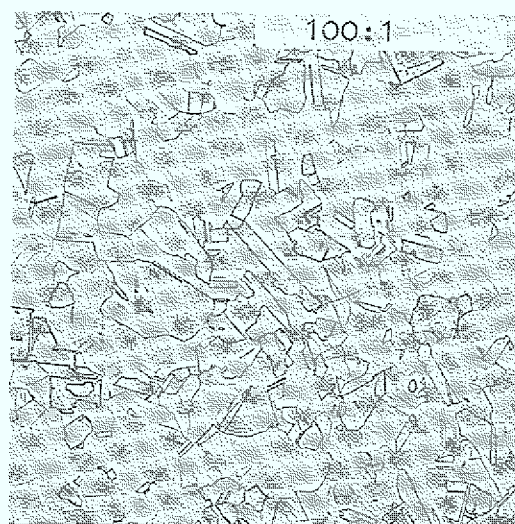
Nach dem zweiten Schmieden



Körpermitte

Korngröße: $90\ \mu$

Härte: 60 HV 0,2



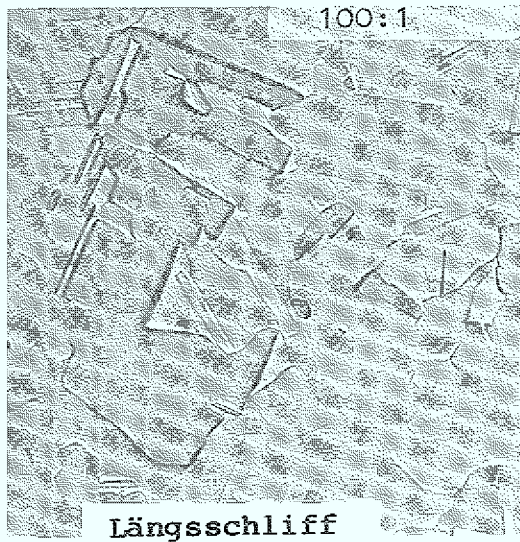
Rand

Korngröße: $70\ \mu$

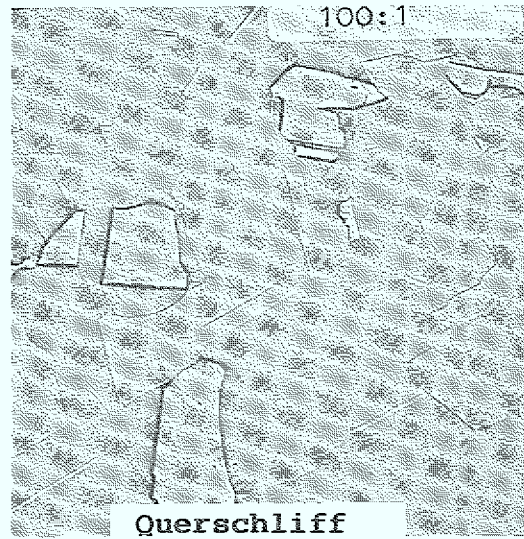
Härte: 60 HV 0,2

Bild 3 Gefüge nach dem ersten und zweiten Schmieden (Block N1)

Nach dem ersten Schmieden

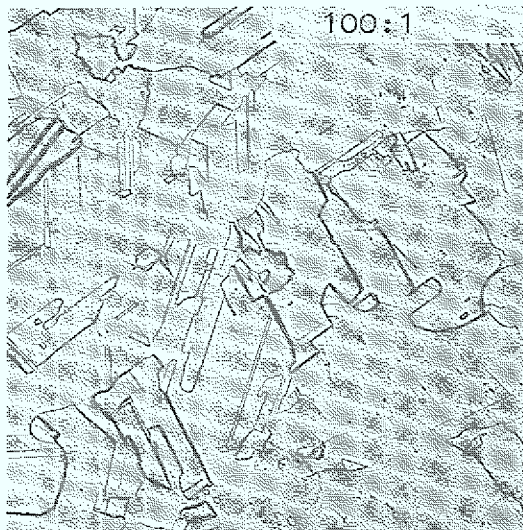


Korngröße: 122μ
Härte: 51 HV 0,2

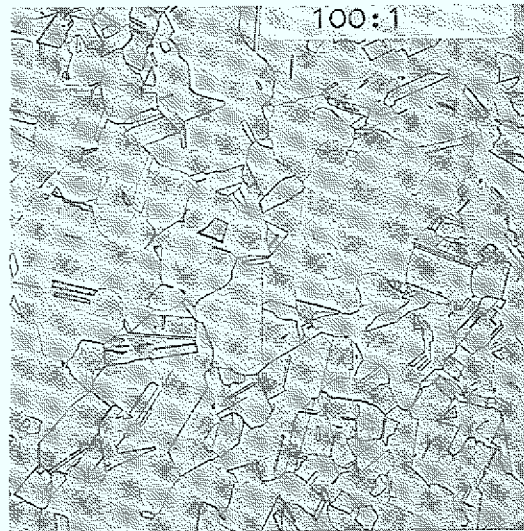


Korngröße: 142μ
Härte: 51 HV 0,2

Nach dem zweiten Schmieden



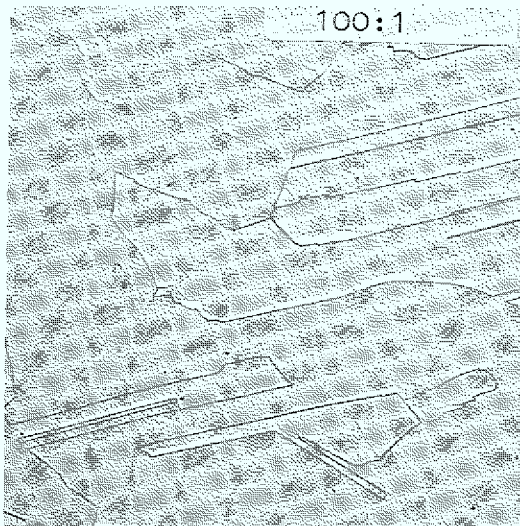
Korngröße: 107μ
Härte: 52 HV 0,2



Korngröße: 80μ
Härte: 48 HV 0,2

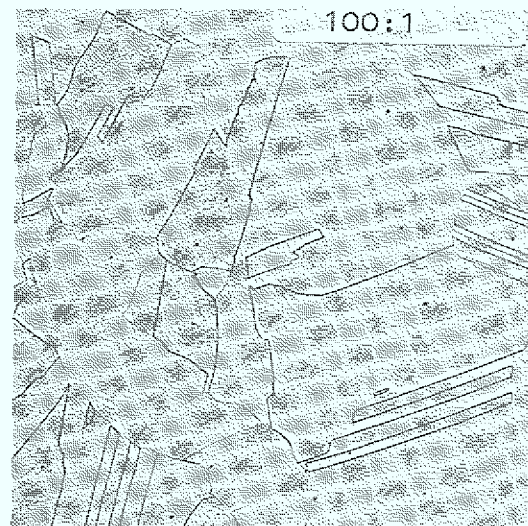
Bild 4 Gefüge nach dem ersten und zweiten Schmieden (Block N2)

Rand



Radialschliff

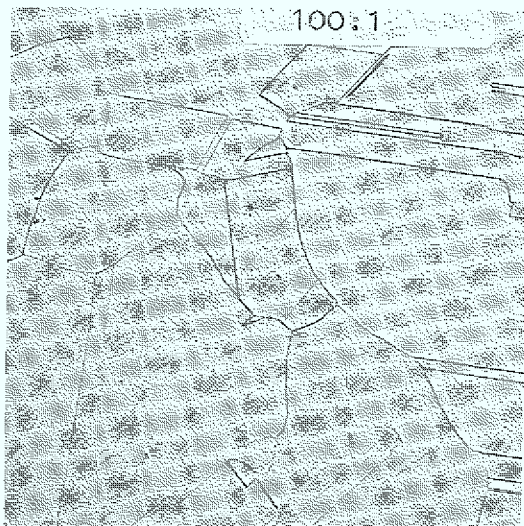
Korngröße: 200 μ



Querschliff

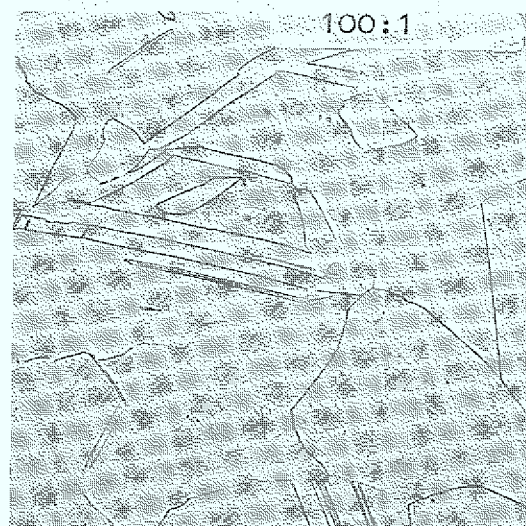
Korngröße: 130 μ

Körpermitte



Radialschliff

Korngröße: 160 μ

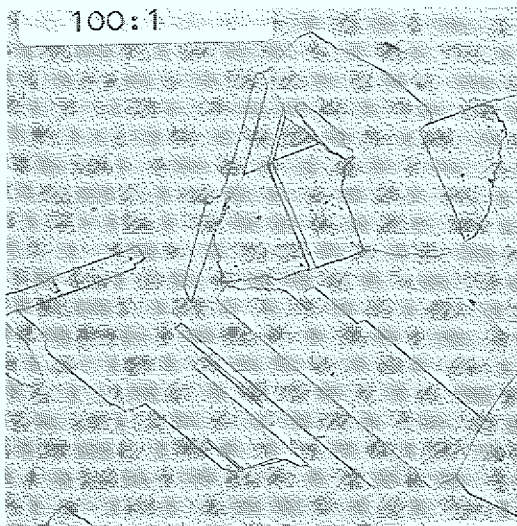


Querschliff

Korngröße: 160 μ

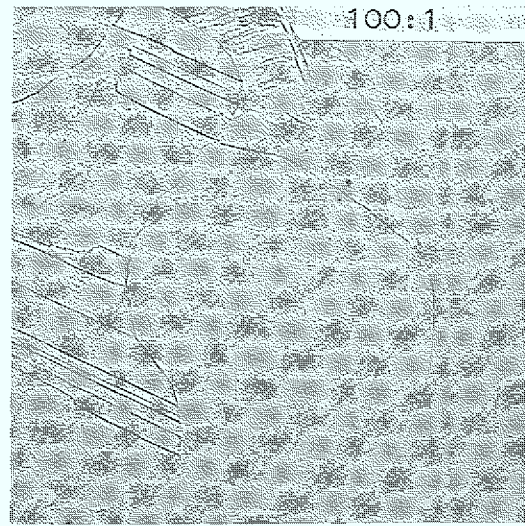
Bild 5 Gefüge nach der Schmiedeprozedur,
ausgehend vom Stranggußmaterial

Rand



Radialschliff

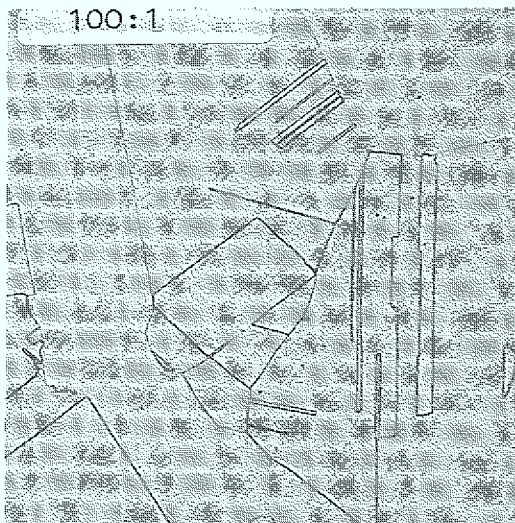
Korngröße: 170 μ



Querschliff

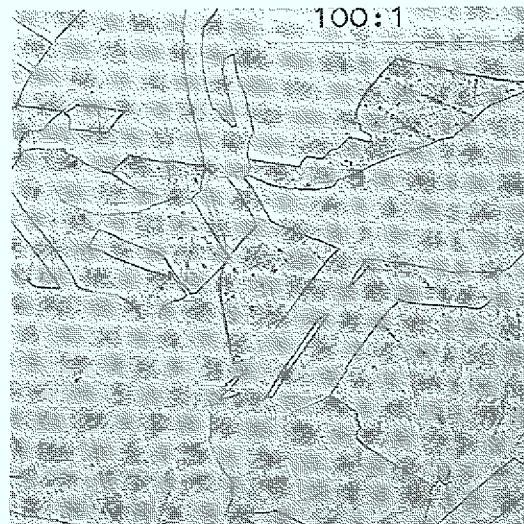
Korngröße: 160 μ

Körpermitte



Radialschliff

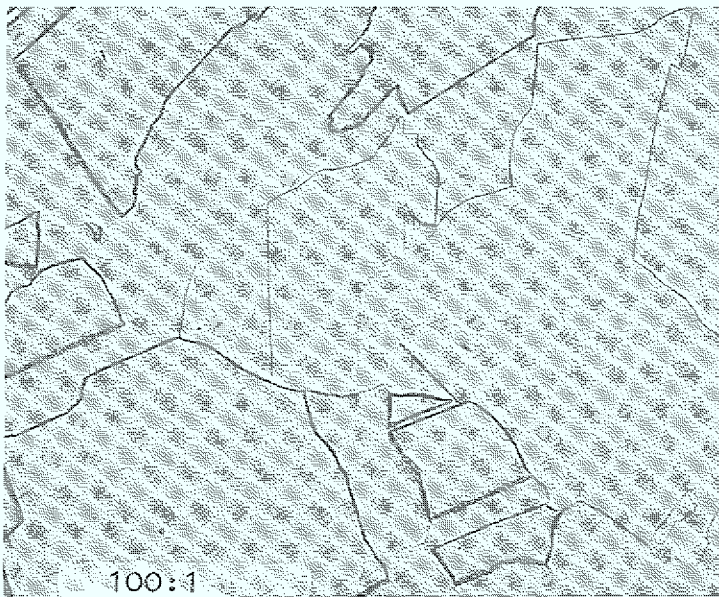
Korngröße: 170 μ



Querschliff

Korngröße: 130 μ

Bild 6 Gefüge nach der Schmiedeprozedur,
ausgehend von vorgeschmiedetem
Material



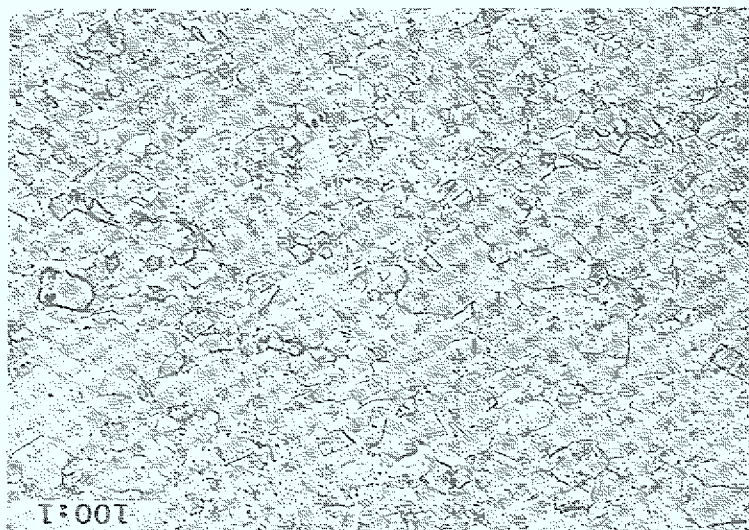
Korngröße: 190μ

Bild 7 Gefüge des vorgeschmiedeten Materials

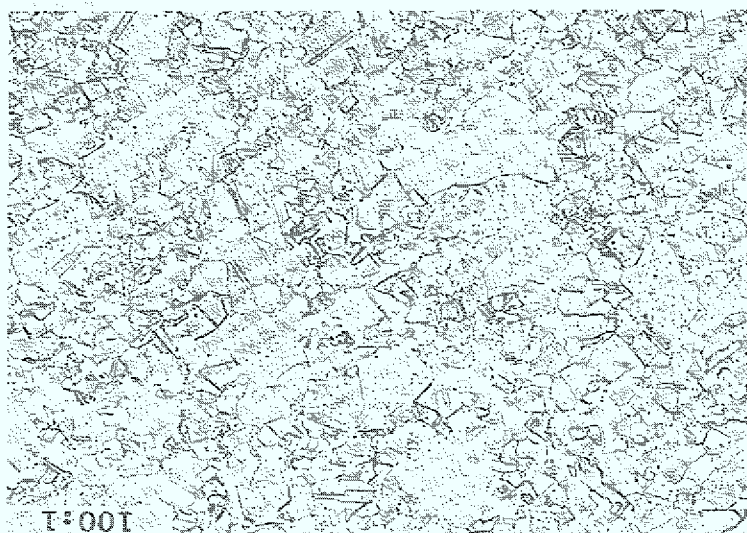
Schliffbilder eines 2 mm - Bleches
nach Herstellerspezifikation

Bild 8

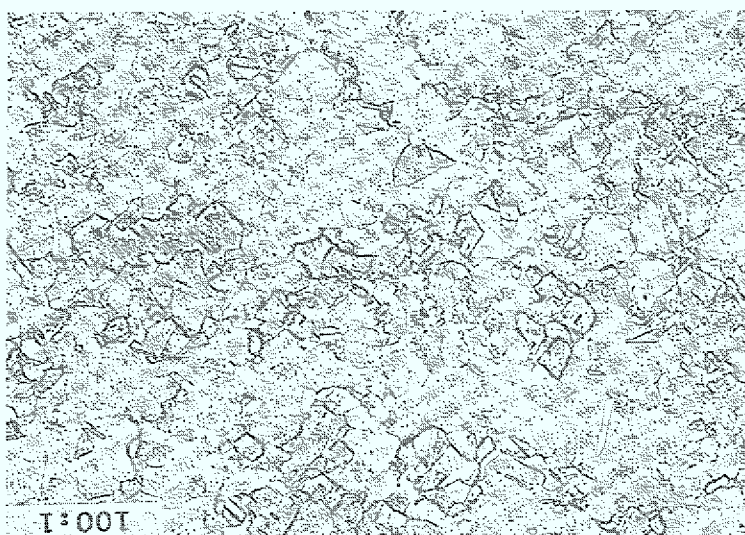
Längsschliff

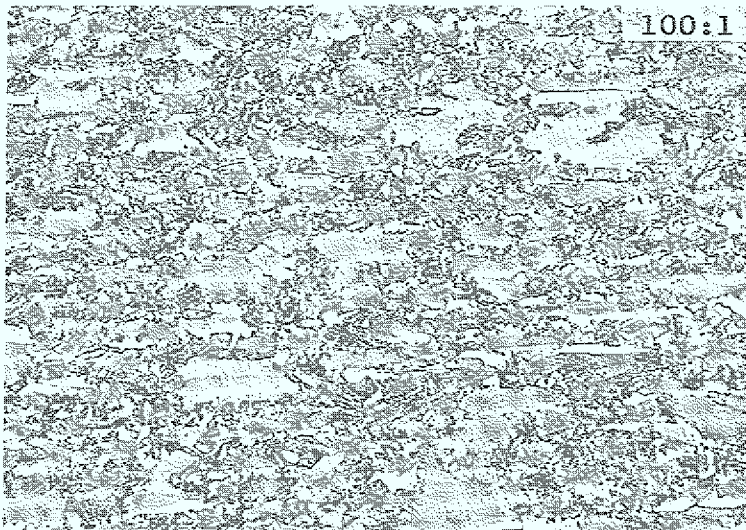


Querschliff



Flachschliff

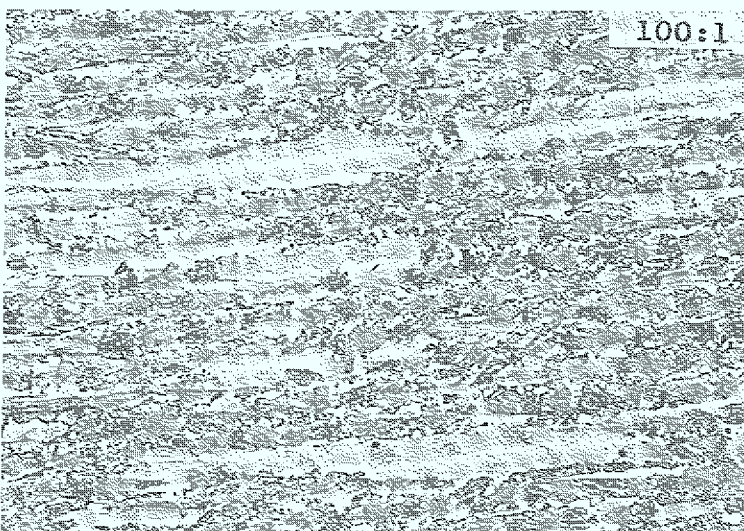




Flachschliff



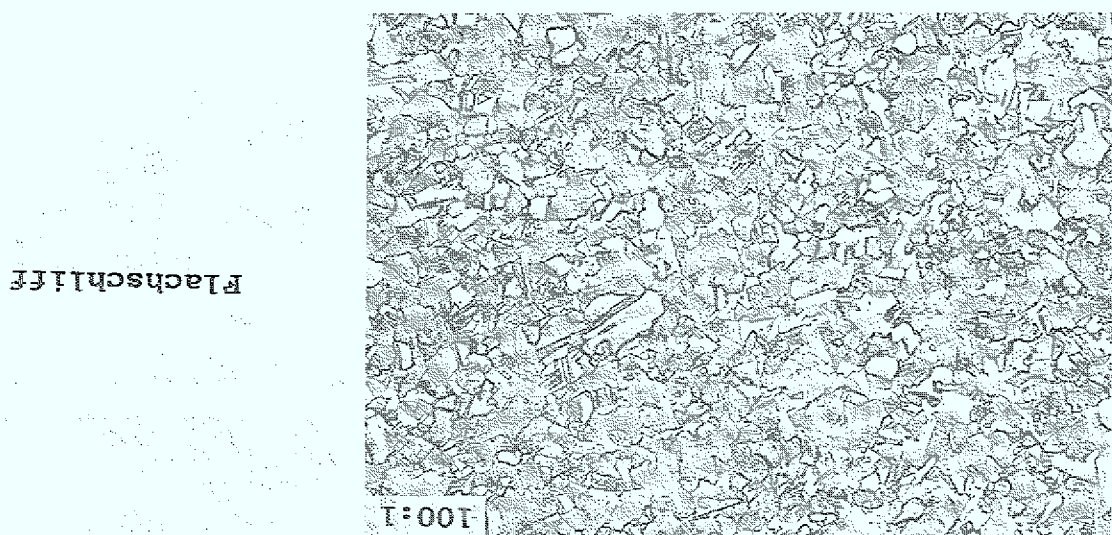
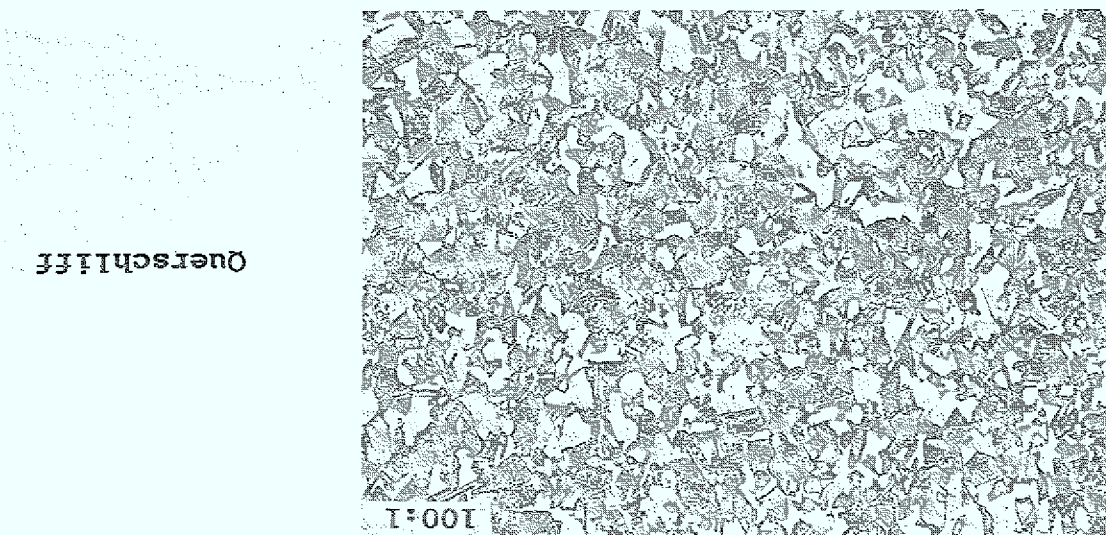
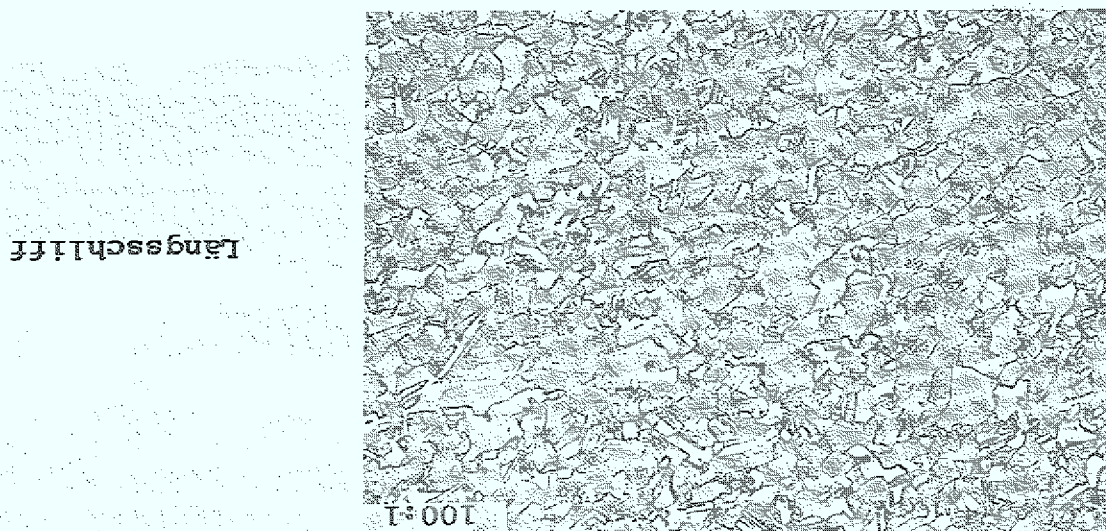
Querschliff



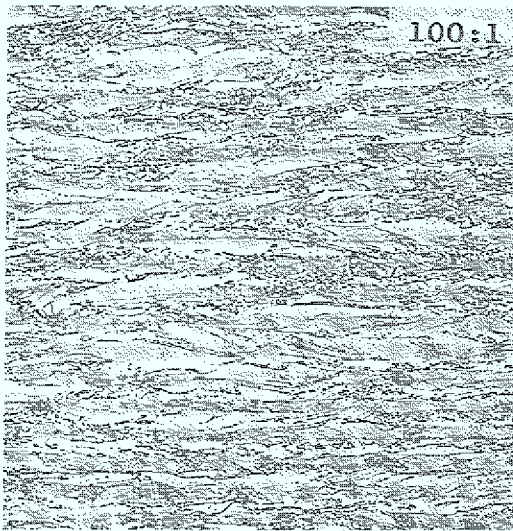
Längsschliff

Bild 9 Schliffbilder eines 5 mm - Bleches
nach Herstellerspezifikation

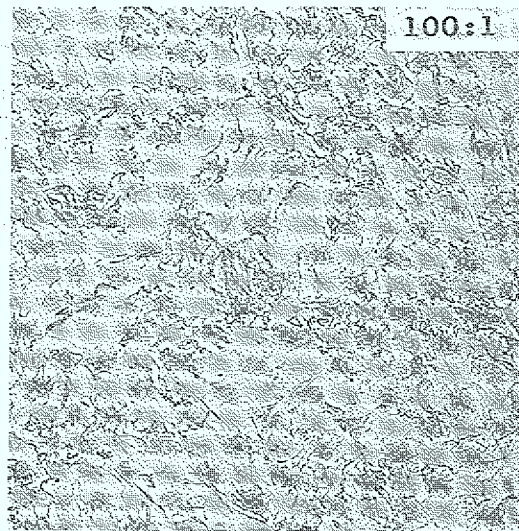
Bild 10 Schlitfbilder eines 10 mm - Bleches
nach Herstellerspezifikation



Kaltgewalztes Blech vor dem Glühen

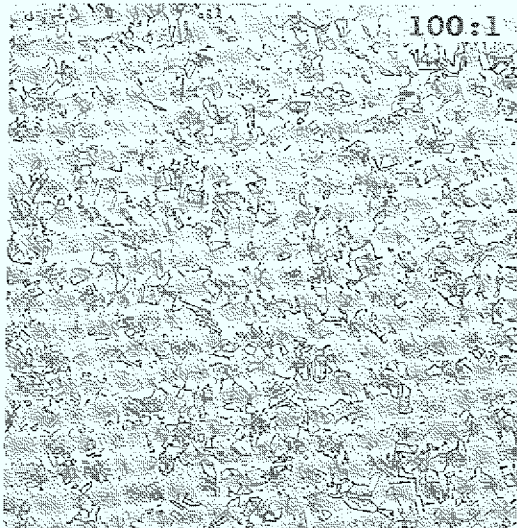


Längsschliff
120 HV 0,2

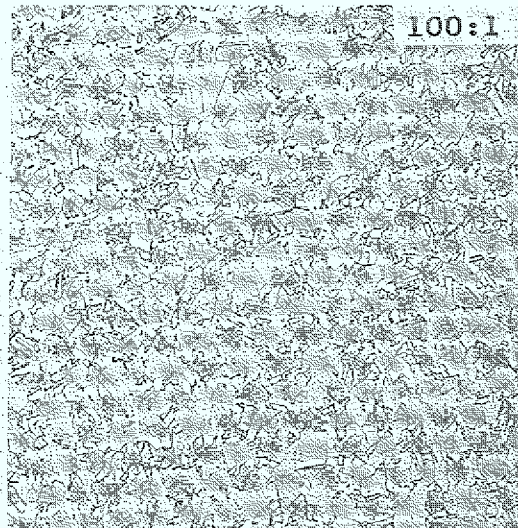


Querschliff
115 HV 0,2

Kaltgewalztes Blech nach dem Glühen

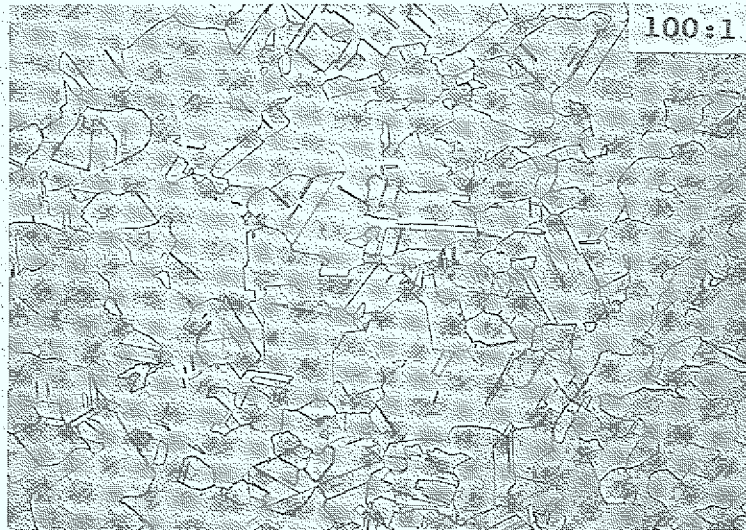


Längsschliff
56 HV 0,2



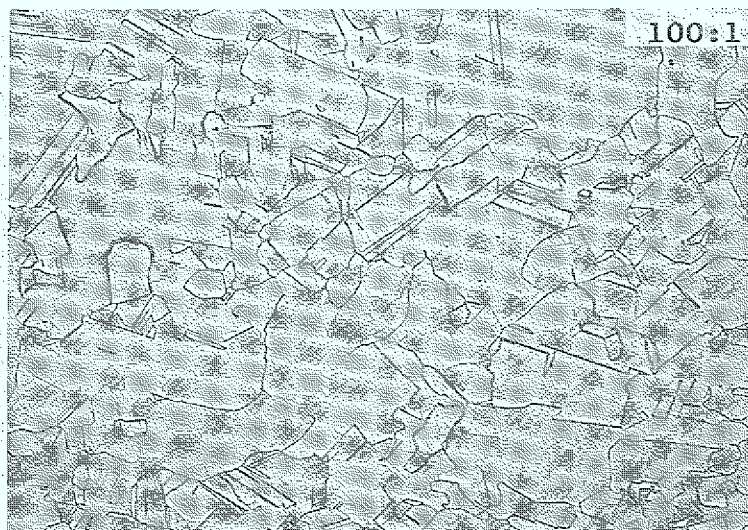
Querschliff
62 HV 0,2

Bild 11 Schliffbilder eines Bleches
1300 ϕ x 5 dick nach KFA-ZAT-
Spezifikation



Querschliff

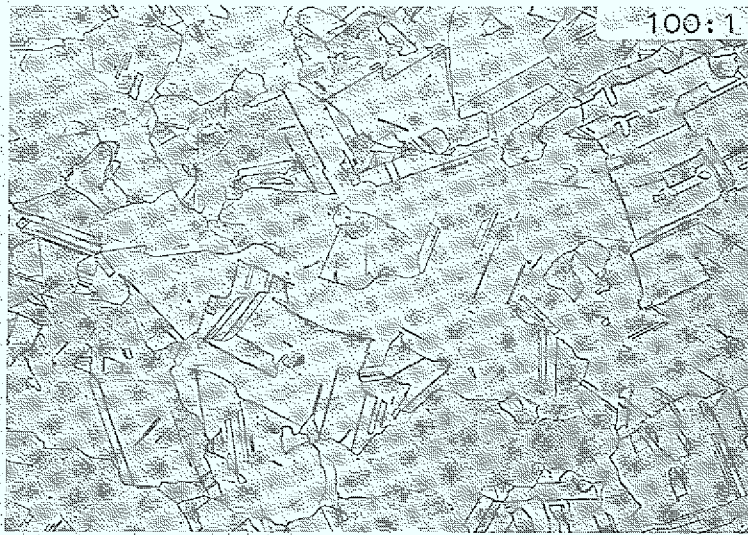
45 HV 0,2



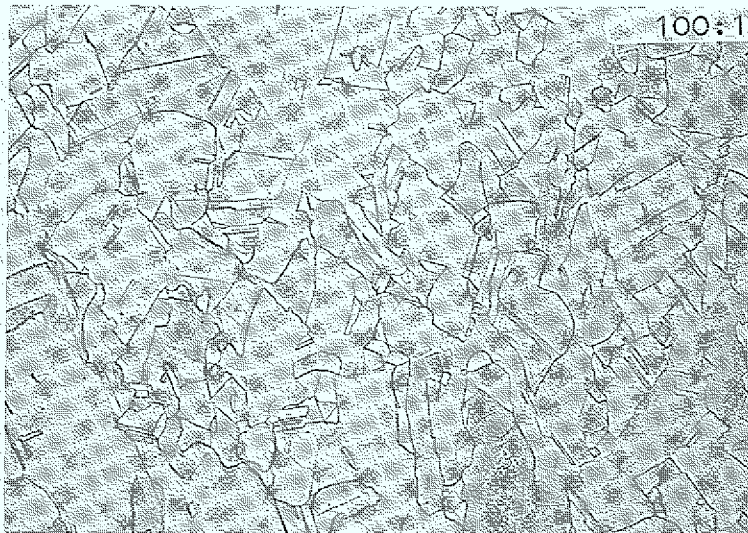
Längsschliff

47 HV 0,2

Bild 12 Gefüge eines warmgewalzten Ringes,
ausgehend vom Stranggußmaterial



Querschliff
63 HV 0,2



Längsschliff
60 HV 0,2

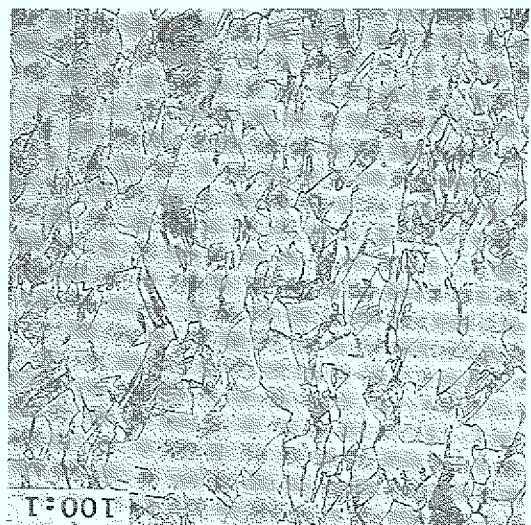
Bild 13 Gefüge eines warmgewalzten Ringes,
ausgehend vom geschmiedeten Material

Kaltgewalzter Ring
nach dem Glühen



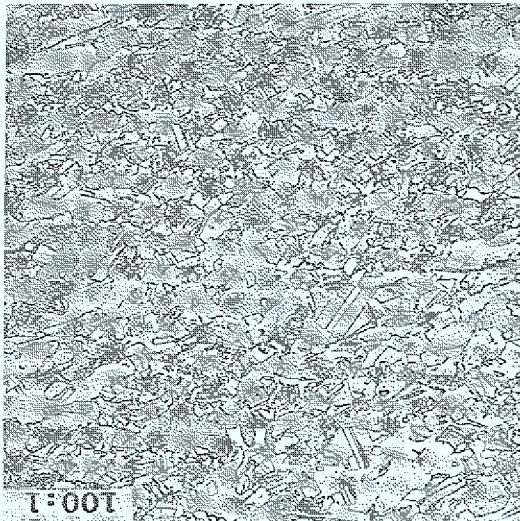
Querschnitt
55 HV 0,2

Kaltgewalzter Ring
vor dem Glühen



Querschnitt
83 HV 0,2

Längsschnitt
51 HV 0,2



Längsschnitt
87 HV 0,2

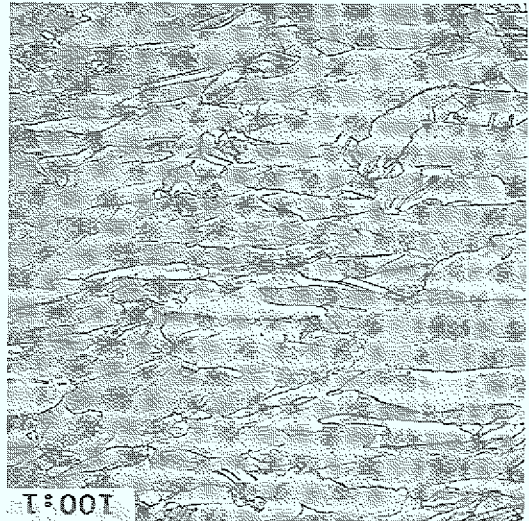


Bild 14 Gefüge eines warm- und kaltgewalzten Ringes, ausgehend vom Stranggußmaterial

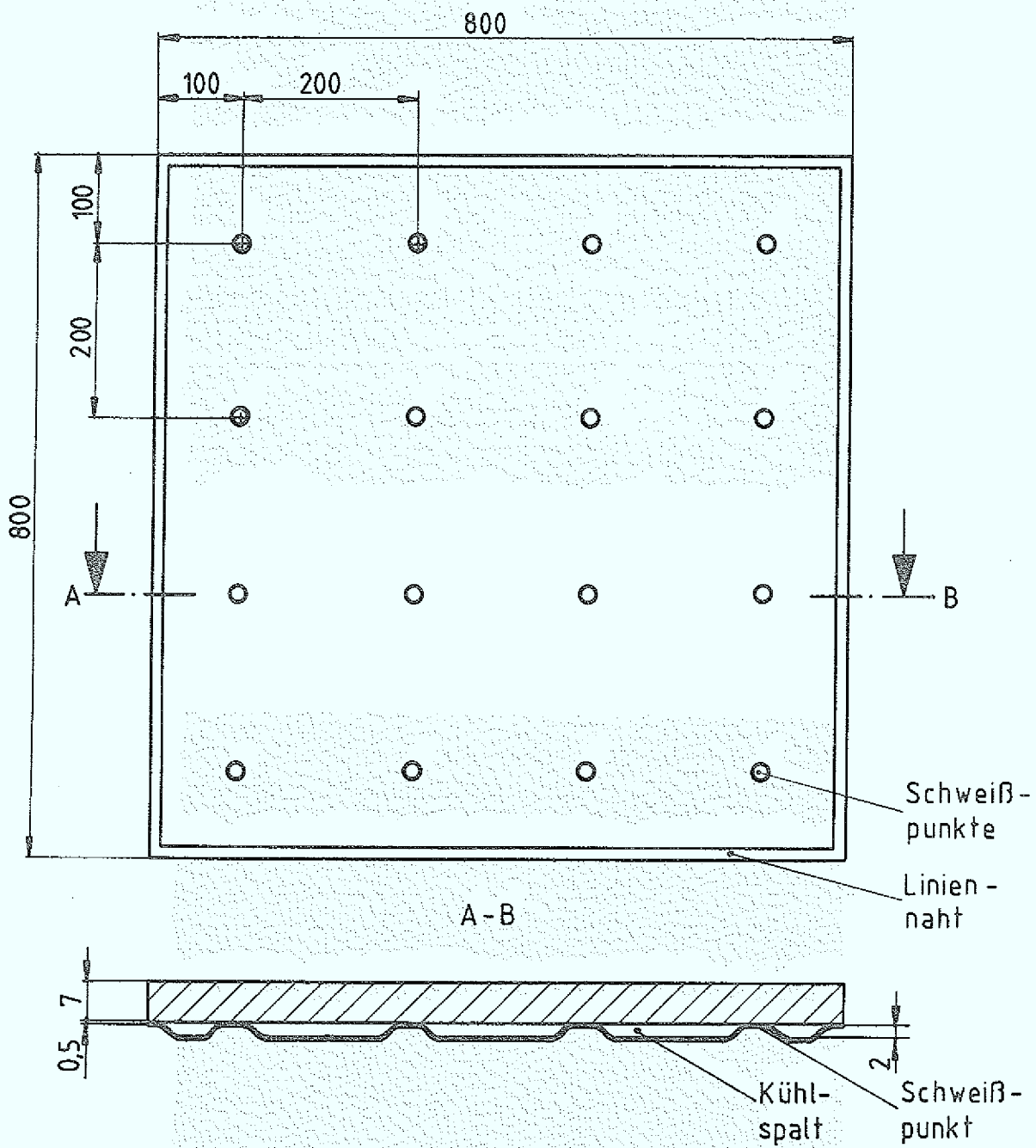
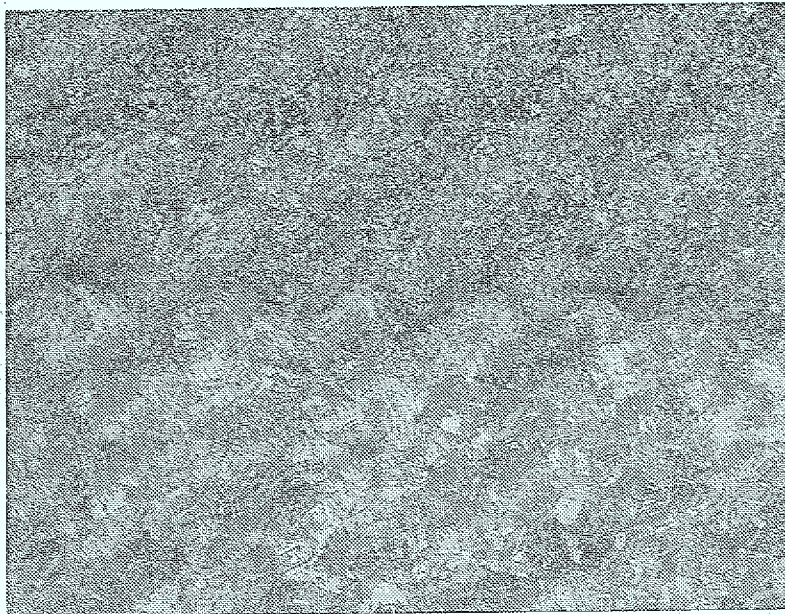
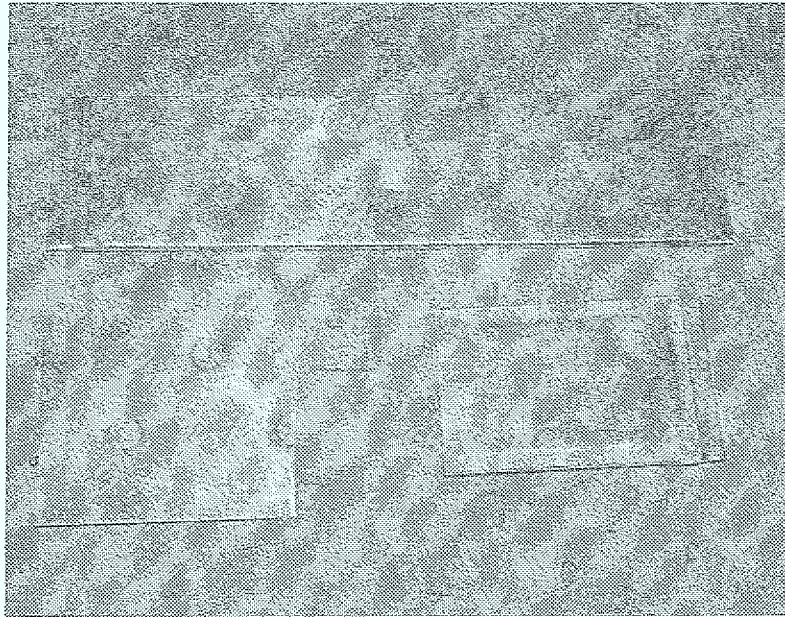


Bild 15 Sprenggeschweißter Kühlmantel



50:1

Bild 16 Sprenggeschweißte Punkte und
Linien

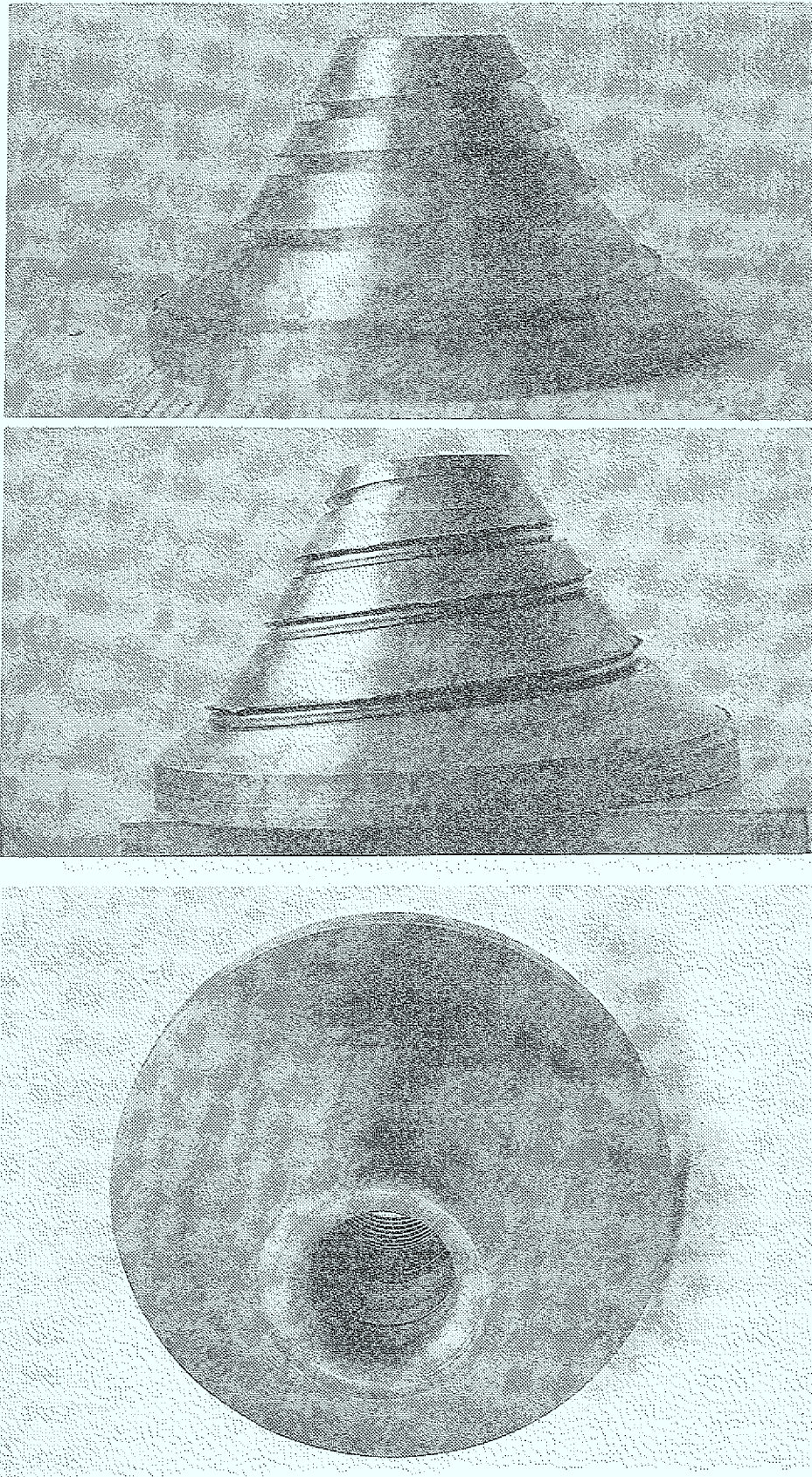
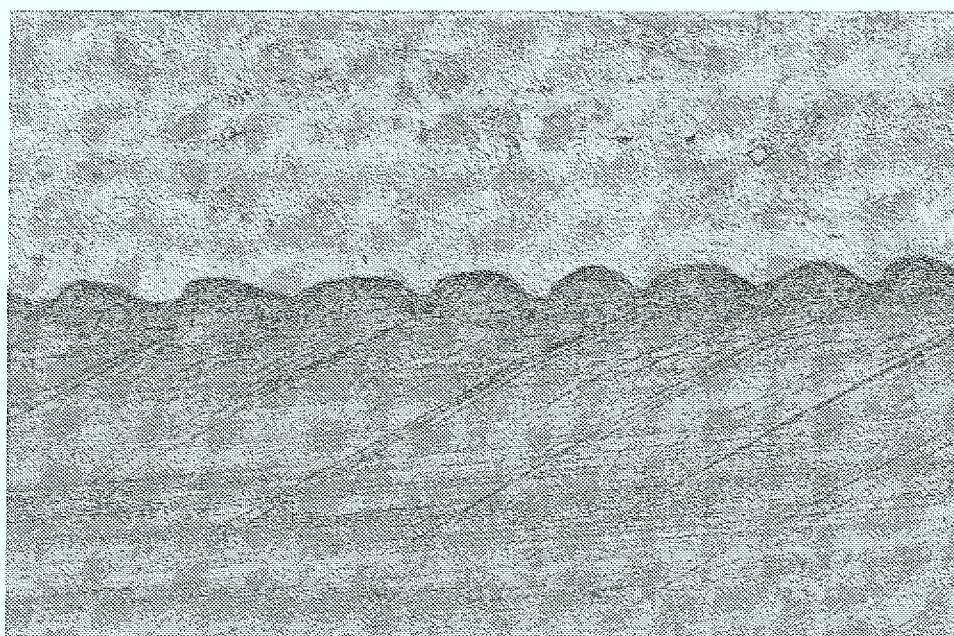
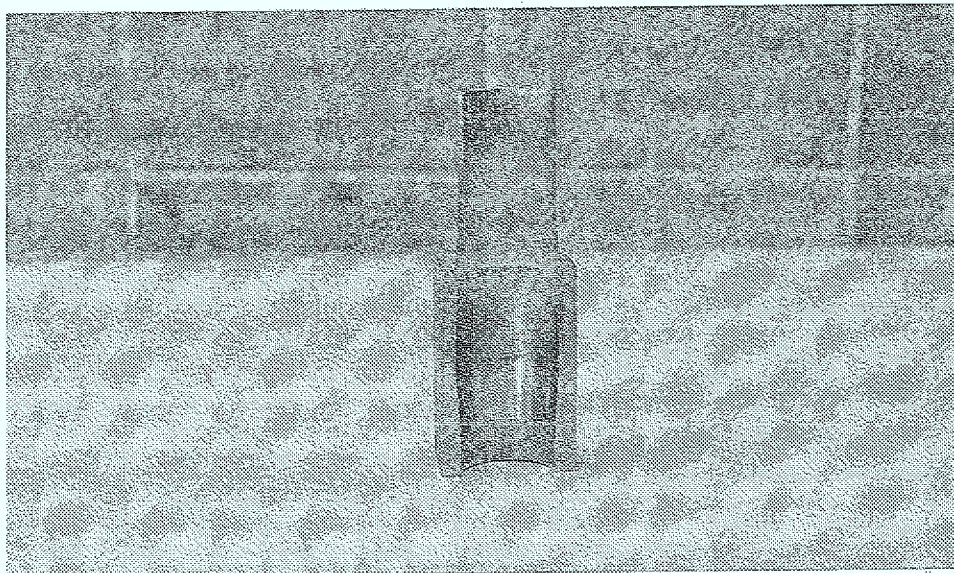


Bild 17 Nabe mit integrierter Kühlschlange



50:1

**Bild 18 Sprengschweißen eines austenitischen
Rohres in einer Kupfer-Bohrung**

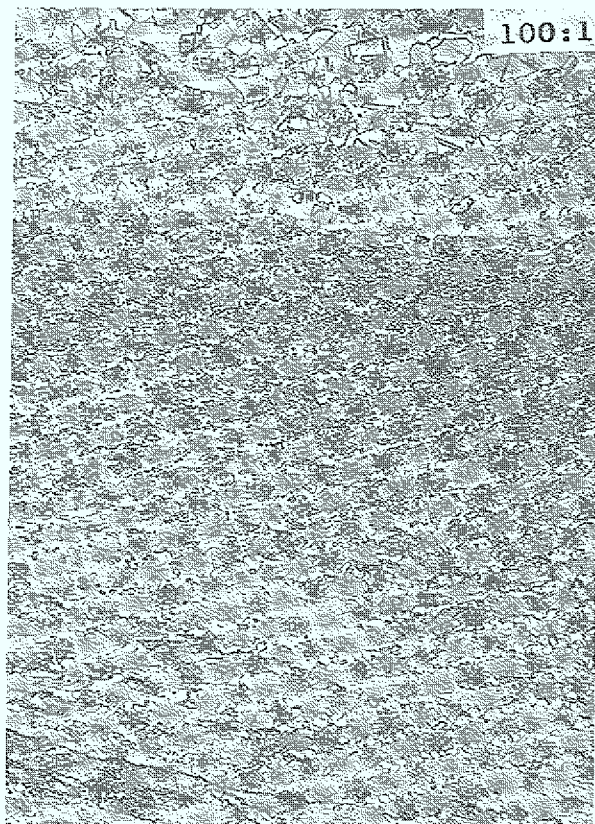
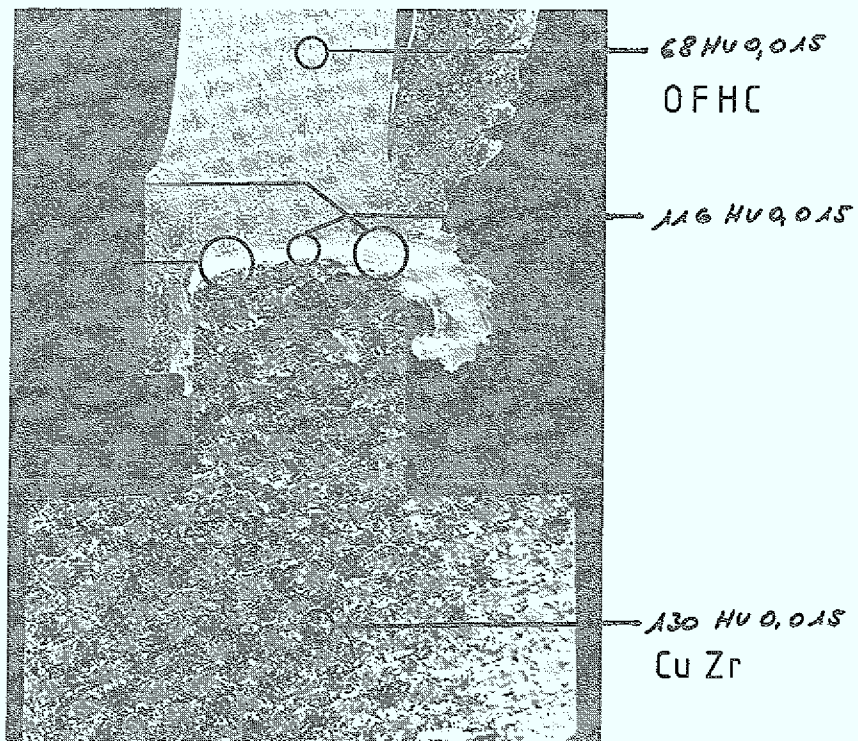


Bild 19 Schliffbilder einer Reibschweißver-
bindung OFHC-Kupfer/Kupfer-Zirkon

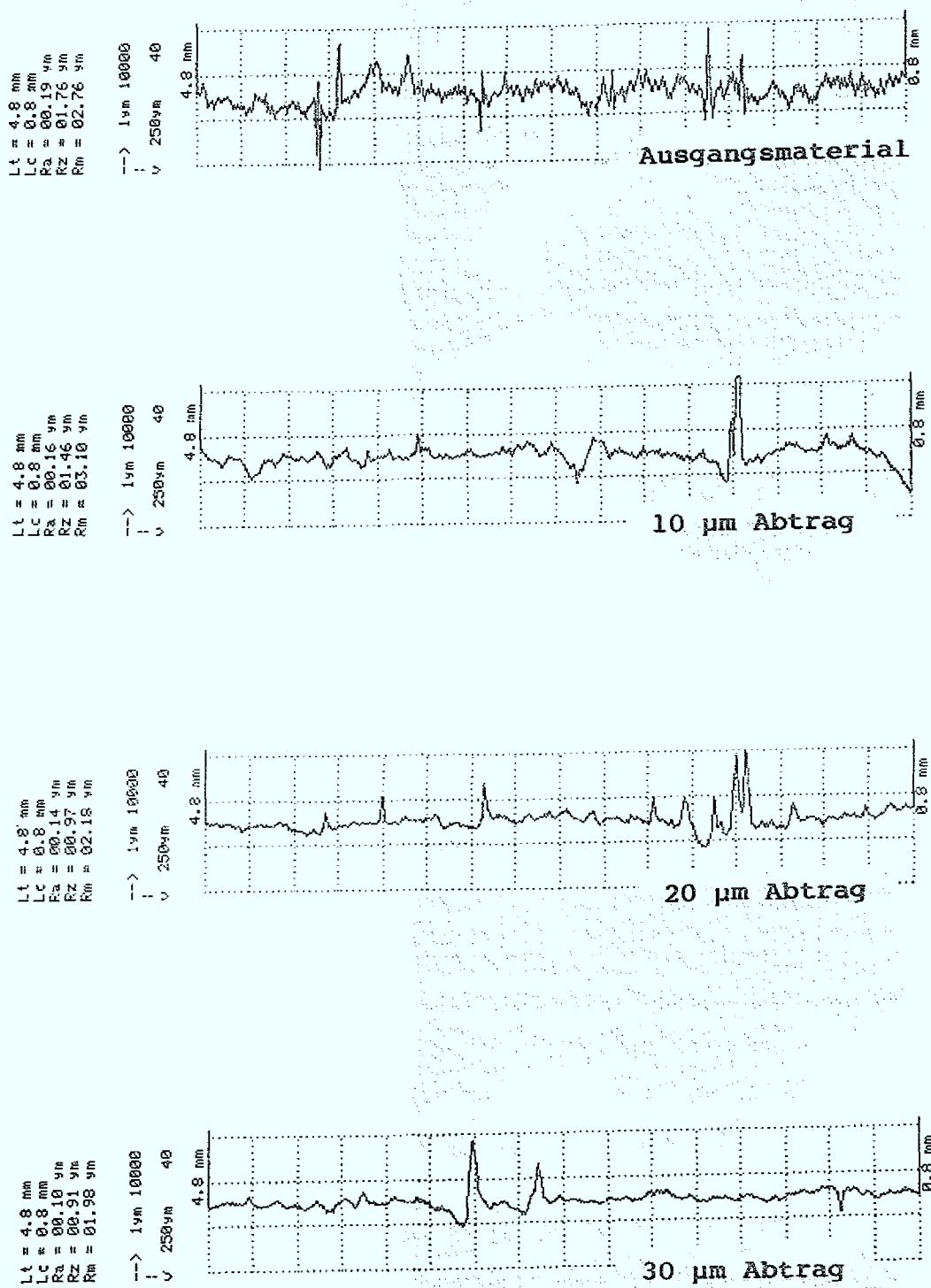


bild 20 Auswirkung des Elektropolierens
 auf die Rauigkeit eines gewalzten
 Bleches

Unser Dank gilt allen Abteilungen und Mitarbeitern der KFA-Jülich, die uns bei der Durchführung dieser Arbeit unterstützt haben, insbesondere der Abteilung ZCH für die Werkstoffanalysen, der Guppe Fertigungstechnologie für die Unterstützung der Schweißversuche, Herrn Schug als Verantwortlichem für die Hochfrequenztechnik und Herrn Zettler (KFA/CERN) für viele wertvolle Hinweise.

Des weiteren möchten wir uns für die vielen offenen Diskussionen und die erfahrene Unterstützung bei folgenden Firmen ganz besonders bedanken:

Fa. Outokumpu
Norddeutsche Affinerie
Fa. Kabelmetall
Zollern Stahl
Fa. Cumsal
Interatom
Pro beam
GVA
Poligrat-Nuclear