Zeitschrift: Jahresbericht / Gesellschaft Pro Vindonissa
Herausgeber: Gesellschaft Pro Vindonissa
Band: - (1981)

Artikel: Eisen und Stahl aus Vindonissa
Autor: Epprecht, Willfried / Schaller, Eduard
DOI: https://doi.org/10.5169/seals-277395

Nutzungsbedingungen
Die ETH-Bibliothek ist die Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften auf E-Periodica. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Zeitschriften und ist nicht verantwortlich für deren Inhalte. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern beziehungsweise den externen Rechteinhabern. Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen sowie auf Social Media-Kanälen oder Webseiten ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Mehr erfahren

Conditions d'utilisation
L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. La reproduction d'images dans des publications imprimées ou en ligne ainsi que sur des canaux de médias sociaux ou des sites web n'est autorisée qu'avec l'accord préalable des détenteurs des droits. En savoir plus

Terms of use
The ETH Library is the provider of the digitised journals. It does not own any copyrights to the journals and is not responsible for their content. The rights usually lie with the publishers or the external rights holders. Publishing images in print and online publications, as well as on social media channels or websites, is only permitted with the prior consent of the rights holders. Find out more

Download PDF: 31.12.2025

ETH-Bibliothek Zürich, E-Periodica, https://www.e-periodica.ch

Eisen und Stahl aus Vindonissa

Willfried Epprecht und Eduard Schaller
Institut für Metallforschung, ETH Zürich

1. Der Stand der Eisentechnik in römischer Zeit

Als die Römer die Schweiz beherrschten, waren die Kenntnisse der Eisenerz-*Verhüttung* (Herstellung des Eisen-Metalles) und der Eisen-*Weiterverarbeitung* gut bekannt und konnten im Prinzip überall in Europa ausgeführt werden. Die schweizerischen Eisenerze, insbesondere die im Jura häufig vorkommenden Bohnerze waren mit den damals üblichen Rennfeuern gut verhüttbar und lieferten ein relativ reines Eisen. Es steht ausser Zweifel, dass Bohnerze schon zu Beginn der römischen Besiedelung der Schweiz zur Gewinnung von Eisen verwendet worden sind [1, 2].

Die im Rennfeuer sich bildenden Eisenklumpen, die sog. «Luppen», bestanden aus fast reinem, gut schmiedbarem Eisen. Dabei ist es besonders wichtig, dass das Rennfeuer-Metall nur wenig (häufig unter 0,1% bis etwa 0,3%) Kohlenstoff enthält, denn der Kohlenstoffgehalt ist dafür verantwortlich, ob schmiedbares Eisen oder der härtere, z.T. sprödere Stahl vorliegt. Die Luppen enthielten ausser dem Metall auch noch zahlreiche Verunreinigungen, insbesondere Schlackeneinschlüsse. Da Schlacke in der Regel bei niedrigerer Temperatur schmilzt als das Metall und oft auch dünnflüssiger ist, tritt sie in der Luppe als tröpfchenförmige Einschlüsse auf.

Der Gebrauch des Rennfeuer-Eisens war von einem Reinigungsprozess abhängig; die Schlackeneinschlüsse mussten weitmöglichst entfernt werden. Dies geschah auf folgende Weise: die unten im Ofen liegende Luppe wurde in heissem Zustand herausgerissen und sogleich mit grossen Hämmern durchgeschmiedet, und zwar vermutlich durchwegs von Hand. Auf diese Weise konnten die noch flüssigen Schlackeneinschlüsse teilweise herausbefördert werden. Die Luppe musste hierauf meistens noch mindestens einmal in einem Schmiedefeuer mit Holzkohle wieder erhitzt und erneut durchgehämmert werden, bis die Schlacke weitgehend entfernt war. Zu dünnen Fetzchen ausgeschmiedete Schlackenreste sind mikroskopisch in jedem solchen Eisen nachweisbar. Sie sind auf parallel zur Schlagrichtung des Hammers hergestellten Schliffen als flachgedrückte Einschlüsse erkennbar, die oft zeilenförmig durch das aus Eisenkristallen bestehende Gefüge ziehen. Als Rohprodukt dieses Aushämmerprozesses entstanden mehr oder weniger grosse, meist 5–10 kg schwere Schmiedeeisenstücke, welche oft spindelförmig gestaltet sind (Spitzbarren). Die beschriebene Herstellungstechnik war zur Zeit, als die Römer die Schweiz besetzten, Allgemeingut [3, 4, 5].

Auch die *Herstellung von Stahl*, d.h. die Erzeugung von hartem, zähem, indessen schwerer schmiedbarem Eisen war damals bekannt; es scheint aber, dass die Härtungsverfahren nicht allgemein angewandt wurden, sondern vielfach nur in bestimmten Fabriken bekannt oder gar von Einzelfachleuten streng gehütetes Geheimnis waren. Alle damals bekannten Stahl-Härtungsprozesse beruhen auf der Aufnahme von Kohlenstoff (C) ins metallische Eisen. Schon bei der Erzeugung von Eisen im Rennfeuer kann unter gewissen Umständen mehr oder weniger Kohlen-

stoff ins Eisen eingehen. Dabei kommt es vor allem auf die herrschende Temperatur und die Luftzufuhr durch die Blasbälge an. Gute Verhüttungsöfen lieferten sehr C-armes Eisen. Die Luppen können jedoch an verschiedenen Stellen schon primär einen unterschiedlichen Gehalt aufweisen. Beim Wiedererhitzen im Schmiedefeuer zwecks nachfolgendem Ausschmieden der Schlacke, aber auch beim Aufheizen vor der Herstellung von geschmiedeten Waffen oder Geräten, kann je nach der Lage des Eisenstückes im Schmiedeherd und der Luftzufuhr weiterhin Kohlenstoff im Eisen gelöst werden, und zwar bis über 1%. Je heisser das Eisen ist, umso mehr C kann es lösen, insbesondere oberhalb von etwa 740 °C bei Gelb- und Weiss-Glut. Der aus der Holzkohle stammende Kohlenstoff wird von der Eisenoberfläche aufgenommen und diffundiert ins Innere der Stücke. Je länger man auf diese Weise glüht, umso tiefer dringt er ein, und umso höher wird der C-Gehalt. Unter sorgfältig eingehaltenen Bedingungen – und das war damals eine Kunst! – konnten C-reiche Oberflächenschichten erzeugt werden. Genaue Dosierungen, wie sie heute mittels Spezialöfen leicht möglich sind, konnten jedoch damals nur wenige Fachleute erreichen. Vermutlich war die C-Aufnahme damals meist mehr oder weniger zufällig. Da der C-Gehalt jedoch die Qualität, d.h. die Härte und Zähigkeit des Stahles bedingt, erkannte man schon frühzeitig seine Auswirkung. Man nützte die mit zunehmendem Gehalt steigende Festigkeit aus, indem zum Teil bewusst für jeden Anwendungszweck optimal feste Stücke ausgelesen wurden. So steigt z.B. der C-Gehalt von römischen Nägeln eines schottischen Fundpunktes sukzessive von etwa 0,5% auf bis 0,9% mit der Längenzunahme von etwa 4 auf 37 cm [3]. Ferner wurde mehrfach festgestellt, dass die Römer Eisenstücke mit unterschiedlichem C-Gehalt zusammenschmiedeten («Verschweissung»), um optimalen Gebrauchsbedingungen zu genügen. Einfache Produkte – wie z.B. ein ca. 12 cm grosser Eisenhaken aus Augst – wurden aus mehreren längsverlaufenden Stücken, welche ganz verschiedene C-Gehalte aufweisen (unter 0,1 bis ca. 0,8%), zusammengeschmiedet [6]. Schwerter wurden z.T. aus unterschiedlichen Streifen zusammengeschweisst, so dass eine zähe Klinge mit harten, gut schärfbaren Schneiden kombiniert werden konnte [3]. Durch Ausschmieden unterschiedlicher Stahlsorten zu relativ dünnen Streifen, Übereinanderlegen und Zusammenschweissen derselben und oft mehrmaliges Zusammenfalten und wieder Ausschmieden (sog. Damaszener-Technik) wurden Stahlschwerter mit lamellarem Gefüge hergestellt.

Die Härte des Stahles gegenüber dem reineren Schmiedeeisen kann auf drei verschiedene Arten erreicht werden. Die beiden wichtigeren *Härtungs-Prozesse* erfordern einen primär (vor der Härtung) vorhandenen relativ hohen C-Gehalt (mindestens ca. 0,3%). Solche Stähle werden bei der Abkühlung unter 723 °C hart, und zwar immer dann, wenn man sie bei der Erkaltung sich selbst überlässt. Primär C-reiche Luppen-Partien und absichtlich in Holzkohle aufgekohlte Eisenstücke härten auf diese Weise aus, wenn man sie im Herd oder an Luft abkühlt. Das entstehende Gefüge enthält neben Eisenkristallen (α-Fe, sog. Ferrit) sog. Perlit, der aus Paketen von alternierenden Ferrit- und Zementit-Lamellen besteht. Zementit, ein Eisenkarbid (Fe_3C) ist viel härter und spröder als Ferrit. In gutem Schmiedeeisen fehlt der Perlit. Mit zunehmendem C-Gehalt wird Perlit volumenmässig immer häufiger, bis ein 0,8% C enthaltender Stahl nur noch aus Perlit besteht. Damit nimmt auch die Härte und Sprödigkeit zu. Wie schon erwähnt, läuft die Perlithär-

tung von selbst ab, weshalb es wahrscheinlich ist, dass diese Art Härtung ursprünglich ungewollt auftrat.

Die zweite Stahl-Härtungsart, das sog. Martensit-Härten, erfordert einen Abschreckungsprozess, welcher darin besteht, dass sehr heisses Eisen (mindestens gelb glühend) plötzlich sehr schnell abgekühlt (abgeschreckt) wird. Dies geschieht z. B. durch Eintauchen in kaltes Wasser oder in Öl. Bei dieser Behandlung geht C-haltiges Hochtemperatur-Eisen (γ-Fe, Austenit) in eine nadelige Kristallart – den Martensit – über, welche ein filziges Geflecht zusammensetzt. Der Martensitstahl ist sehr hart, aber relativ spröd. Auch dieser Härtungsprozess kann dereinst zufällig abgelaufen sein. Erhitzt man Martensitstahl nach dem Abschrecken auf einige hundert Grad, so verliert er teilweise seine Sprödigkeit, er wird zäher, aber auch etwas weicher. Dies ist die «Anlassbehandlung». Es ist einwandfrei festgestellt worden, dass die Römer die Abschreck-Technik, z. T. auch das Anlassen bereits bewusst ausgeübt haben [3, 4]. Diese Techniken erforderten jedoch Spezialisten und wurden kaum allgemein angewandt. Da die den Härtungsverfahren zugrunde liegenden metallurgischen Prozesse unbekannt waren, wurden sie nur aufgrund grosser Erfahrung und z. T. mit viel Mystik durchgeführt. Das Abschreckverfahren wurde von Plinius d. Ae. († 79 n. Chr.) beschrieben [11].

Wenn die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht ganz so gross ist, wie dies bei Abschrecken in Wasser an der Objektoberfläche der Fall ist, so verläuft nach den heutigen Erkenntnissen die Umwandlung anders als bei der Martensitbildung. Man spricht dann von *«Zwischenstufen»*-Umwandlung. Das dabei entstehende Gefüge ist mikroskopisch sehr ähnlich wie dasjenige des Martensites und nur im Elektronen-Mikroskop von diesem sicher unterscheidbar.

Die dritte Methode, Eisen härter zu machen, beruht auf der Verformung bei Raumtemperatur, der sog. *Kaltverformung*. Wird ein Metall gehämmert, so wird der dabei verformte Teil (d. h. meist nur die Oberflächenschicht) härter. Dies gilt vor allem für das Schmiedeeisen, aber auch für Stahl. Dünne Stücke (Drähte, Bleche, dünne Randpartien, z. B. Messerschneiden, Sicheln) können auf diese Weise gehärtet werden. Es besteht kein Zweifel, dass die Römer diese Erscheinung kannten [16], und vermutlich wandten sie dieselbe auch bewusst an. Es sind jedoch darüber praktisch keine Literaturangaben zu finden. Die Eisenkristalle werden beim Hämmern quer zur Schlagrichtung plattgeschlagen, was anhand von Schliffuntersuchungen leicht nachgewiesen werden kann. Schon eine La-Tène-Schwertklinge aus Münsingen [2] besitzt eine eindeutig kaltgehämmerte Schneide, wobei jedoch nicht sicher ist, ob es sich um eine unbewusst herbeigeführte Härtung handelt (Reparatur oder Nachschärfen durch Hämmern).

Für die Härtung dickerer Teile ist die Kaltbearbeitungs-Technik ungeeignet, weshalb die Härtungstechnik der Römer weitgehend auf der Stahl-Bildung beruht. Das komplizierte Prozedere Aufkohlen, Abschrecken, Anlassen war damals noch eher eine Kunst als ein verbreitetes Handwerk.

Ausser Kohlenstoff hat auch *Phosphor* (P) eine härtende Wirkung auf Eisen. In Eisen, welches vermittels den in römischer Zeit üblichen Verhüttungs-Prozessen hergestellt worden ist, kann P nur aus dem Erz stammen, im Gegensatz zum Kohlenstoff, der erst bei der Verhüttung oder bei nachträglichen Aufkohlungs-Prozessen ins Eisen gelangt. Die im Jura häufigen Bohnerze enthalten nur sehr wenig P

(maximal 0,06%, [1]), weshalb das daraus gewonnene Eisen P-arm ist. Dagegen ist im Eisenoolith – der im schweizerischen Jura ebenfalls vorkommt (z. B. Fricktal) – viel mehr P enthalten (0,3–0,7% [1]), und bei der Verhüttung reichert sich P noch an. Die Verhüttung schweizerischer Oolitherze ist zwar für das Mittelalter mehrfach nachgewiesen, für die römische Zeit jedoch unseres Wissens bisher nur vermutet worden. Sie gelingt weniger leicht als die Bohnerz-Verhüttung.

Phosphor löst sich im Ferrit relativ gut (2,8% bei 1050 °C, 0,25% bei 500 °C [7]), so dass normalerweise in Eisen und Stahl keine Phosphide gebildet werden. Die Härte des α-Fe steigt mit zunehmendem P-Gehalt stark an (nach [7]: HV bei 0% P: 70; 0,24%: ca. 145; 0,65% ca. 185; nach [9]: 1,2% P: HB = ca. 260). Ferner wirkt Phosphor auf Ferrit stark versprödend, insbesondere wird die Schlagfestigkeit stark vermindert. Die Löslichkeit von Kohlenstoff in Eisen wird bei hohen Temperaturen durch P stark herabgesetzt, wodurch die kohlenstoffbedingten Härtungsverfahren stark beeinträchtigt werden. Dies scheint man in römischer Zeit bereits empirisch erkannt zu haben, wurden doch P-reiche Eisensorten nicht für Aufkohlungen verwendet [3]. Phosphor diffundiert im Gegensatz zu C in Eisen sehr langsam, und zwar auch bei hohen Temperaturen. Inhomogene P-Verteilungen gleichen sich daher beim Schmieden kaum aus.

P-reiche Eisengegenstände aus römischer und vorrömischer Zeit sind in der Schweiz mehrfach nachgewiesen worden, so ist z. B. ein Teil der La-Tène-Schwerterklingen aus Münsingen [8] schon aus solchem Eisen angefertigt worden.

2. Metallographische Untersuchungen

Es ist nicht genau bekannt, wie weit die Römer in der Schweiz die Stahl-Härtungsverfahren angewandt haben. Das grosse Inventar an Eisen-Objekten des Vindonissa-Museums könnte bei metallographischer Bearbeitung hierüber Auskunft geben. Wir untersuchten daher 15 Werkzeuge und 3 Pilum-Spitzen von Vindonissa. Diese Gegenstände sind in Tabelle 1 zusammengestellt und auf den Bildern 1–3 abgebildet, wobei die untersuchten Stellen eingezeichnet sind. Die mit Pfeilen versehenen Punkte sind Härtemessstellen, wobei die hinter die Punktbezeichnungen (A, B...) gestellten Zahlen die Makro-Vickershärte-Werte (HV) darstellen. Striche, welche in die Gegenstände hineingezeichnet sind, stellen Schnitte dar (S. 1, S. 2,...), welche angeschliffen und mikroskopisch untersucht worden sind. Die Schnitte wurden mit einer Drahtsäge ausgeführt, so dass sich dünne Schnitte mit sehr geringer Verformung der angrenzenden Partien ergaben. Die Schliffe wurden nach dem Feinschleifen mit Diamantpulver, z. T. auch elektrolytisch poliert und mittels den bei Eisen und Kohlenstoffstahl üblichen Ätzmitteln zur Sichtbarmachung des Gefüges behandelt (hauptsächlichstes Ätzmittel war Nital [ca. 3 cm^3 HNO_3 in 100 cm^3 Äthylalkohol], für die Sichtbarmachung von P-Seigerungen Oberhoffersches Ätzmittel [30 g Eisenchlorid, 1,0 g Kupferchlorid, 0,5 g Zinnchlorür, 50 cm^3 tech. Salzsäure, 500 cm^3 Äthylalkohol, 500 cm^3 H_2O] [Lit. 10]).

Eine erste Durchsicht der Objekte wurde aufgrund von Vickers-Makrohärtemessungen (HV) ausgeführt. Auf den Bildern 1 und 2 sind die erhaltenen HV-Werte angeschrieben. In Tabelle 2 sind die Härtezahlen der verschiedenen Eisen- und Stahlsorten zusammengestellt, und zwar aufgrund von modernen Stahlsorten,

Tabelle 1: Die untersuchten Eisengegenstände

Nr.:	Gegenstand:	Inventar-Nr.:
1	Messer mit Stielloch	36.892
2	Axt	ohne Nr.
3	Stechbeutel (Stemmeisen) mit flacher Angel	36.866
4	Raspel (mit spitzer Angel)	23.516
5	Meissel mit spitzer Angel	41.359
6	Meissel (vorn mit modernem Anschliff)	1938.4
7	Spitze (Abgebrochen)	115
8	Axt	Breite 53.16.9
9	Fäustel (mit Bartkranz)	29.475
10	Pickel (2 Schneiden, sich kreuzend)	Breite 13.11.53
11	Pickel (Schneide/Spitze)	U I 6–10 Königsfelden 1962
12	Bohrer mit abgesetzter Spitzangel	23.694
13	Hohlbeitel mit gestauchtem Kopf	23.664
14	Ahle	42.411
15	Holzsäge-Blatt	52.30
16	Pilum-Spitze	ohne Nr.
17	Pilum-Spitze	3274
18	Pilum-Spitze	23.720

Tabelle 2: Härte-Richtwerte von Stahl (Makro-Vickershärte)

Reineisen bis ca. 0,1% C:
- weichgeglüht HV 70–100
- bei P-Gehalt Anstieg bis HV ca. 260 (1,2% P)
- kaltverformt bis gegen HV 200 und mehr (nach [16] bei P-Gehalt bis HV 330)

Perlitstahl (je nach C-Gehalt und Abkühlungsbedingungen):
- HV 200–300
- sehr feinlamellar (oder sog. Zwischenstufengefüge) bis ca. HV 475

Martensitstahl (abgeschreckt, nicht angelassen):
- 0,1% C (HV 250) bis HV 400
- 0,3% C (HV 240) bis HV 630
- 0,6% C gegen HV 900
- 0,8% C bis gegen HV 920

welche den römischen Typen nahekommen. Man erkennt, dass die Härtewerte unserer Untersuchungsobjekte 1–11 zwischen 175 und 650 liegen. Dies spricht dafür, dass neben Schmiedeeisen Perlitstähle wie auch Martensitstähle vorliegen. Die relativ weichen Werkzeuge 1, 2, 3, 5, 6, 7, 9 wie auch 11 wurden nicht weiter untersucht, da sie vorwiegend aus *Schmiedeeisen*, z.T. wohl auch aus *Perlitstahl* bestehen. Diese beiden Werkstoffe sind für schweizerische Römerfunde mehrfach nachgewiesen (z.B. von SOLENTHALER [6] und EPPRECHT [12]). Sehr wahrscheinlich sind auch Kaltverformungs-Härtungen vorhanden, insbesondere solche, welche ohne Absicht beim Gebrauch entstanden. Dies dürfte bei den deutlich durch Gebrauch verformten Schlagflächen des Fäustels (Objekt 9) der Fall sein.

Einer eingehenden Prüfung wurden diejenigen Objekte unterworfen, welche besonders harte Stellen aufwiesen oder wegen ihrer besonderen Form interessante Aufschlüsse über die römische Eisentechnologie versprachen, d.h. die Objekte 4 (Raspel), 10 (harte Pickelschneide), 12 und 13 (Hohlbeitel), 14 (Ahle) sowie 16–18 (Pilum-Spitzen).

Ahle (Objekt 14), Bild 3

Die Ahle besitzt auf die ganze Länge einen quadratischen Querschnitt. Ihre Härte liegt zuvorderst um HV 380, am hintern Ende um HV 180. Es fragte sich, ob sie aus einem Schmiedeeisen-Stück hergestellt und anschliessend zuvorderst aufgekohlt und damit gehärtet worden ist, oder ob verschiedene Eisen (Stahl)-Sorten zusammengeschmiedet wurden. Die Untersuchung spricht eindeutig für letzteres.

Der dicht hinter der Spitze liegende Querschliff S1 zeigt einen zonaren Aufbau (Bild 4a). Aussen liegt eine Zone A mit der Mikrohärte MHV 380, welche aus relativ groblamellarem Perlit (gP), vereinzelten Bereichen aus feinlamellarem Perlit (oder sog. Zwischenstufe, Bainit; fP) sowie Ferrit (F) besteht (Bild 5). In dieser Aussenzone ist eine Zone B mit gröberem Korn, etwas anderer Perlitstruktur und weniger Ferrit vorhanden. Zentral liegt ein feinkörniger Kern C, dessen Gefüge aus Bild 6 hervorgeht; solche Gefüge entstehen, wenn relativ feinkörniger Perlit auf etwa 600° bis 700 °C erhitzt wird.

Der 2 cm hinter der Ahlenspitze gelegene Schliff S. 2 (Bild 4b) weist ebenfalls mehrere Bereiche nach, die gegeneinander deutlich durch Schlackeneinschluss-Reihen getrennt sind. Randlich liegt die Mikrohärte eher noch etwas höher als zuvorderst bei S. 1 (MHV zwischen 379 und 438). Es handelt sich durchwegs um feinperlitischen Stahl. An einer Stelle ist eine kleine reine Ferritpartie mit MHV 272 vorhanden, und an einer anderen Stelle reicht die generell weichere Zentralzone bis an die Oberfläche. Der Kern, welcher auch hier aus z.T. deutlich wärmebeeinflusstem Perlit besteht (wie Bild 6), weist Mikrohärten zwischen 277 und 334 auf. Er ist ringsum von Schlackenfetzchen oder einer ferritreichen Nahtpartie (HVM 224) umgeben.

Die hintere Endfläche (Schliff S. 3 auf Bild 3) besteht, wie Bild 4 zeigt, aus mindestens 6 aufeinanderliegenden, bandförmigen Schmiedeeisen-Zonen, zwischen denen z.T. ziemlich grobe Schlacken- und Oxid-Einschlussreihen liegen. Die Gefüge der einzelnen, zusammengeschweissten Lagen weichen voneinander deutlich ab (siehe Bild 4c), bestehen jedoch überall fast nur aus Ferrit. Geringe Mengen

Perlit oder phosphorreiche, schlierenartige Bereiche (Seigerungen) erhöhen die meist um MHV 150 liegende Mikrohärte stellenweise auf ca. 200.

Die Gefüge-Analyse der drei Schliffe beweist, dass die Ahle aus zahlreichen band- (hinten) bis drahtförmigen (gegen Spitze) Eisen- und Stahlstücken zusammengeschweisst und in die Endform geschmiedet worden ist. Hinten wurden *Schmiedeeisen*-Bänder verwendet, die einen nur geringen C-Gehalt, stellenweise jedoch einen deutlich erhöhten P-Gehalt aufweisen; zuvorderst wurden Drahtstücke mit relativ hohem C-Gehalt (etwa 0,4 bis gegen 0,8%) verarbeitet. Es wurde keine Aufkohlung und keine Abschreckhärtung durchgeführt. Die erhöhte Härte im Spitzenbereich beruht rein auf *Perlit*. Beim Zusammenschweiss- und Ausschmiedeprozess wurde ein Teil der Stahlstücke z.T. wiederholt auf gegen 700° (dunkle Rotglut) erhitzt, wobei das Perlitgefüge etwas verändert wurde. Dies geschah insbesondere mit dem zentral liegenden Draht.

Pilumspitzen (Objekte 16–18, Bild 3)

Nach der antiken Literatur sollen die Wurfspeerspitzen eine harte Spitze besitzen, damit ein Eindringen in die gegnerischen Schilde gewährleistet sei, der Spitzenschaft soll jedoch weicher sein, damit das Herausreissen aus dem Schild erschwert sei (Plinius). Bei den Objekten 16 und 17 ist die Spitze so gegenüber dem Schaft angeschrägt, dass die Vermutung naheliegt, sie seien aus einem Stück geschmiedet worden. Demgegenüber ist die Spitze des Objektes 19 hinten scharf gegen den Schaft abgesetzt, dass die Spitze auf den Schaft aufgesetzt worden sein könnte. Aus diesem Grunde wurden Röntgen-Durchstrahlungsbilder angefertigt, welche Nahtstellen solcher Einsatzprozeduren gut nachweisen lassen würden. Es konnten jedoch keinerlei Hinweise auf eine solche Zusammenfügeprozedur gefunden werden. Alle drei Objekte müssen aus jeweils einem Rohstab hergestellt worden sein, der allerdings seinerseits – wie nachfolgend gezeigt wird – vorgängig aus Teilstücken zusammengeschmiedet worden war, ähnlich wie die oben beschriebene Ahle.

Makro-Härtebestimmungen an den Spitzen der drei Objekte ergaben: Objekt 16 HV 135; Objekt 17 HV 138; Objekt 18 HV 175. Die Spitzen von 16 und 17 bestehen somit aus normalem Schmiedeeisen und sind nicht hart. Demgegenüber könnte die Spitze des Objektes 18 gehärtet sein.

Pilumspitze 16: Die Schliffe S. 1, 2 und 3 weisen fast durchwegs ein reines Ferritgefüge auf, in welchem stellenweise reichlich Schlackeneinschlüsse vorhanden sind. Diese sind oft zeilig angeordnet und in die Länge gezogen, beides in Richtung der Objektachse. Nur selten sind kleine C-reichere Partien nachweisbar. In der Spitze selbst nimmt die Korngrösse (unregelmässig) nach vorn ab, was auf die dort stärkere Ausschmiedung zurückgeführt werden kann. Obwohl keine Kornverformungen des Ferrites nachweisbar sind, d.h. das Material nach dem letzten Schmiedeprozess nicht eigentlich kaltverformt wurde, ist ein deutlicher Härteanstieg gegen die Spitze auf S. 1 nachweisbar (von MHV 135 [hinten] kontinuierlich auf 174 [Spitze]), ebenso ein solcher im Querschliff S. 2 vom Zentrum (MHV 135) an den Rand (MHV 188 resp. 189). Ausser der Kornverfeinerung kann im Schliff keine

Härtungsursache erkannt werden. Dagegen sind vermittels Röntgen-Beugungs-Versuchen (Rückstrahl-Aufnahmen) im Bereich der vordersten Spitze sowie in den Oberflächenpartien deutliche Kaltverformungseffekte nachweisbar. Es scheint somit, dass diese Spitze durch Hämmern eine Schlusshärtung erfuhr. Eine eigentliche oberflächliche Verformungsschicht kann jedoch im Gefüge nicht erkannt werden; vermutlich ist sie weggerostet.

Pilumspitze 18: Auch dieses Objekt besteht grösstenteils aus weichem Schmiedeeisen, und zwar insbesondere der Schaft und der Kern der Spitze. In der Spitze sind die Rand- und vor allem die Kantenpartien C-reich, und auch im Schaft kommen Stahlbereiche vor. Das Bild 7 veranschaulicht dies nach HEIMGARTNER [13] schematisch für den vordersten Teil der Spitze (S. 1 u. S. 2). Die eingetragenen Mikrohärte-Werte spiegeln einerseits die grössere Härte der Randpartien wider, anderseits eine deutliche Härtezunahme des weicheren Ferritkernes gegen die Spitze hin, wie dies bereits am Objekt 16 beschrieben wurde. Die Rand- und Kantenhärte geht auf zwei verschiedene Härtungsarten zurück. Die auf Bild 7 erkennbaren C-reichen Partien besitzen dort, wo sie grössere Dicken besitzen, das sog. Widmannstättensche Gefüge (Bild 8), das bei relativ langsamer Abkühlung von (in diesem Falle) ca. 0,5–0,7% C enthaltendem Eisen von mindestens etwa 850 °C entsteht. Es muss sich um Stahlstücke handeln, welche mit der zentraleren Schmiedeeisenpartie zusammengeschweisst worden sind. Die *Abb. 7* zeigt, dass offenbar die Spitzenkanten auf diese Weise verstärkt worden sind. An den Kanten sind z.T. solche Gefügepartien sehr deutlich verformt (Bild 9), und zwar muss aufgrund des Verformungsgefüges geschlossen werden, dass diese Verformung bei relativ niedriger Temperatur oder gar kalt erfolgt ist. Möglicherweise geschah dies durch einen letzten *Schmiedegang im Gesenk*, d.h. in einer Form. Für eine solche Behandlung spricht auch die sehr glatte, kantige und hinten scharf abgesetzte Form der Spitze. Das Schmieden im Gesenk kannten die Römer, sind doch aus Pompeji Gesenkteile bekannt. E.v. WEDEL hat in [14] ein Pilum abgebildet, das im Gesenk geschmiedet worden sein soll.

Die Spitze weist oberflächlich fast überall eine *Aufkohlungszone* auf (Bild 10), welche 0,15 bis etwa 0,35 mm dick ist. Auch am Schaft sind stellenweise solche Aufkohlungsschichten vorhanden. Sie sind dadurch charakterisiert, dass im normalen Ferritgefüge (weiss auf Bild 10) feine Eisenkarbid-Körnchen (um 0,005 mm gross) zu unregelmässigen Häufchen gruppiert in den Ferritkristallen und besonders deren Korngrenzen locker eingestreut sind. Solche karbidreiche Schichten können durch Glühen des fertig geformten Stückes in Holzkohle erzeugt werden. Die Mikrohärte des reinen Ferrites liegt in der Spitze zwischen MHV 127 und 190; durch die Karbideinlagerungen wird sie auf 201 bis 233 gesteigert.

Das Bild 7a zeigt, dass im ferritischen Kern die Härte gegen die Spitze hin sukzessive zunimmt, entsprechend wie dies auch beim Pilum 16 beschrieben wurde. Gleich wie dort kann vermittels Röntgenbeugungs-Rückstrahlaufnahmen nachgewiesen werden, dass der im Mikroschliff unverformt aussehende Ferrit (die Körner sind mehr oder weniger isometrisch [Bild 10] und nicht deutlich verformt wie z.B. stellenweise an der Kante [Bild 9]) eine gewisse *Kaltverformung* erlitten haben muss. Die Intensität der dadurch bewirkten Härtung steigt gegen die Spitze an. Es ist

möglich, dass diese Verformungshärtung bei der oben vermuteten Gesenkschmiede-Prozedur am Schluss der Herstellung geschah. Es könnte sein, dass das fast fertig geformte Stück bei Rotglut oberflächlich aufgekohlt worden ist, und anschliessend – vielleicht noch im warmen Zustand – in die Gesenkform gelegt wurde. Mit ein paar Schlägen könnte ihm dann die endgültige Form gegeben worden sein. Dabei wären naturgemäss besonders die Kanten stark (Bild 9), die übrigen Bereiche jedoch kaum sichtbar verformt worden.

Die metallkundliche Untersuchung bestätigt somit mindestens für die Pilumspitze 18, dass der Spitzenteil durch ein komplexes Herstellungsverfahren hart gemacht wurde, während der Schaft relativ weich ist. Die Spitze selbst wurde einerseits kunstvoll aus harten Stahlstücken für die Kanten und aus Schmiedeeisen für den Innenteil zusammengeschweisst. Anschliessend wurde die Spitze in Holzkohle erhitzt und dabei aufgekohlt, so dass sich eine harte Oberflächenschicht ergab. Vermutlich erfolgte anschliessend noch eine Schlussbearbeitung im Gesenk.

Bohrer (Objekt 12, Bild 3)

Dieser Bohrer – evtl. handelt es sich um ein Drechslerwerkzeug – besitzt eine abgesetzte, massive Pyramiden-Angel und besass vermutlich einen hölzernen Quergriff. C. ITEN [15] fand in einer Voruntersuchung, dass Schaft und Angel aus relativ weichem Eisen bestehen, der vordere, hohle Werkzeugabschnitt jedoch einen schichtförmigen Aufbau aus verschiedenen Stahlsorten besitzt. Es liegt somit, wie bei der Ahle und der Pilumspitze 19, ein aus verschiedenen Eisen- und Stahlstücken zusammengesetztes Objekt vor.

Der fast zuvorderst liegende Querschliff S. 1 ergab, dass 5 verschiedene Gefügetypen schichtförmig übereinanderliegen (Bild 11), welche durch Aufeinanderschweissen von 4 verschiedenartigen Stahlbändchen entstanden sein dürften. Die in [15] näher beschriebenen Gefügedetails von S. 1 können wie folgt zusammengefasst werden:

Auf der konkaven Seite liegt zuinnerst der sehr feinkörnige Gefügebereich 1 (Bild 12). Die genaue Natur der faserigen bis körnigen Struktur kann nicht genau bestimmt werden. Es kann sich entweder um sehr feinkörnigen Perlit oder um Zwischenstufengefüge handeln, vielleicht liegt auch stellenweise Martensit vor. Nach der sicher relativ schnellen Härtungsabkühlung ist offenbar noch eine Anlassbehandlung ausgeführt worden. Die Härte liegt zwischen MHV 460 und 420. Unter dieser Stahlschicht liegt eine durch die Mitte des Stückes verlaufende Schicht vom Gefügetypus 2 (Bild 13). Hier herrscht ein deutlich faseriges Gefüge vor, das wiederum entweder aus angelassenem Martensit (Vergütungsgefüge) oder angelassenem Zwischenstufenmaterial besteht. Die Härte von MHV 380 sowie feine Gefügedetails sprechen eher gegen Martensit. Die konvexe Seite besteht aus dem Stahl-Gefüge 3, das z.T. demjenigen der Mittellamelle gleicht, aber ferritreicher und grobkörniger ist, z.T. auch Bereiche enthält, welche dem Widmannstätten-Gefüge (entsprechend Bild 8) nahestehen. Die Härte liegt durchwegs bei etwa MHV 220, was zeigt, dass diese Zone merklich C-ärmer (vermutlich um 0,4% C) ist, als die Zonen 1 und 2, welche bis gegen 0,8% C enthalten dürften. Das Gefüge 4 (Bild 14), das nur gegen die eine Bohrerkante hin auftritt, ist noch C-ärmer (um 0,2%) und

besteht aus deutlich verformtem ferritisch-perlitischem Stahl. Die Härte des Ferrites liegt hier um MHV 180–200, diejenige des Perlites um 210–220.

Im Bereich dieses Gefüges liegt gegen die konkave Oberfläche eine kaum 0,1 mm dicke, unregelmässige Schicht 5, welche auch auf die Zonen 3 und 2 hinüberzieht. Das über der Zone 4 gegen die Bohrerkante hin liegende Stück ist auf Bild 15 abgebildet. Es zeigt zusammen mit – wegen der starken Vergrösserung relativ schlechten – anderen Aufnahmen, dass es sich um eine extrem stark verformte Oberflächenhaut handelt. An der äussersten Kante ist ein «Bart» zu erkennen, der zeigt, dass die Verformung das äusserste Material über die Kante hinaus geschleppt hat. Zudem ist ein langgestreckter Schlackeneinschluss (Sch) in der direkt unter dieser Schicht liegenden Zone 4 in zahlreiche kantige Stücke gebrochen. Dies beweist, dass hier die Oberfläche im kalten Zustand *angeschliffen* worden ist. Die Kaltverformungsschicht 5 ist überall etwas härter als das darunter liegende Gefüge, aus dem sie jeweils entstanden ist: Zone 2 (normal MHV 380) steigt bis MHV 480, Zone 3 (normal MHV 220) steigt bis etwa 270; die Ferrithärte von Zone 4 steigt von 180–200 auf MHV 216. Es ist also überall eine merkliche *Kaltverformungs-Härtung* nachweisbar.[1])

Der Längsschliff S. 3 (siehe Bild 11) ergab, dass die Zonen 1, 2 und 3 durch den Bohrer nach hinten ziehen. Sie sind auch auf dem Querschliff S. 2 wieder erkennbar. Dabei ist aber in allen Schichten von S. 1 nach S. 2 eine Abnahme des C-Gehaltes erkennbar, was sich im Gefüge und der Härte ausdrückt. Auf S. 2 besitzt die Zone 1 ein Widmannstätten-Gefüge mit sehr feinlamellarem Perlit (MHV um 280), was einem C-Gehalt von etwa 0,6% entspricht. Der Gefügebereich 2 geht in ferritreiches Widmannstätten-Gefüge mit Perlit über und der Bereich 3 in meist reinen Ferrit (Schmiedeeisen) mit vielen länglichen Schlackeneinschlüssen (MHV 160–175). Die Zonen 4 und 5 fehlen im Schliff S. 2; Verformungsgefüge fehlen ganz. Die Gefügepartien der Bereiche 1 und 2 zeigen, dass die Abkühlung im Gebiet von S. 2 wesentlich langsamer erfolgte als zuvorderst am Bohrer. Offenbar wurde der Bohrer vorn auf Gelbglut erhitzt und nur gerade zuvorderst in kaltes Wasser gehalten, so dass dort eigentliche Abschreckgefüge entstanden. Die Kaltverformungsschicht 5 wurde nach dem Abschrecken hergestellt, möglicherweise beim Nachschleifen.

Es kann nicht mit Sicherheit entschieden werden, ob der vorne (bei S. 1) in allen Schichten höher liegende C-Gehalt so entstanden ist, dass in einem gewissen Schmiedestadium die Bohrerspitze aufgekohlt worden ist, oder ob alle Teillamellen schon vor dem Zusammenschweissen vorn C-reicher waren.

Hohlbeitel (Objekt 13, Bild 3)

Dieser Hohlbeitel besitzt eine sehr lange, halbrunde Schnittmulde und einen nur kurzen Schaft mit stark gestauchtem Kopf. Der Bartkranz beweist, dass er ohne Griff sehr ausgiebig verwendet worden ist.

[1]) An einem römischen Nagel mit ferritisch-perlitischem Gefüge ähnlich wie bei Zone 4 versuchten wir, eine entsprechende Kaltverformungsschicht zu erzeugen. Der plangeschliffene Nagel wurde mit einem Schleifstein (Typ India) einsinnig bearbeitet. Dabei ergab sich, entsprechend wie am Bohrer (Bild 15), ein Bart an der Kante sowie eine weniger als 0,1 mm dicke Kaltverformungsschicht. Die Ferrithärte liegt darin (und im Bart) bei MHV 251–268, im ungestörten Ferrit bei 197–232. Dies bestätigt, dass die Schicht 5 beim Schleifen entstanden ist.

Der Aufbau des Hohlbeitels gleicht sehr stark demjenigen des Bohrers. Makrohärtemessungen am (nur sehr kurzen) Schaftteil bei A und B (Bild 3) ergaben Werte von HV 150 resp. 160, was beweist, dass es sich dort um Schmiedeeisen handelt. Demgegenüber besteht das anhand der Schliffe S. 1, 2 und 3 untersuchte vordere Ende aus gehärtetem Stahl, wobei wiederum ein mehrschichtiger Aufbau zu erkennen ist. Der von C. ITEN [15] eingehend beschriebene Querschliff S. 1 besteht aus mindestens 3 Stahlschichten. Die innerste, welche ähnlich wie der Bereich 1 des Bohrers (Bild 11) nicht durch den ganzen Querschnitt läuft, ist am härtesten (MHV 630) und weist ein sehr feinkörniges, z.T. faserig strahliges Gefüge auf, das demjenigen von Bild 12 gleicht. Es dürfte sich um Anlassmartensit handeln, evtl. um angelassenes Zwischenstufengefüge. Gegen aussen – und auf der einen Seite bis zuinnerst – folgt eine Stahllamelle mit der sehr konstanten Mikrohärte MHV 570 und einem Gefüge, welches dem Bild 13 ähnelt. Auf der konvexen Aussenseite liegt stellenweise eine deutlich weichere Zone mit MHV 505, deren Gefüge ebenfalls Bild 13 nahesteht. Nach hinten gehen die Zonen 1 und 2, wie anhand des Schliffes S. 2 nachgewiesen wurde, mit fast unverändertem Gefüge weiter. Die äusserste, auf S. 1 die Härte MHV 505 aufweisende Partie, besteht bei S. 2 aus ferritreichem Perlitstahl mit MHV 205. Auf beiden Schliffen sind zahlreiche langgestreckte, gerundete Schlackeneinschlüsse nachweisbar, welche parallel zu den Objektoberflächen liegen.

Der Hohlbeitel wurde somit ebenfalls aus mehreren Stahlblechen mit etwas verschiedenem C-Gehalt zusammengeschmiedet, die im Schaftteil von Schmiedeeisen abgelöst werden. Nach dem Schmieden wurde das Objekt hoch erhitzt und mindestens bis zum Querschliff S. 2 hinab einer Abschreckhärtung unterworfen, d.h. beim Abschrecken tiefer ins Wasser getaucht als der oben beschriebene Bohrer. Die gegenüber dem Bohrer deutlich höhere Härte spricht dafür, dass entweder höhere C-Gehalte als dort vorliegen, oder dass der Abschreckprozess besser (schneller) ausgeführt wurde.

Sägeblatt (Objekt 15, Bild 3)

Das ursprünglich ca. 1,5 mm dicke Sägeblatt ist ziemlich stark korrodiert. Von blossem Auge sieht man auf der Oberfläche eine feine Längsstriemung, welche durch verschieden tief korrodierte Zeilen verursacht wird und wie eine Damaszierung aussieht. Die mikroskopisch untersuchten Schliffe S. 1–S. 4 sind auf Bild 3 eingezeichnet. Auf dem Querschliff S. 1 (Bild 16) erkennt man, dass das Blatt parallel zur Blechfläche sehr fein geschichtet ist (P) und stellenweise lange Schlackenzeilen (Sch) enthält, die parallel zur Blattfläche liegen. Es ist aus zusammengeschweissten Teilblechen aufgebaut und vielleicht durch mehrfaches Flachschmieden von Ausgangsblechen, Zusammenfalten und Wiederausschmieden entstanden. Es kommen auch zahlreiche isoliert liegende, rundliche Schlackeneinschlüsse (Sch) vor. Die nur aus etwas unterschiedlich grobgekörntem Ferrit (F) bestehenden Hauptschichten ziehen nicht durch den ganzen Querschnitt, sondern laufen höchstens etwa 1 cm weit, was zeigt, dass schmale Blechstreifen verschweisst worden sind. Nur selten liegen an Ferritkorngrenzen schmale Saum-Partien aus Karbiden, was zeigt, dass es sich um C-armes Eisen, d.h. eigentliches Schmiedeeisen, handelt.

Es gibt Schichten aus bis ca. 0,3 mm grossen isometrischen (iF) Ferritkörnern (Bild 16, oberste und unterste Schicht), andere mit viel geringerer Korngrösse. In einigen Schichten sind die Ferritkörner parallel zur Blattfläche breiter als quer dazu (Bild 16, lF, Mitte); es handelt sich aber wie bei den mehr isometrisch gekörnten Gefügepartien um praktisch voll rekristallisierten Ferrit. Die Streckung der Körner dürfte auf eine ehemalige Verformungsstruktur zurückgehen, die beim Blechschmieden entstand. Nach dem Schmieden ist das Blatt noch geglüht worden, wodurch es rekristallisierte (Bildung grober, isometrischer Ferritkörner).

Auf Bild 16 erkennt man heller und dunkler angeätzte, feine Parallelzonen, welche unbekümmert um die Ferritkorngrenzen quer durch das Gefüge hindurchziehen. Eine Schliff-Ätzung nach Oberhoffer zeigte, dass es sich um feine phosphorreichere und -ärmere «Schichten» handelt (P), die schon vor der Rekristallisation des Ferrites vorhanden gewesen sein müssen. Wie eingangs erwähnt, diffundiert P in Eisen nur sehr langsam, so dass ursprüngliche P-Seigerungen zwar flachgeschmiedet und in die Länge gezogen worden sind, in der Schmiedehitze und bei der Schlussglühung jedoch nicht durch eine P-Homogenisierung verschwanden. Von P.O. BOLL [17] wurde in der Eidg. Materialprüfungs- und Versuchsanstalt (EMPA) eine Mikrosonden-Analyse ausgeführt und dabei das in Bild 17 wiedergegebene P-Profil erhalten. Man erkennt, dass die im Schliff weiss erscheinenden Schichten meist deutlich P-reicher sind als die dunkel angeätzten. Die P-ärmsten Partien enthalten etwas unter 0,1% P und besitzen eine Härte um MHV 160; die Härte der P-reichsten Stelle gegen die Blattoberfläche mit 0,5 bis 0,75% steigt bis 237. Es fällt auf, dass die Abhängigkeit der von uns gemessenen Mikrohärte vom P-Gehalt durchwegs 20–30 Einheiten höher liegt, als die in der Literatur (vgl. Seite 43) genannten Werte der Makrohärte HV. Zahlreiche weitere Mikrohärtemessungen – insbesondere solche am Oberflächenschliff S. 4 (Bild 3) – ergaben: die gemäss Oberhoffer-Ätzung P-ärmsten Stellen bestehen aus Ferrit mit MHV 144–165, somit offenbar Gehalten von unter 0,1% P. Sehr häufig treten Werte um MHV 180 auf, entsprechend einem P-Gehalt von rund 0,4%. Die härtesten Partien weisen Werte von MHV 222–237 auf, was auf Gehalte von mindestens 0,8% P hindeutet.

Erhöhte P-Gehalte machen Ferrit etwas widerstandsfähiger gegen die Rostbildung in Erde. Die auf den Sägeblattflächen erkennbaren Längsstriemungen beruhen auf den Korrosionsunterschieden der P-reichen und P-armen Gefügebereiche. Die detaillierte Untersuchung ergab, dass die P-reichen Partien nicht etwa lamellenartig sind, wie dies aus den Bildern 16 und 17 geschlossen werden könnte, sondern eher wurmartige, schnurförmige Gebilde darstellen, welche parallel zur Blattebene und ungefähr in der Sägeblatt-Längsrichtung ausgerichtet sind. Es liegt eine Art faserige Struktur aus P-reichen «Fasern» in einer P-ärmeren Grundmasse vor.

Beim Sägeblatt liegt eindeutig der Fall der *Phosphorhärtung* vor. Die in der Luppe vermutlich noch rundlichen, unregelmässigen Gefügepartien mit hohem P-Gehalt wurden im Verlaufe des Ausschmiedens flachgedrückt und in die Länge gezogen, ähnlich wie die Schlackeneinschlüsse, so dass ein faseriges Gefüge entstand. Die «Fasern» sind jedoch nicht eigenständige Gefügebestandteile wie die Schlacken, sondern stellen nur eine chemische Phosphorvariabilität innerhalb des Ferritgefüges dar, denn Phosphor ist stets gelöst im Ferrit enthalten. Die «chemische Faserung» zieht unbekümmert um die Korngrenzen des Ferrites durch das

Material hindurch. Es handelt sich also nicht um eine eigentliche Faserverstärkung, wie sie in modernen Werkstoffen (z. B. glasfaserverstärkte Kunststoffe) vorliegt.

Raspel (Objekt 4, Bild 1)

Die sehr gut erhaltene, halbrunde Raspel mit spitzer Griffangel durfte für die Untersuchung nicht zerschnitten werden. Es wurden nur kleine Stellen angeschliffen, um Härtebestimmungen ausführen zu können. Die auf Bild 2 eingezeichneten Prüfpunkte A–C ergaben folgendes: der Übergang von der Angel zum Blatt weist auf der ebenen Raspelseite (B) die Härtewerte MHV 237–250, auf der konvexen Seite (A) MHV 300 auf. Im vorderen Blatt liegt die Mikrohärte auf der flachen Seite (C) zwischen MHV 520 und 593. Die Tabelle 2 besagt, dass so hohe Härten, wie sie im Blatteil vorliegen, nur von Martensit oder Anlass-Martensit erreicht werden. Da der Schaft bedeutend weicher ist, muss angenommen werden, dass die Raspel – wie alle von uns genauer untersuchten Objekte – aus Stücken mit verschiedener Zusammensetzung zusammengeschweisst worden ist; der Schaft dürfte aus C-armem Stahl, das Blatt aus Stahl mit einem Gehalt von 0,3–0,5% C bestehen. Ein 0,4% C-Stahl liegt bei langsamer Abkühlung nach dem Schmieden im relativ weichen, ferritisch-perlitischen Zustand vor und lässt die Herstellung von Pockenhieb-Zähnen ohne weiteres zu. Ein anschliessendes Erhitzen auf Gelbglut und Schlussabschrecken macht den Stahl dann hart.

Kreuzpickel (Objekt 10, Bild 2)

Die Querschneide des Kreuzpickels lieferte die höchsten Makrohärten (HV 600–650) unserer ganzen Untersuchung. Die Stelle höchster Härte wurde mit den beiden Schliffen S. 1 und S. 2 näher untersucht. Anhand einer seitlichen linienartigen Vertiefung erkennt man schon von blossem Auge, dass eine schichtige Struktur vorliegt, was denn auch durch die Schliffe bestätigt wird: zwei dicke Schlackenzeilen ziehen parallel zu den Schneideflächen in die Schneide hinein. Auch Rostschichten liegen entlang dieser Schlackenschichten. Wie die Übersichtsfoto des Schliffes S. 1 (Bild 18) zeigt, ist die Pickelschneide aus sehr unterschiedlichen Stahlschichten aufgebaut. Fast rein ferritische Lagen mit Härten MHV 155–158, deren C-Gehalt kaum 0,1% erreichen dürfte, wechseln mit harten bis sehr harten Stahllagen (siehe Härtewerte auf Bild 18). Aufgrund der Gefüge und Härten der beiden Schliffe sind in der Pickelschneide mindestens 3 aufeinandergeschweisste Schichten nachweisbar. Im Bild 18 liegt zuunterst eine ferritreiche Lage (C-arm) mit Härten von MHV 155–172, die gegen die Spitze hin C-reicher wird, ein weitgehend perlitisches Gefüge und Härten von bis 481 aufweist. Durch die Mitte der Schneide verläuft eine ähnlich aufgebaute Lage. Die im Bild 18 zuoberst liegende Lage ist am C-reichsten und weist auf S. 1 und S. 2 in der Schichtmitte folgende Härten auf: MHV 320–535–593–652, an einer eng begrenzten Stelle gegen die Innenschicht jedoch MHV 800. Das Gefüge dieser Schicht ist ähnlich, wie es auf den Bildern 12 und 13 dargestellt ist: feinkörnig bis strahlig, und besteht entweder aus angelassenem Martensit oder Zwischenstufe. Der sehr harte Bereich, der gegen die Grenze zum Mittelblech liegt und auf Bild 18 dunkel erscheint, weist das auf Bild 19 wiedergegebene Gefüge auf. Man erkennt rundliche, feinstkörnige bis faserige Bereiche

(Martensit oder angelassener Martensit M), welche von perlkettenartig aufgereihten dunklen Flecken (Zwischenstufe oder feinstlamellarer Perlit Z) umrahmt sind. Es handelt sich um vermutlich gegen 0,8% C-haltigen Stahl, der von hoher Temperatur abgeschreckt worden ist. Dabei entstanden zuerst an den Korngrenzen des Austenites (= Hochtemperatur-Eisen) die rundlichen Zwischenstufenbereiche Z, worauf sich das Korninnere des Austenites in Martensit M umwandelte. Es macht den Anschein, dass zwischen 2 Stahllamellen beim Zusammenschweissen etwas Kohle eingearbeitet wurde, welche beim Schmieden von den angrenzenden Stahlpartien aufgelöst wurde. Diese zufällige lokale Aufkohlung führte dann bei der Abschreckbehandlung der Pickelschneide zur *Martensitbildung*.

3. Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Das Ziel unserer Untersuchung war es, abzuklären, welchen Stand der Eisen-Technologie die Römer in Vindonissa besassen. Eingangs werden die in römischer Zeit bekannten technologischen Massnahmen zur Stahl-Herstellung und -Härtung erläutert. Sodann wird über die metallkundliche Untersuchung von 19 römischen Eisen-Objekten aus Vindonissa berichtet, wobei die Untersuchungen auf die Abklärung der Stahl-Technologie ausgerichtet waren. Die Befunde lassen folgende Schlüsse zu:

- An Eisen-Objekten aus Vindonissa sind alle an andern römischen Fundorten nachgewiesenen Härtungs-Methoden vertreten. Dabei sind allerdings die Herstellungsorte nicht näher bekannt, doch ist anzunehmen, dass die Objekte zum mindesten teilweise in oder nahe bei Vindonissa hergestellt worden sind; dies betrifft sowohl die Eisenherstellung (Verhüttung) wie auch die Verarbeitung (Schmieden).
- Alle Objekte sind grossenteils aus *Schmiedeeisen* hergestellt, d.h. aus fast reinem Eisen mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0,1%, jedoch mit C-reicherem Stahl verstärkt worden.
- Alle Objekte wurden aus zahlreichen Eisen- und/oder Stahlstücken zusammengeschweisst, und zwar wurde Stahl sehr zweckmässig (und sparsam) immer dort eingeschmiedet, wo er wegen seiner Härte notwendig war. In der heutigen Material-Technologie wird von «Verbundwerkstoffen» gesprochen, wenn mehrere Werkstoffarten (z.B. Stahl und Eisen) zu einem Ganzen zusammengesetzt werden. Alle untersuchten Objekte müssten nach dieser Terminologie als *«Schmiedeeisen/Stahl-Verbundwerkstoffe»* bezeichnet werden. Der Verbund ist fast überall kunstvoll und sehr zweckentsprechend ausgeführt worden. Besonders eindrückliche Beispiele sind: die Pilumspitze 18, deren Schaft aus weichem Schmiedeeisen besteht, das auch den Kern der eigentlichen Spitze aufbaut. Die 4 Kanten der Spitze sind jedoch mit Stahl verstärkt, und die ganze Spitze ist zusätzlich oberflächlich durch Aufkohlung gehärtet. Weiter ist der vielschichtige Aufbau des Bohrers erwähnenswert.

Als Härtungsverfahren konnten nachgewiesen werden:

- Einsatz von *primär* (von der Verhüttung her) C-reichem Eisen (Stahl), und zwar in Form von *Ferrit-Perlit-Stahl,* oder *Perlit-Stahl*, der z.T. durch Glühprozesse behandelt worden ist.

- C-reicher Stahl, welcher durch *Martensit-* oder *Zwischenstufen*-Bildung *vermittels Abschrecken* (und evtl. nachfolgendes «Anlassglühen») gehärtet worden ist.
- C-armer Stahl oder Schmiedeeisen, welches durch Glühen im Kohlenfeuer *aufgekohlt* worden ist.
- Verwendung von Schmiedeeisen, welches infolge eines primär relativ hohen *Phosphorgehaltes* härter ist als P-armes Eisen.
- Gewisse Teile wurden auch durch *Kaltverformung* gehärtet (z. B. Pilumspitzen, Schleifen der Bohrerkante).
- Schliesslich wurden Anhaltspunkte dafür gefunden, dass die Pilumspitze 19 am Schluss in relativ kühlem Zustand *im Gesenk geschmiedet* worden ist. Es muss übrigens auch angenommen werden, dass ein Teil der übrigen Objekte nicht nur aus freier Hand geschmiedet worden ist, sondern gewisse Hilfen angewandt wurden. Es könnte z. B. sein, dass der Bohrer und der Hohlbeitel gegen Ende der Herstellung über einen runden Stab hohlgeformt (heiss geschmiedet) worden sind.

Diese Arbeit wurde durch Semesterarbeiten der Metallurgie-Studenten Fräulein *C. Iten* und Herrn *P. Heimgartner* eingeleitet. Herr *P. O. Boll* führte an der EMPA die Mikrosondenbestimmung der Säge aus. Den Genannten sei für ihre wertvollen Beiträge an dieser Stelle bestens gedankt.

Literaturverzeichnis:

[1] *Epprecht, W:* Geologie und Bergbau der schweizerischen Eisenerze. Betr. z. Geschichte der Schweiz. Eisengiessereien. Verlag der Eisenbibliothek, Georg Fischer AG, Schaffhausen 1960.
[2] *Epprecht, W.:* Petrographische und chemische Untersuchung von Eisenerz-, Schlacken-, und Rost-Proben. In St. *Martin-Kilcher:* Die Funde aus dem römischen Gutshof von Laufen-Müschhag. Staatlicher Lehrmittelverlag, Bern 1980.
[3] *Tylecote, R. F.:* A History of Metallurgy. The Metals Society, London 1976.
[4] *Healy, J. F.:* Mining and Metallurgy in the Greek and Roman World. Thames and Hudson, 1978.
[5] *Kranzberg, M., S. S. Smith:* Materials in History and Society. Materials Science and Engineering 37 (1979), 1–39.
[6] *Solenthaler, Ch., A. Mutz:* Ein «einfacher» römischer Eisenhaken. Mitteilungsblatt der Schweiz. Ges. f. Ur- und Frühgeschichte 28 (1976), 13–16.
[7] *Houdremont, E.:* Handbuch der Sonderstahlkunde, Band 2., 3. Aufl., Springer-Verlag, Berlin 1956.
[8] *Emmerling, J.:* Die metallographische Untersuchung der Schwertklingen aus Münsingen. Jahrb. d. Bernischen Histor. Museums, Bern 1967/68, 147–190.
[9] *Oberhoffer, P. et al.:* Das Technische Eisen. 3. Aufl., Springer-Verlag, Berlin 1936.
[10] *Schumann, H.:* Metallographie. 8. Aufl., VEB Deutscher Verlag f. Grundstoffindustrie, Leipzig 1974.
[11] *Knoll, H et al.:* Plinius d. Ae. über das Eisen. Archiv f. d. Eisenhüttenwesen 51 (1980), 487–492.
[12] *Epprecht, W.:* Zur Metallurgie und Herstellungstechnik von römischen Flachshecheln. Jahresber. aus Augst und Kaiseraugst 1 (1980), 133–146.
[13] *Heimgartner, P.:* Römische Pilumspitzen aus Vindonissa. Semesterarbeit (Inst. f. Metallforschung ETH Zürich), unveröffentlicht, 1978.
[14] *Wedel, E. v.:* Die geschichtliche Entwicklung des Umformens in Gesenken. VDI-Verlag, Düsseldorf 1960.
[15] *Iten, C.:* Römischer Stahl. Semesterarbeit (Inst. f. Metallforschung, ETH Zürich), unveröffentlicht, 1980).
[16] *Tylecote, R. F.:* Oxford. Briefl. Mitteilung, Aug. 1981.
[17] *Boll, P. O.:* Untersuchung eines Mikroschliffes durch ein antikes Sägeblatt aus Phosphor-Seigerungen. Unveröffentlichter Bericht EMPA, Nr. 43166, 25.7.1980, Dübendorf.

Bild 1

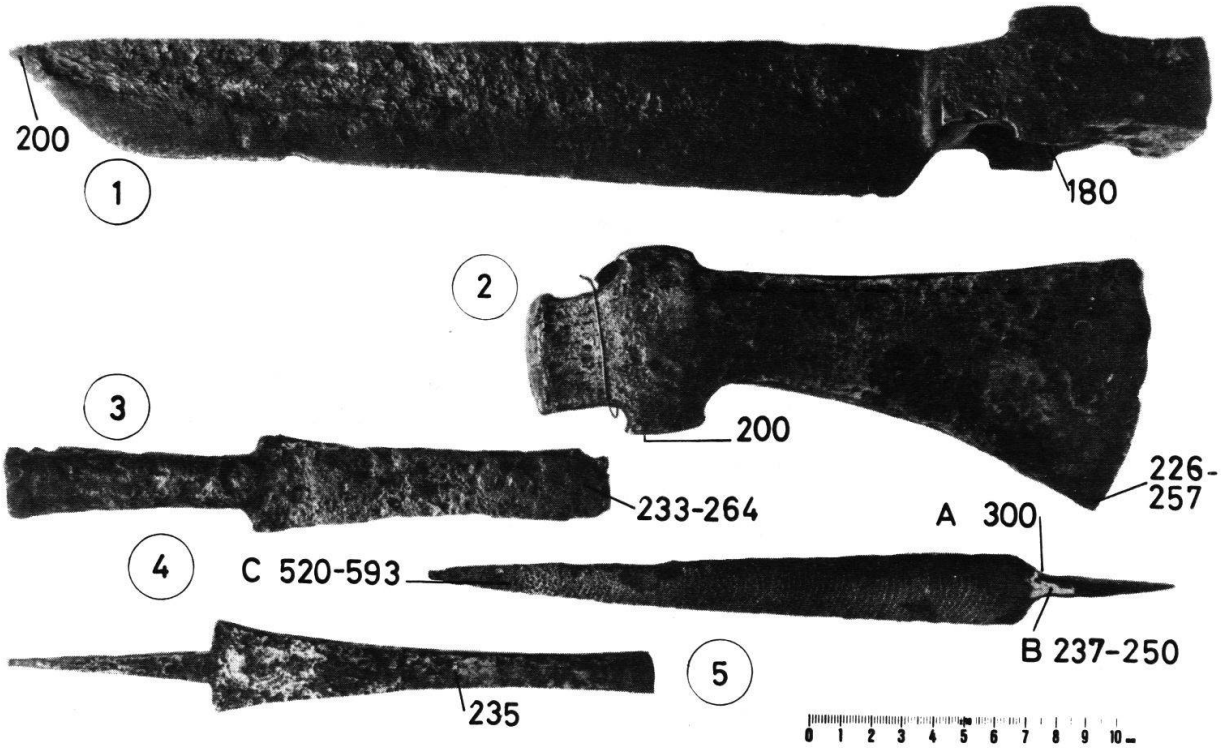
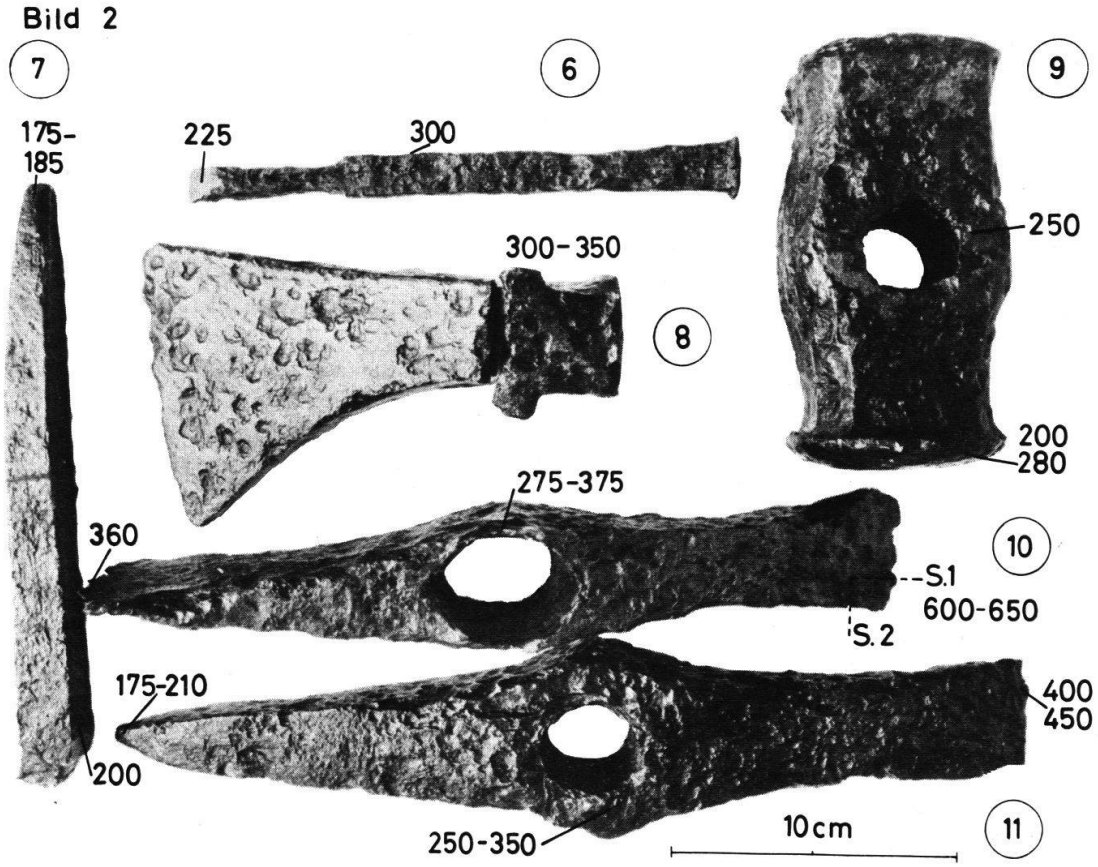


Bild 2



Bilder 1 und 2 Untersuchte Objekte Nr. 1–11 (Vergl. Tabelle 1, Seite 33). Die angegebenen Ziffern sind Härtewerte (Vickers-Makrohärte HV). S. 1, S. 2 ... bezeichnen die senkrecht zur Bildfläche stehenden Schliffe.

Bild 3

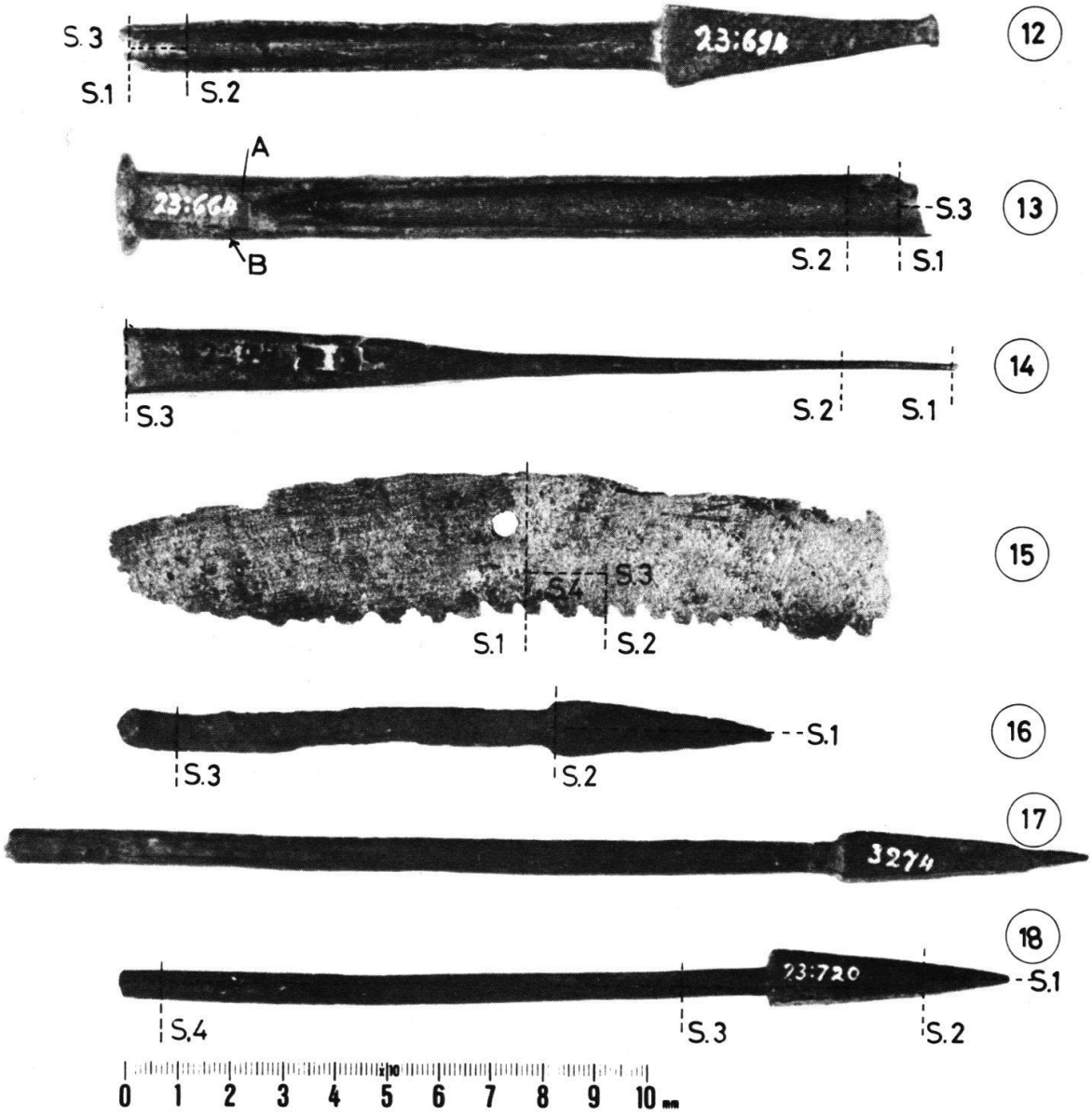


Bild 3 Untersuchte Objekte Nr. 12–18 (Vergl. Tabelle 1, Seite 33). S. 1 bis S. 3 zeigen die Lage von senkrecht zur Bildebene stehenden Mikroschliffen, S. 4 die Lage eines Parallelschliffes bei Objekt 15, eines Querschliffes bei Objekt 18.

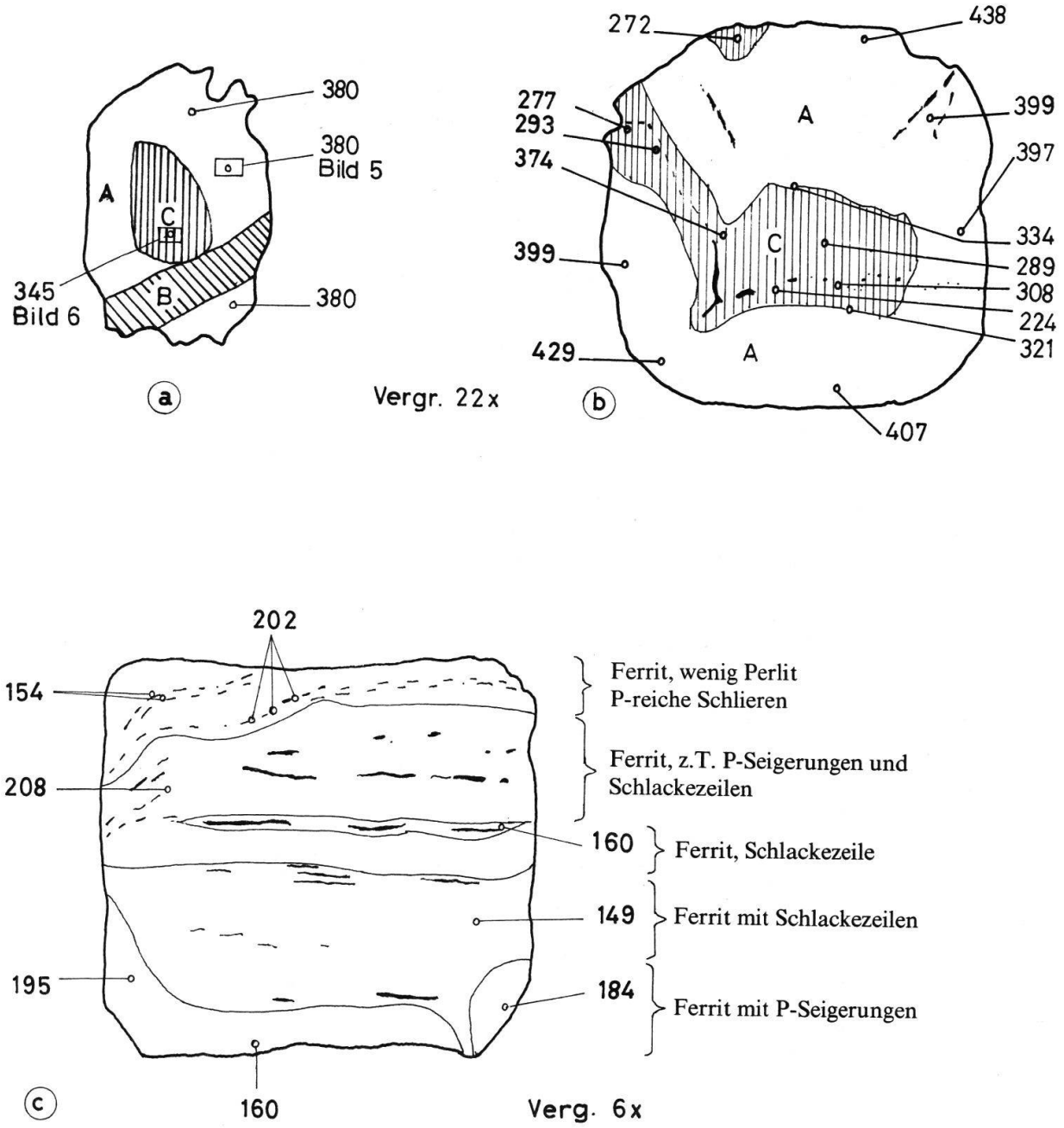


Bild 4 Ahle (Objekt 14). Schema der Gefügebereiche A, B, C auf den Querschliffen S. 1 (a), S. 2 (b) und S. 3 (c). Die Zahlen geben die Vickers-Mikrohärte-Werte (MHV) an.

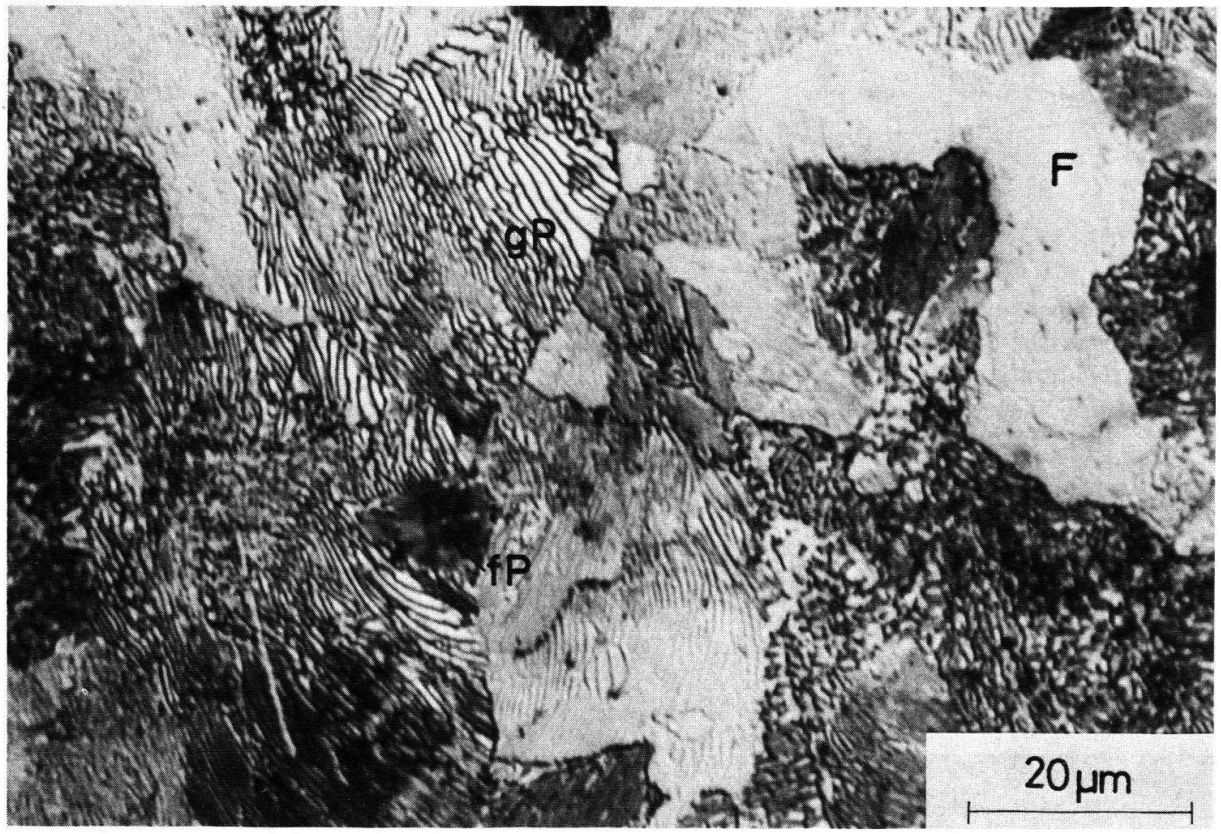


Bild 5 Ahle, Querschnitt S. 1, Zone A. Stahl aus Ferrit (F) und Perlit. Groblamellarer (gP) und feinlamellarer Perlit (fP). Lage des Bildes siehe Bild 4a.

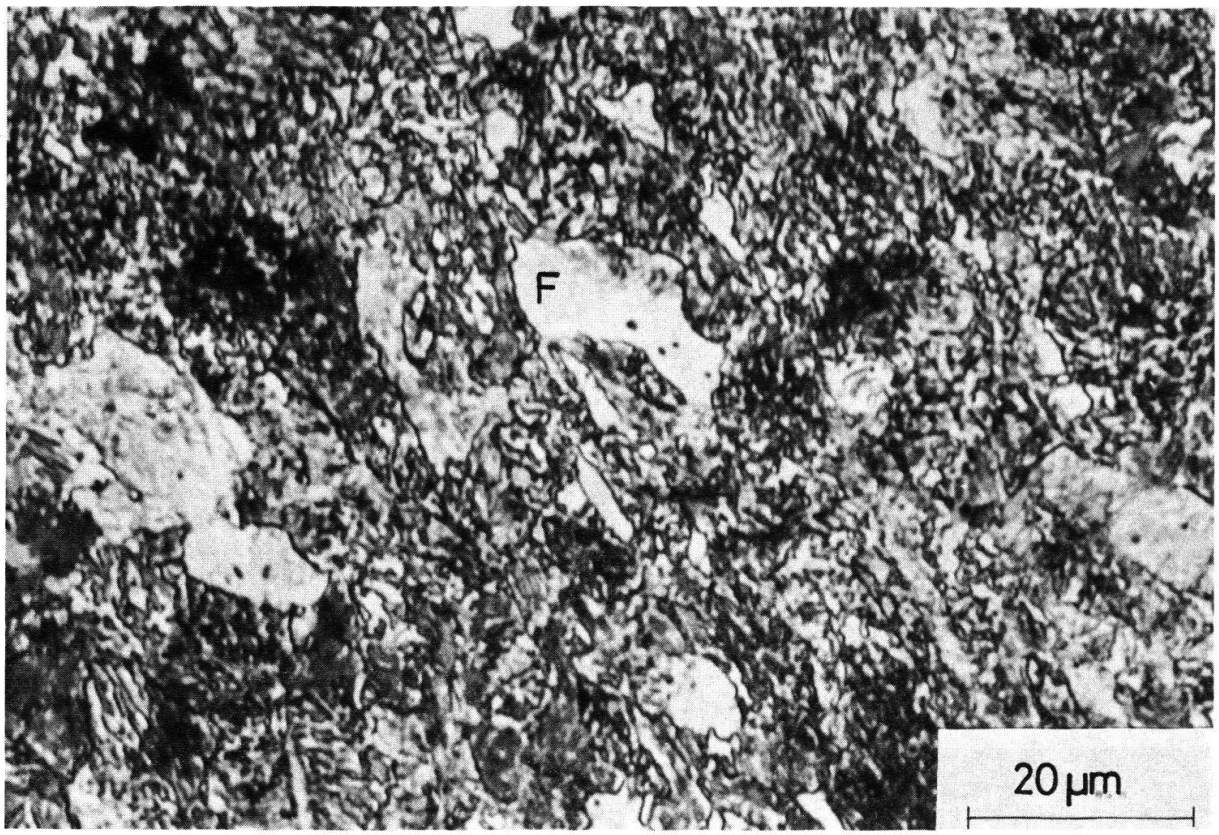


Bild 6 Ahle, Querschnitt S. 1, Zone C; Bildlage siehe Bild 4a. Ferrit (F) und körniger Perlit, der aus lamellarem Perlit durch eine nachträgliche Erhitzung entstanden ist.

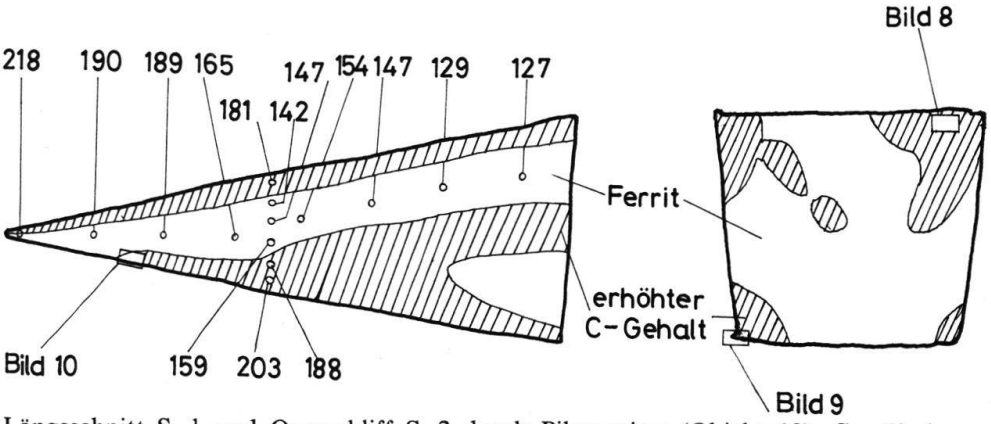


Bild 7 Längsschnitt S. 1 und Querschliff S. 2 durch Pilumspitze (Objekt 18). Ca. 7fach vergrössert. Weiss: ferritische Schmiedeeisen-Bereiche. Schraffiert: Gebiete mit erhöhtem C-Gehalt (Stahl). Angabe der Mikrohärtewerte und der Lage der Schliffbilder 8–10.

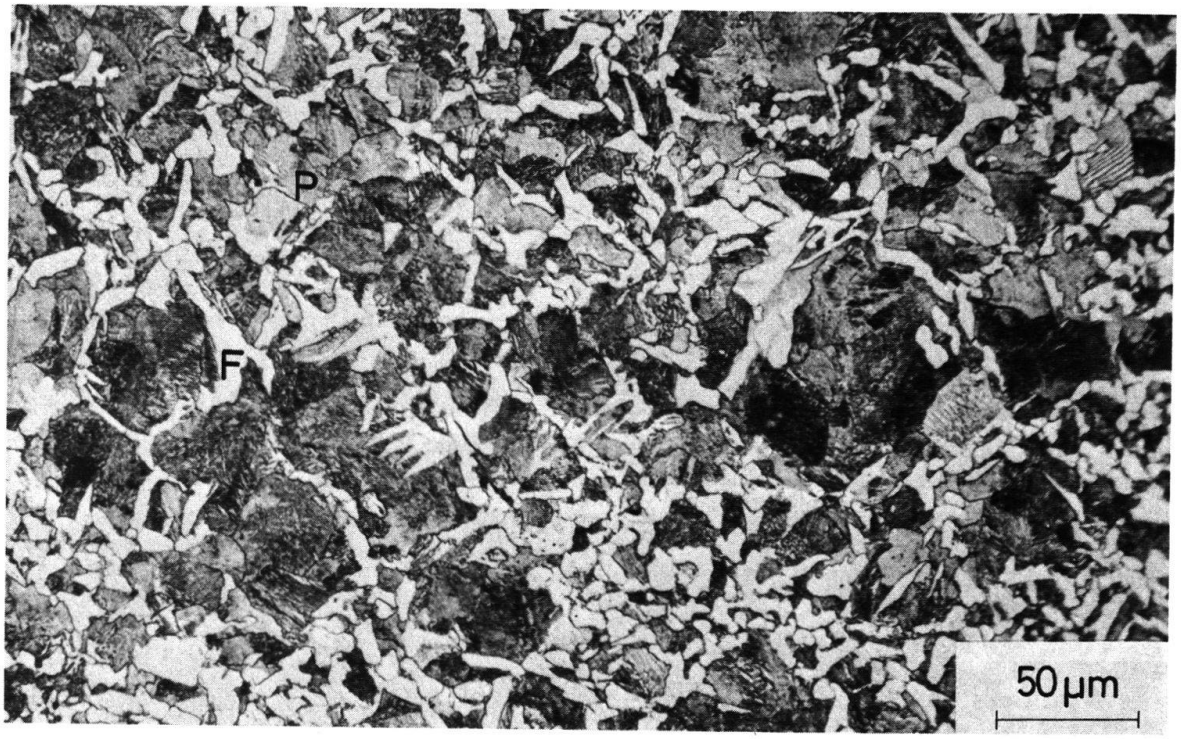
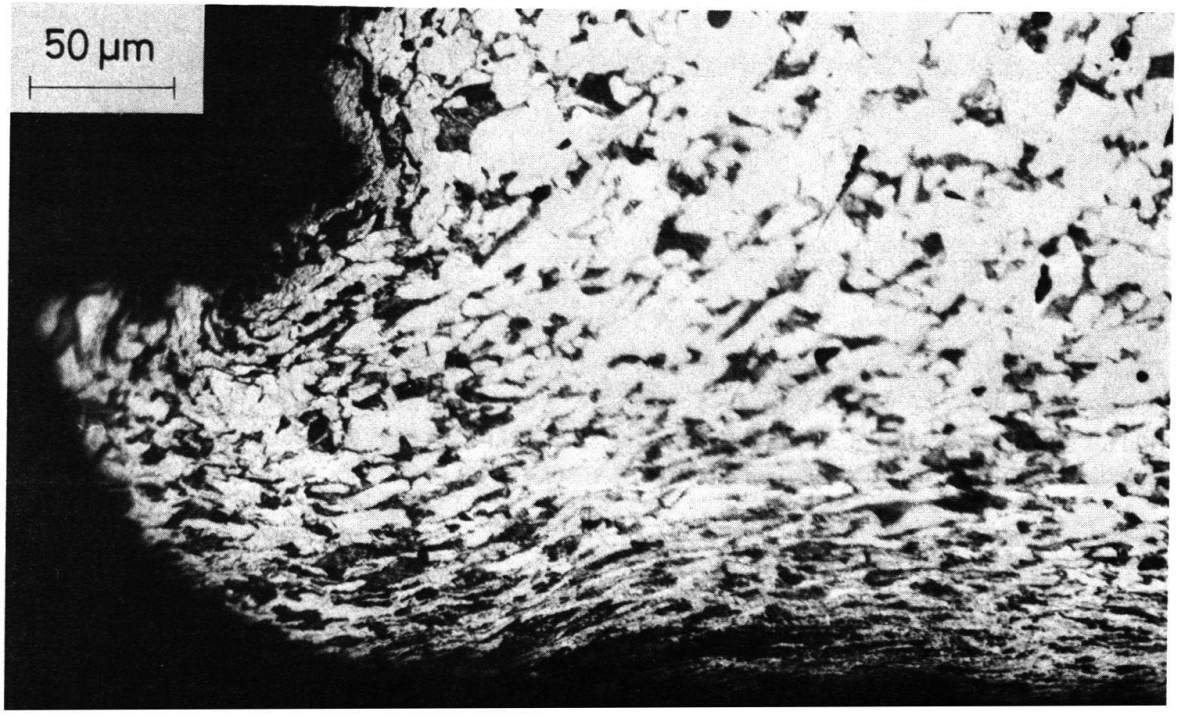


Bild 8 Querschliff S. 2 an Pilumspitze 18. Stahl bei Spitzenkante mit Widmannstätten-Gefüge aus Ferrit (F) und feinlamellarem Perlit (P).

Bild 9 Querschliff S. 2 an Pilumspitze 18. Der ferritisch-perlitische Stahl ist oberflächlich verformt und an der Kante (Schliffecke) bartartig geschleppt, vermutlich infolge Kaltbearbeitung in einem Gesenk.



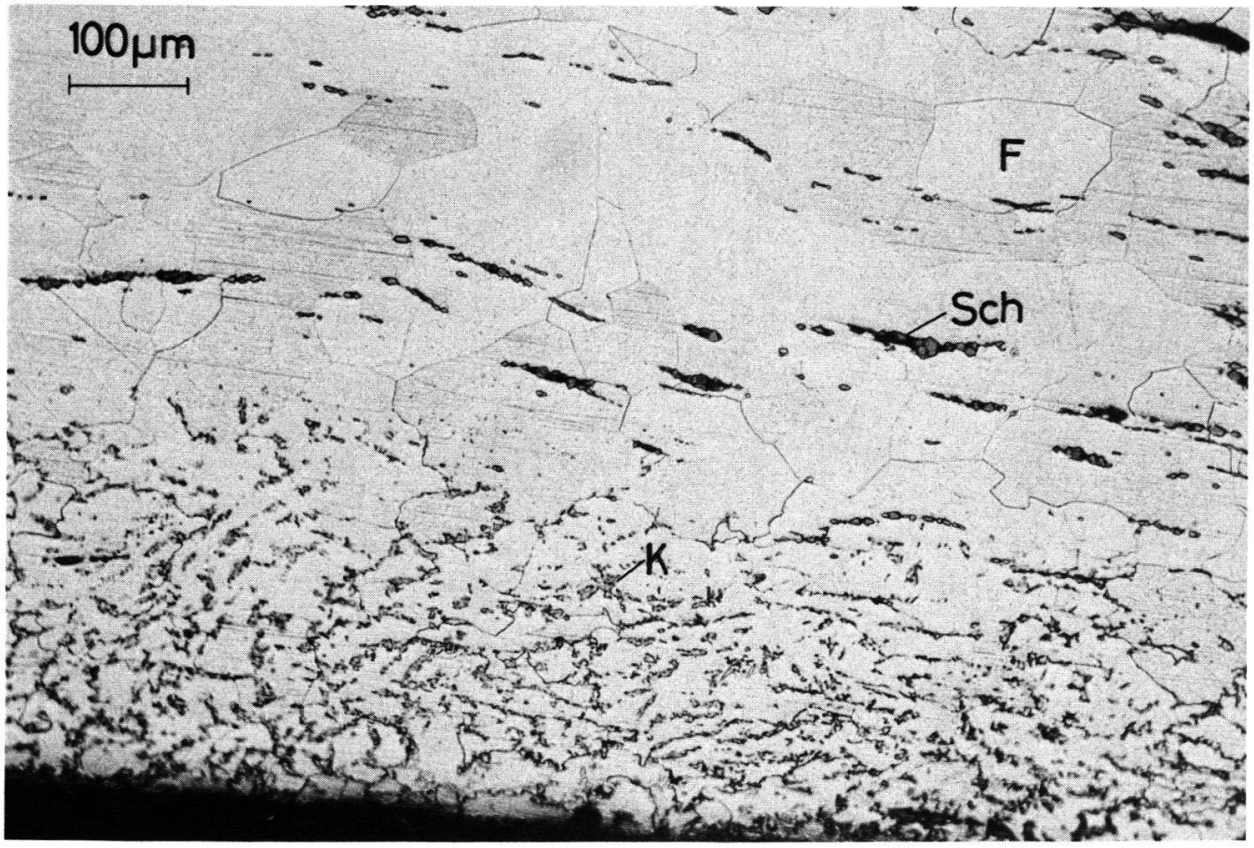


Bild 10 Pilumspitze 18, Längsschliff S. 1, Lage des Bildes s. Bild 7. Grobkörniger Ferrit (F) mit eingelagerten Schlackenzeilen (Sch), welche die Schmiedestruktur abbilden. Im Bereich der Oberfläche (ganz unten im Bild liegend) zahlreiche eingestreute Karbidkörnchen (K), welche beim Aufkohlen im Kohlefeuer entstanden sind.

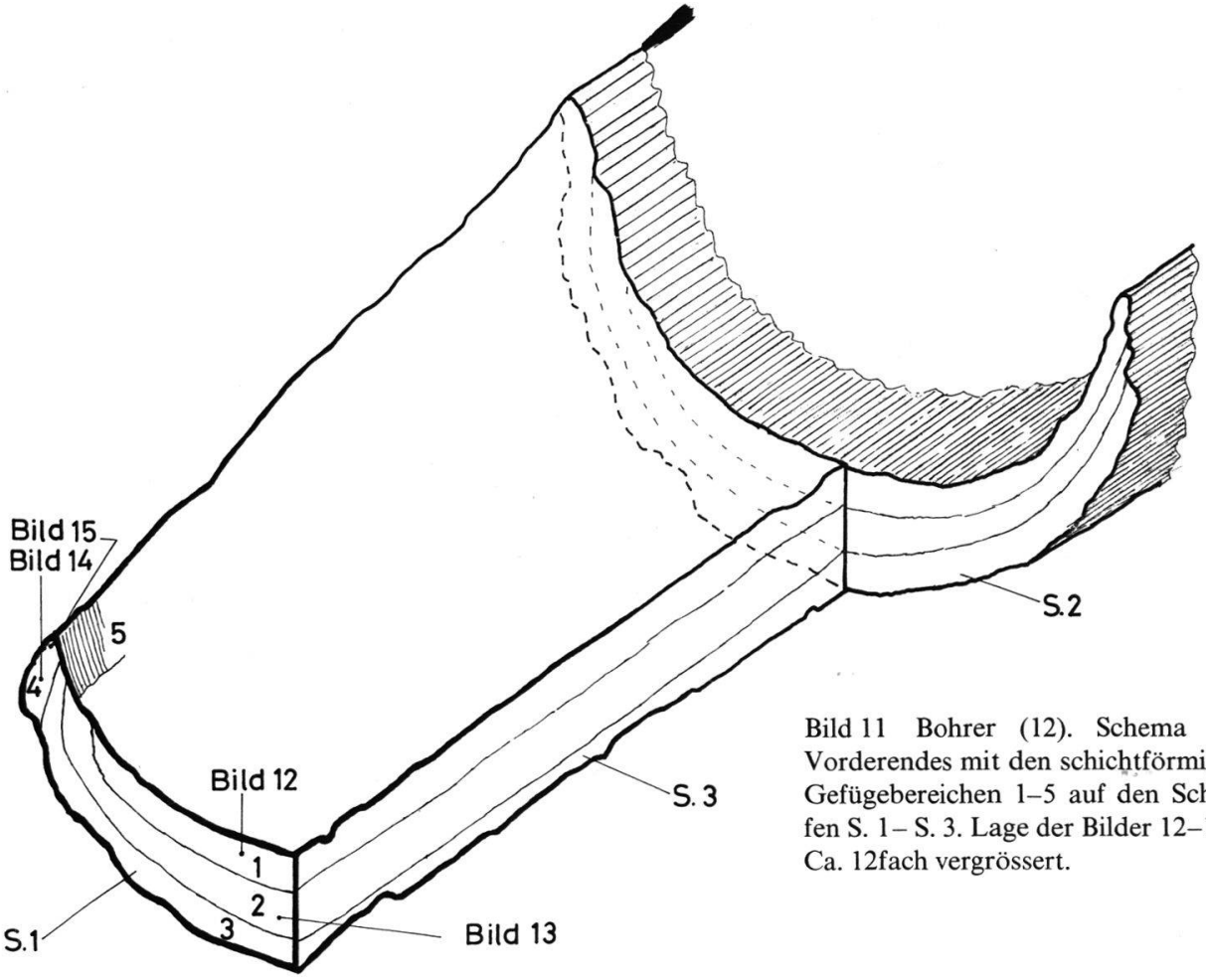


Bild 11 Bohrer (12). Schema des Vorderendes mit den schichtförmigen Gefügebereichen 1–5 auf den Schliffen S. 1 – S. 3. Lage der Bilder 12–15. Ca. 12fach vergrössert.

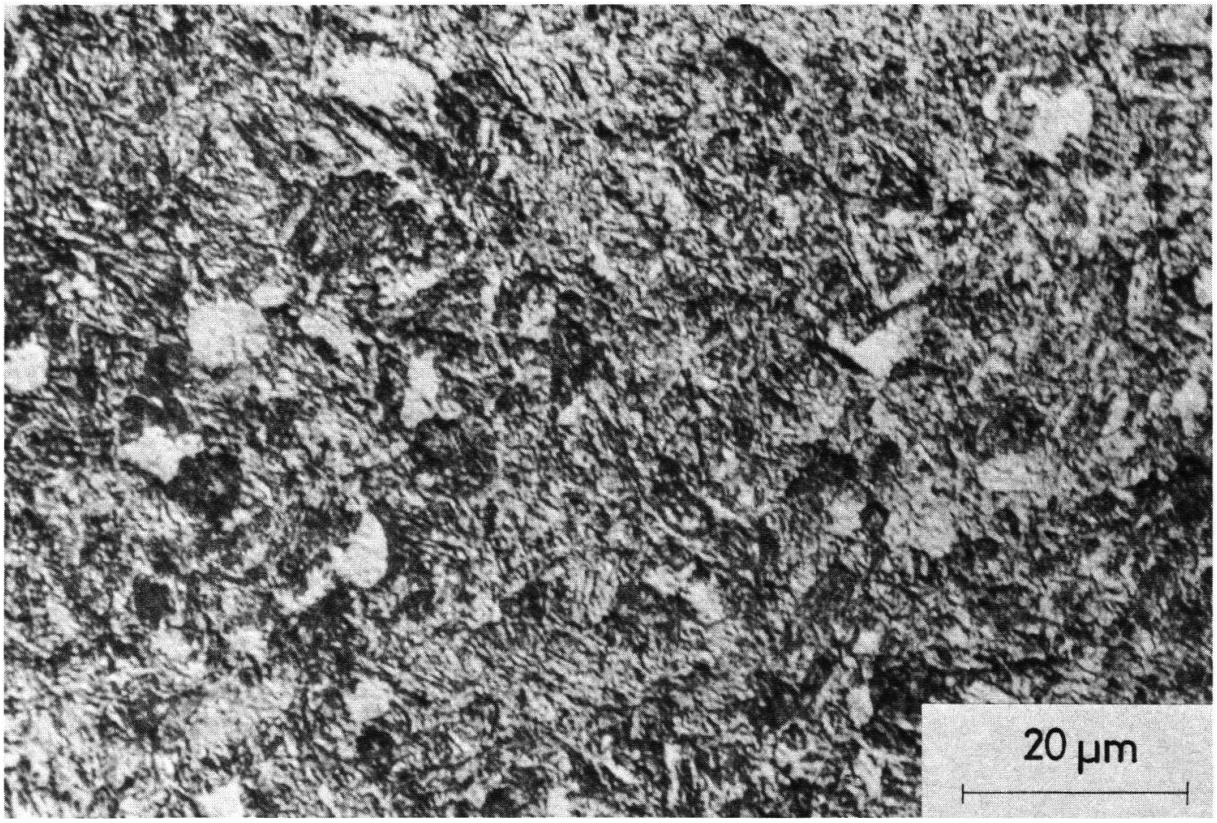


Bild 12 Gefügebereich 1 des Bohrers (auf S. 1). Feinstkörniger Stahl aus angelassenem Perlit oder Zwischenstufengefüge (evtl. Anlassmartensit).

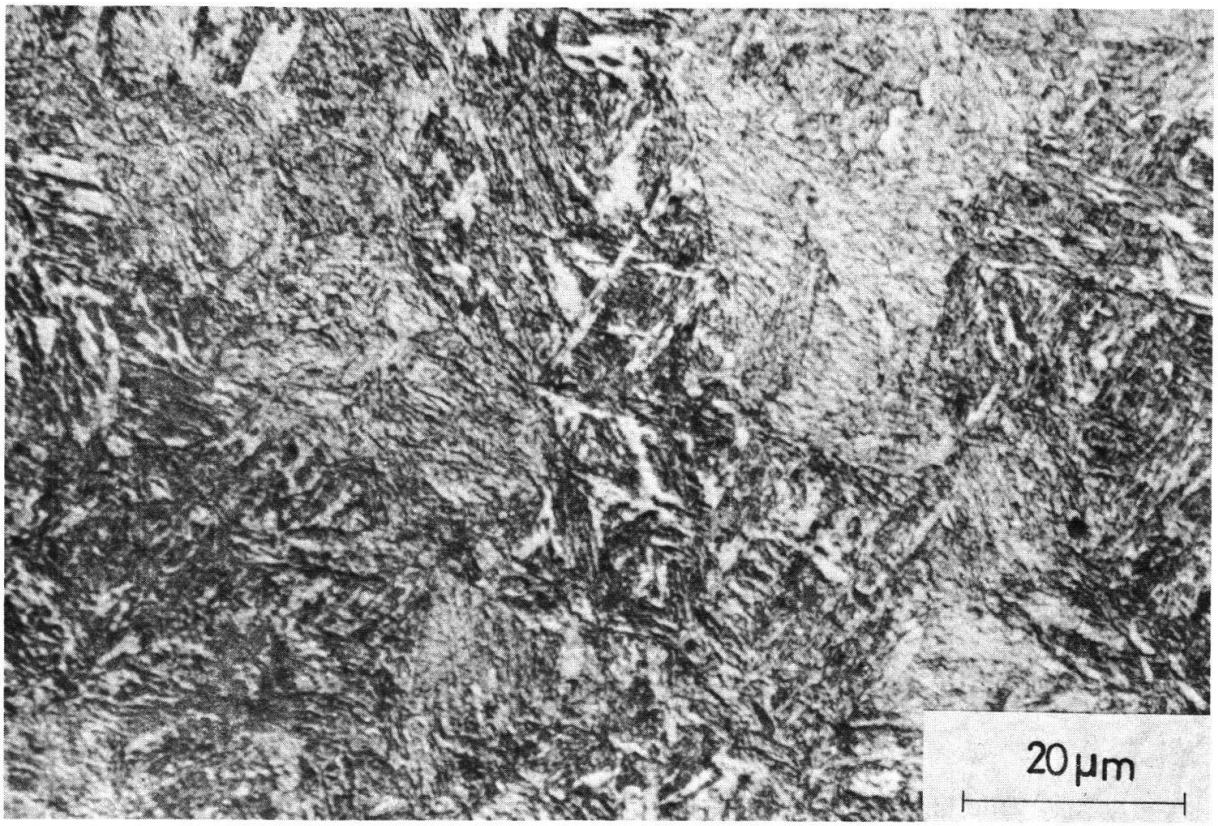


Bild 13 Gefügebereich 2 des Bohrers (S. 1). Faseriges Stahlgefüge aus Zwischenstufengefüge oder Anlassmartensit.

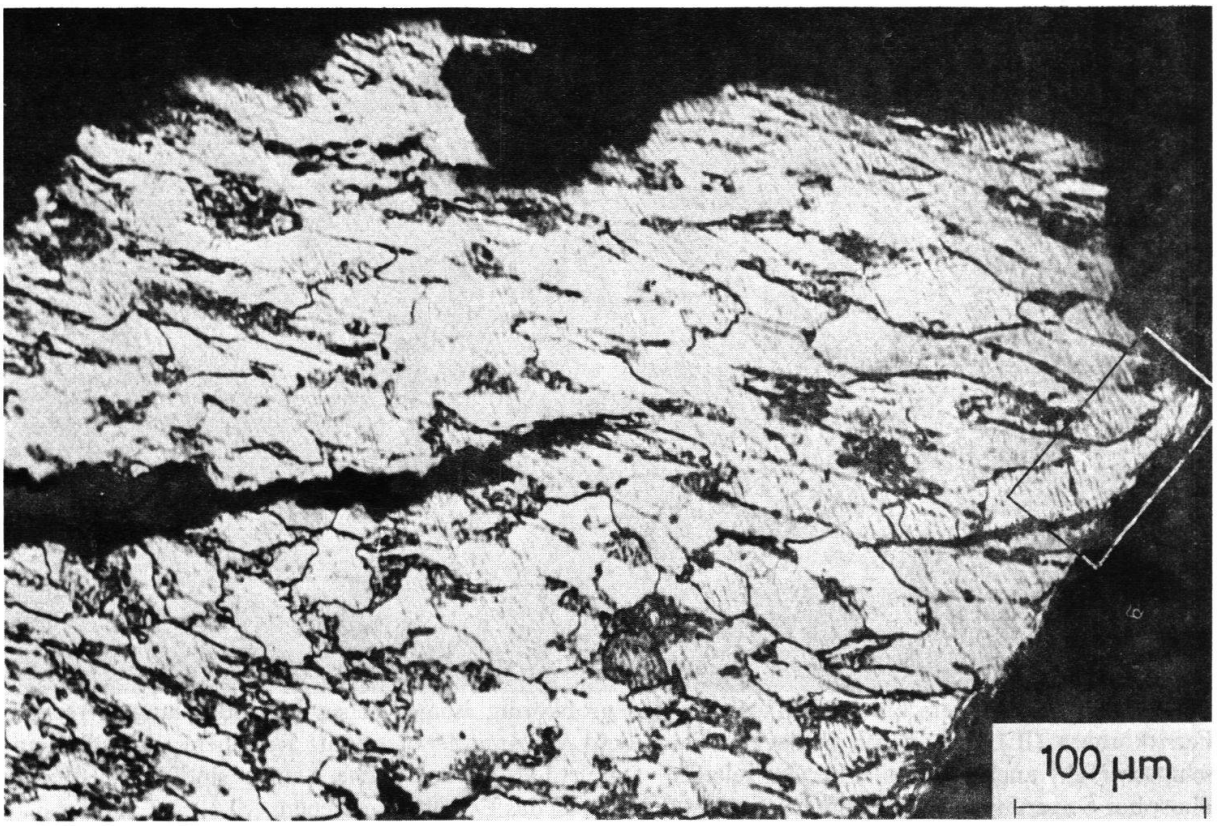


Bild 14 Gefügebereich 4 auf Schliff S. 1. C-armer, ferritisch-perlitischer Stahl. Verformungsgefüge (warm verformt). Rechts eingezeichnet das Bild 15.

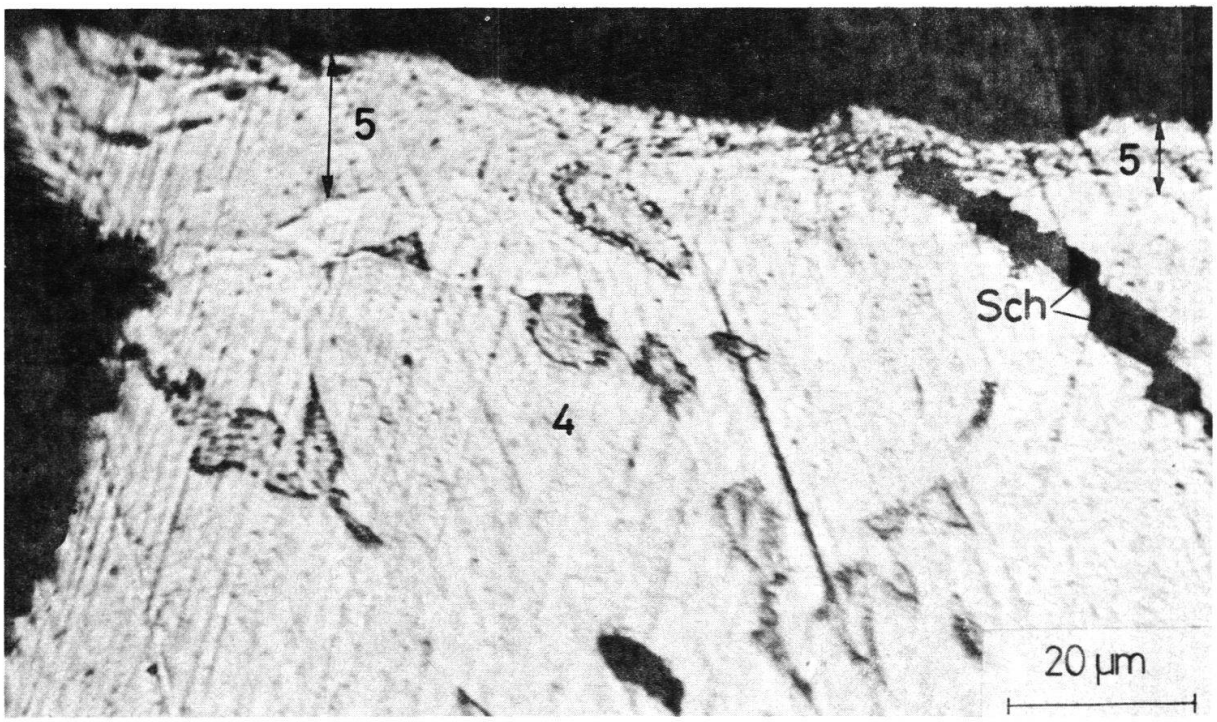


Bild 15 Querschliff S. 1 durch die Bohrerspitze. Oben konkave Seite des Bohrers mit Bohrerkante. Der Gefügebereich 4 enthält eine zerhackte Schlackenzeile (Sch). Gegen Bohrerinnenseite die kaltverformte (geschliffene) Zone 5 mit deutlicher Bartbildung an der Kante (links), die beim Schleifen des Bohrers entstanden ist.

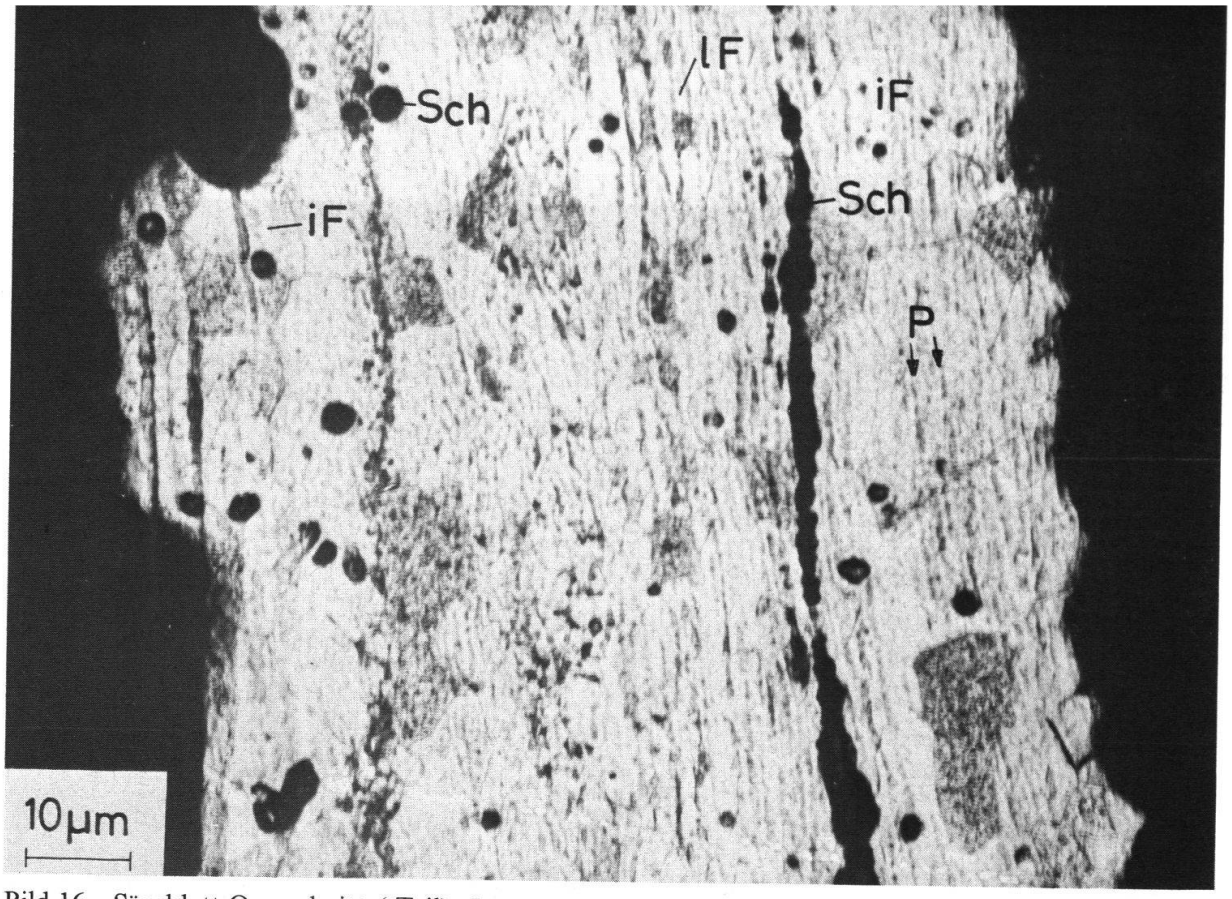


Bild 16 Sägeblatt-Querschnitt (-Teil). Lagen aus grobkörnig isometrischen (iF) oder langgestreckten Ferritkörnern (lF), z.T. durch Schlackenzeilen (Sch) voneinander getrennt. Rundliche Schlackeneinschlüsse (Sch) auch innerhalb der Einzellagen. Durch die Oberhoffersche Ätzung sind langgestreckte Phosphor-Seigerungen (P) sichtbar gemacht, welche durch das Ferritgefüge ziehen.

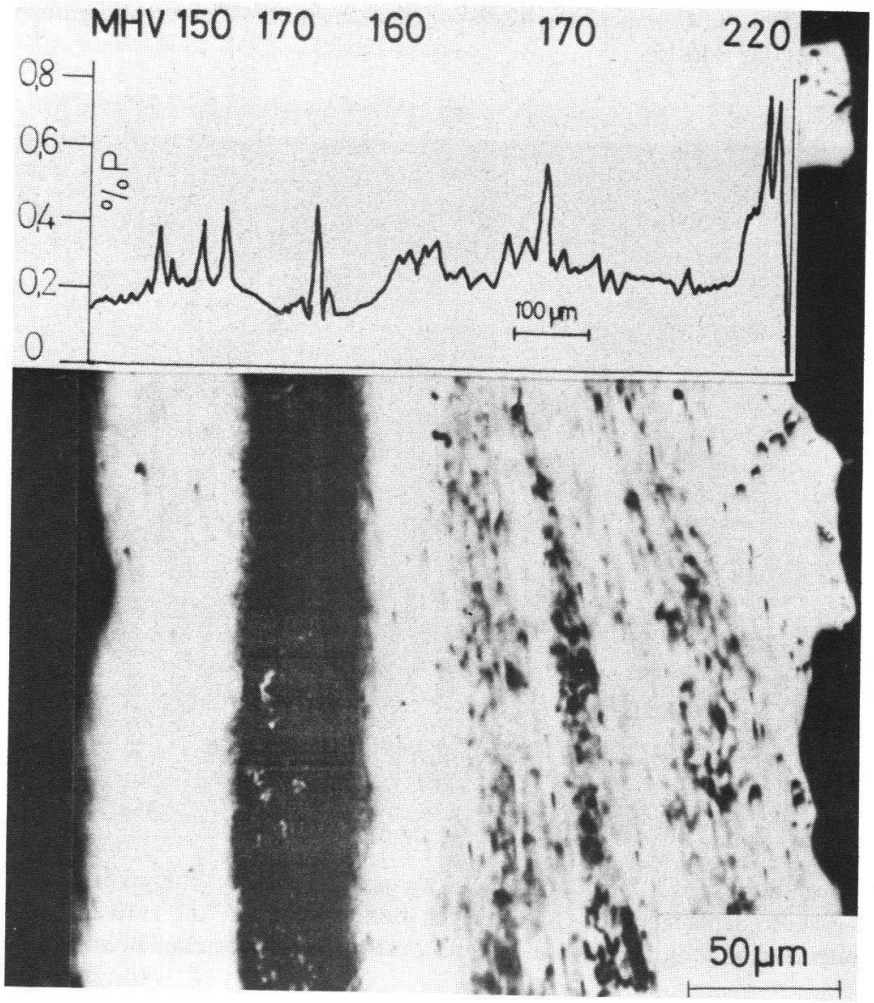


Bild 17 Sägeblatt-Querschnitt.
Unten: Schliff geätzt nach Oberhoffer.
Darüber: P-Gehalts-Kurve, ermittelt mit Mikrosonde (*Boll*, [17]). Zuoberst Mikrohärte-Werte.

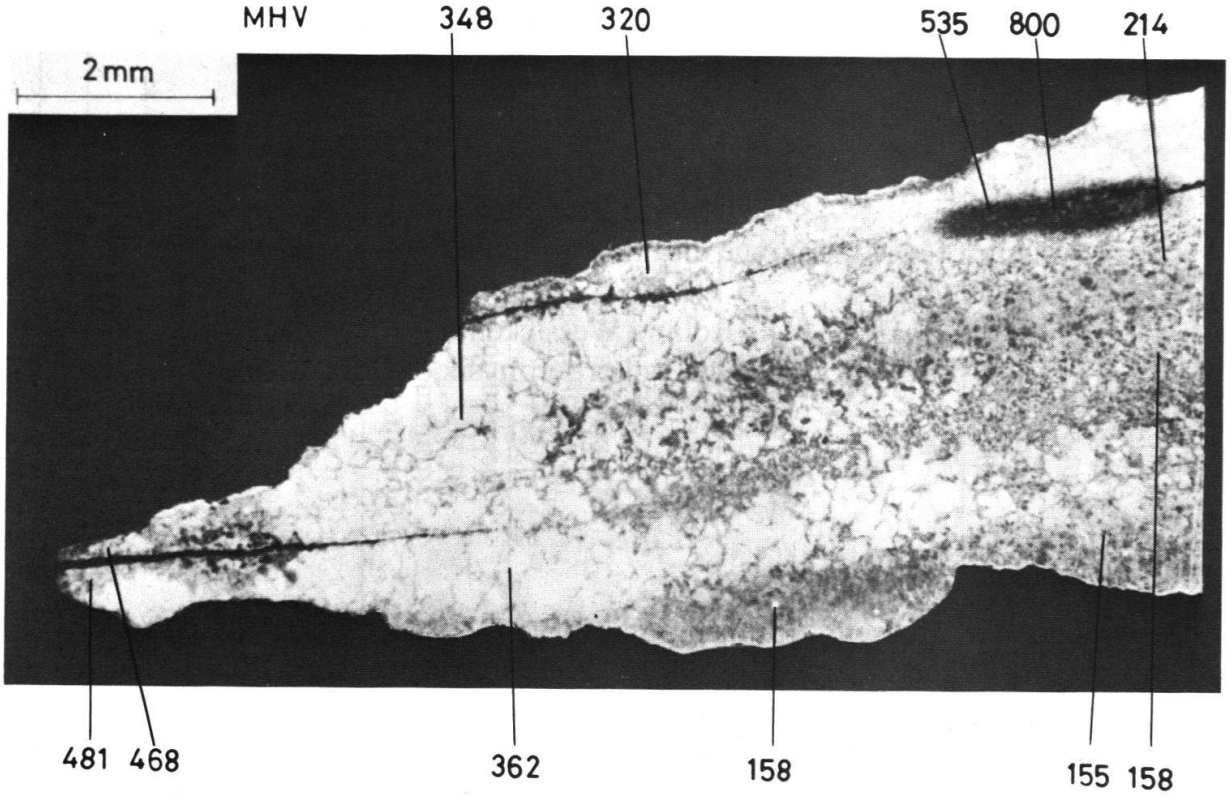


Bild 18 Querschliff-Übersicht (S. 1). Pickel (Objekt 10), gehärtete Schneide. Zahlen = Mikrohärtewerte. 2 Schlackenzeilen (mit Rost) trennen 3 Lagen.

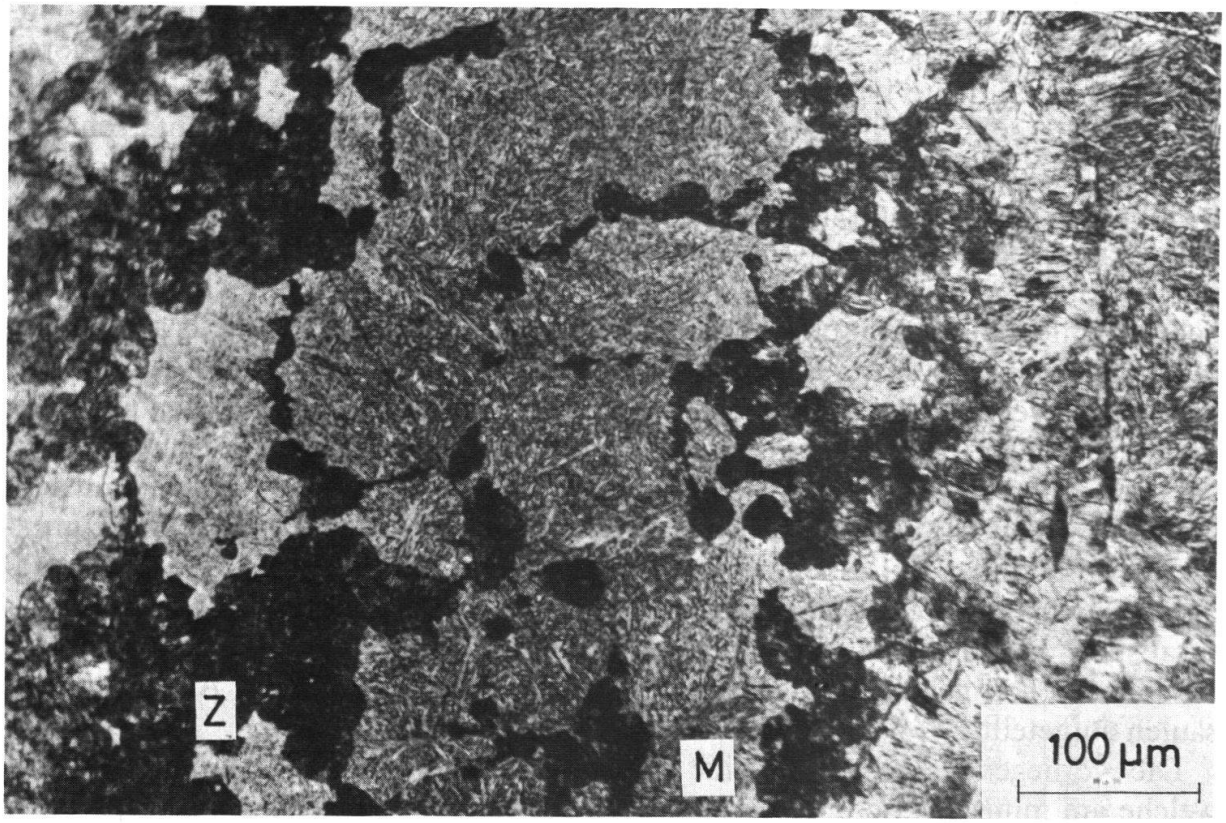


Bild 19 Schliffbild der härtesten Stelle (MHV 800 auf Bild 18) des Pickelschneiden-Längsschliffes. Martensit (M) und Zwischenstufengefüge (Z).