

Zeitschrift: Jahrbuch des Bernischen Historischen Museums

Herausgeber: Bernisches Historisches Museum

Band: 47-48 (1967-1968)

Artikel: Die metallographische Untersuchung der Schwertklingen aus Münsingen

Autor: Emmerling, j.

DOI: <https://doi.org/10.5169/seals-1043439>

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: 18.02.2026

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

DIE METALLOGRAPHISCHE UNTERSUCHUNG DER SCHWERTKLINGEN AUS MÜNSINGEN

J. EMMERLING

Ziel der Untersuchung war es, Auskunft über die Konstruktion der Klingen, Zustand und Qualität des Materials und damit auch über die Qualität der Schwerter zu erhalten. Es war nicht beabsichtigt, Aufschlüsse über die Herkunft der verarbeiteten Metalle zu gewinnen, denn dazu reichte das Probematerial nicht aus. Weitere Gründe hierfür werden im folgenden noch angeführt.

Über die allgemein üblichen Untersuchungen hinaus wollten wir aber versuchen, die Schweißeisenstruktur zu beobachten und, wenn möglich, Einblick zu gewinnen in den Arbeitsvorgang des Gärbens. Dieser Arbeitsgang dient der Verbesserung des Rohmaterials, und von seiner Ausführung werden Gleichmäßigkeit, Reinheit, Dichte und Struktur des Materials wesentlich bestimmt. Solche Feststellungen sind im allgemeinen bei gut durchgeföhrter Gärbung schwer zu treffen. Je unvollkommener diese Arbeit jedoch ausgeführt worden ist, desto zahlreicher sind die erkennbaren Spuren und umso besser läßt sich ablesen, wie mit dem Material verfahren wurde. Durch diese Beobachtungen sollten aber auch neue und besser vergleichbare Fakten festgestellt werden, um die Gegenüberstellung des untersuchten Materials mit solchem aus anderen, gleichartigen Untersuchungen zu erleichtern. Wie weit das gelungen ist, wird in der abschließenden Auswertung dargestellt. Über die grundlegenden Voraussetzungen erweiterter Erkenntnisgewinne bei technologischen Untersuchungen erscheint in «Alt-Thüringen» eine ausführliche Arbeit. Die vorliegende Untersuchung wurde, soweit irgend möglich, in dem dort geforderten Umfang durchgeföhr.

Die Klingen stammen aus Körpergräbern und sind auch bei einer früher vorgenommenen Konservierung nicht wärmebehandelt worden. Sie liegen alle noch im geschmiedeten Zustand vor, wie die Untersuchung beweist.

Zur Entnahme der Proben

Die Klingen, besonders ihre Schneiden, sind von der Korrosion sehr stark angegriffen. Deshalb mußten Stellen gesucht werden, die noch soviel Substanz hatten, daß eine dort entnommene Probe alle Materialstreifen umfaßt und möglichst weit bis zur Schneide reicht. Dabei leisteten die Röntgenaufnahmen gute Dienste. Dadurch, daß der Zustand der Klingen in erster Linie für die Auswahl der Probeent-

nahmestellen ausschlaggebend war, ergab es sich, daß die Proben an den unterschiedlichsten Stellen entnommen werden mußten.

Die Schnitte sind alle mehr oder weniger weit über die Klingenmitte geführt, um auch eventuell vorhandene vertikale Nähte, die sich erfahrungsgemäß nicht immer genau in der Mitte der Klinge befinden, zu erfassen. Es wurden schmale Keile ausgesägt, deren Gewicht meist unter einem Gramm liegt. Breitere Proben hätten nur dazu geführt, daß eine große Menge Korrosionsprodukte mit einbezogen worden wären und hätten nicht wesentlich mehr Substanz in metallischem Zustand enthalten. Es war also unter den gegebenen Verhältnissen nicht sinnvoll, größere Proben zu entnehmen.

Aus zwei Klingen wurden jeweils zwei Proben entnommen. Bei einem Schwert gelang es, ein kleines Metallblättchen aus der völlig durchgerosteten Schneide zu gewinnen. Bei einem anderen lagen der Niet, mit dem die obere Schlaufenplatte auf der Schneide befestigt war, und ein kleines Blättchen eben dieser Schlaufenplatte noch im metallischen Zustand vor und konnten entnommen und untersucht werden.

Wenn immer möglich, sind aus einer Klinge zwei Proben zu entnehmen, nämlich je eine vom oberen und eine vom unteren Teil der Klinge. Daß dies an sich erforderlich ist, zeigen die Befunde der zwei Proben aus Klinge Nr. 24663. Der Zustand der hier untersuchten Klingen erlaubte dies aber nur in diesem einen Fall.

Selbstverständlich bezieht sich der jeweilige Befund exakt immer nur auf die Stelle der Probeentnahme, allenfalls noch auf deren unmittelbare Nachbarschaft. Diese Tatsache wird bei allen Untersuchungen vorausgesetzt und im Text nicht mehr ausdrücklich erwähnt. Wieweit der Befund insgesamt oder im einzelnen auf die ganze Klinge bezogen werden kann, ergibt sich aus den Fakten von selbst.

Zur metallographischen Untersuchung

Die Proben wurden in eine Legierung nach Woods eingegossen, die einen Schmelzpunkt von 70° C hat, anschließend geschliffen und poliert. Eine Ätzung mit Oberhoffschem Ätzmittel auf Phosphorverteilung blieb ohne Erfolg. Es wurde mit vier Ätzmitteln aus drei Laboratorien versucht, die Phosphorseigerung zu entwickeln. Doch alle Ätzmittel versagten, obwohl sie bei anderem Material einwandfrei funktionierten. Vielleicht ist das auf das Einbettmittel zurückzuführen, da dieses seinerseits Gefügebilder entwickelte. Es mußte also auf das Entwickeln der Phosphorverteilung verzichtet werden. Das ist kein zu großer Verlust, da sich der Phosphorgehalt gewöhnlich entgegen dem Kohlenstoffgehalt verhält. Außerdem geben die Härteprüfungen einige Hinweise auf seine Verteilung und eine quantitative Bestimmung durch Abschätzen ist ohnehin nicht möglich.

Nach erneutem Anschliff und abermaliger Politur wurde mit Nital (alkoholische Salpetersäure) geätzt. Diese Ätzung wurde zuerst makroskopisch und dann mikroskopisch ausgewertet. Bei einigen Proben ergaben sich durch unterschiedlich schnelle

Gefügeentwicklung beim Ätzen Schwierigkeiten. Manche Gefügeteile entwickelten sich schnell und waren bereits normal hervorgetreten, während andere sich noch nicht zeigten. Bis diese dann ebenfalls hervortraten, waren die zuerst entwickelten bereits überätzt. Das wirkt sich zum Teil negativ auf die Mikroaufnahmen aus. Die überätzen oder zu stark geätzten Gefüge erscheinen zu dunkel und täuschen auf den Abbildungen einen zu hohen Kohlenstoffgehalt vor. Bei der Betrachtung der Abbildungen ist dies zu berücksichtigen. Der Kohlenstoffgehalt ist im Text nachzulesen. Die unterschiedliche Ätzbarkeit ist auf unterschiedliche Phosphorverteilung zurückzuführen.

Da die makroskopischen Aufnahmen in manchen Fällen die Querschnittskonstruktion nicht sehr deutlich wiedergeben, wurden entsprechende Skizzen angefertigt, aus denen die Gegebenheiten deutlicher hervortreten. Diese Skizzen zeigen die Querschnitte der Proben vereinfacht, zudem wurde bei Proben mit großen Korrosionsverlusten der Querschnitt zeichnerisch ergänzt. Die Ergänzungen sind gekennzeichnet.

Härtemessungen

Es wurde eine große Zahl von Mikrohärteprüfungen durchgeführt. Aus meßtechnischen Gründen wurde eine Belastung von 31,25 p gewählt. Das ermöglichte auch, alle Messungen mit der gleichen Belastung vorzunehmen. Die gemessenen Werte wurden in kp/mm² umgerechnet. Da bei Mikrohärtemessungen naturgemäß mit einer größeren Schwankungsbreite gerechnet werden muß, sind von jedem Gefüge wenigstens 10 Werte ermittelt worden, von denen der Durchschnittswert angegeben ist. Damit aber auch ersichtlich wird, ob der Durchschnitt nach oben oder unten tendiert, ist jeweils der niedrigste und der höchste gemessene Wert, in Klammern gesetzt, mit angegeben. Aus diesen beiden Werten ist zugleich die Schwankungsbreite zu ersehen.

Dort, wo eine Zu- oder Abnahme der Härte konstruktionsbedingt oder richtungsgebunden festgestellt wurde, ist dies graphisch dargestellt worden. Im allgemeinen war das jedoch nicht der Fall.

Analysen

Die Proben wurden nicht zum Analysieren gegeben, da ihre Masse zu gering war, um sinnvolle Analysen mit den zur Verfügung stehenden Mitteln zu gewährleisten. Außerdem wären Analysen bei dem vorliegenden Material nur dann aussagekräftig, wenn sie aus einer einzigen Materialschicht gewonnen werden könnten. Da hier in den meisten Fällen ein Verbundmaterial vorliegt, hätten die Proben dafür noch einmal getrennt werden müssen. Dadurch wären die mengenmäßig ohnedies schon zu geringen Proben noch kleiner geworden.

Ein schwerwiegender Nachteil entsteht dadurch nicht. Der wesentlichste Faktor, der Kohlenstoffgehalt, wird üblicherweise sowieso aus dem Gefügebild geschätzt.

Über den Phosphorgehalt kommen wir auf dem Umweg über das Ätzverhalten und die Mikrohärte zu einiger Klarheit. Da der Phosphorgehalt in Seigerungszonen ohnehin ungleichmäßig verteilt ist, kommt ihm im vorliegenden Zusammenhang nur untergeordnete Bedeutung zu. Der Gesamt-Phosphorgehalt wäre vor allem interessant im Zusammenhang einer auf die Herkunft der Metalle gerichteten Untersuchung, die jedoch bei so geringen Materialmengen wie im vorliegenden Fall kaum sinnvoll ist. Auf eine Feststellung von Begleitelementen kann aus dem gleichen Grund verzichtet werden, denn für die Konstruktion und Qualität der Waffe sind diese ohne Belang.

Zum Sprachgebrauch

Um Mißverständnisse zu vermeiden, sind folgende Erläuterungen über Begriffsanwendungen erforderlich.

Eisen – Stahl:

Nach dem heutigen Sprachgebrauch handelt es sich bei dem hier vorliegenden Material in allen Fällen um Stahl. Die Abgrenzung zwischen Eisen und Stahl war aber zu allen Zeiten fließend, und auch heute werden die Begriffe nicht einheitlich gehandhabt. Um im folgenden ohne längere Umschreibungen eine Unterscheidung zwischen weichem und härterem Material zu ermöglichen, werden folgende Begriffe in der angegebenen Bindung an den Kohlenstoffgehalt angewandt:

Eisen: Kohlenstoffgehalt 0,01% und weniger.

Eisenwerkstoff: Kohlenstoffgehalt über 0,01 bis 0,3%.

Stahl: Kohlenstoffgehalt über 0,3%.

Es sei ausdrücklich vermerkt, daß es sich hierbei nur um eine Hilfe handelt und diese Begriffe in dieser Bindung nicht allgemeingültig sind. Streut in einem Material der Kohlenstoffgehalt über eine der angegebenen Grenzen hinweg, wird es der Materialart zugeordnet, der es dem Durchschnittswert nach entspricht.

Sorbit:

Im deutschen Sprachgebrauch wird mit Sorbit ein sehr feinlammellarer Perlit bezeichnet, es ist das erste einer Reihe von Zwischenstufengefügen, nächst dem gewöhnlichen Perlit. Sorbit kann einerseits bei bestimmten Abkühlungsverhältnissen bzw. bei zu niedriger Ausgangstemperatur, andererseits durch Anlassen entstehen. Im Sprachgebrauch außerhalb Deutschlands wird dieses Zwischenstufengefüge nur dann als Sorbit bezeichnet, wenn es durch Anlassen entstanden ist. Im folgenden wird die Bezeichnung im Sinne des deutschen Sprachgebrauches angewendet, bezeichnet also das Gefüge an sich, ohne Rücksicht auf die Entstehungsart. Die Entstehung geht jeweils aus dem Zusammenhang hervor.

Hardenit:

Auch für dieses Zwischenstufengefüge sind verschiedene Bezeichnungen gebräuchlich, u. a. strukturloser Martensit, Martensit-Bainit, feiner Martensit und ähnliche.

Es handelt sich um das gewissermaßen letzte in der Reihe der Zwischenstufengefüge nächst dem nadeligen Martensit, dem eigentlichen Härtegefüge. Über die Entstehung wird das Notwendige im Abschnitt Härtungen gesagt werden.

Wiedmannstättensches Gefüge oder Überhitzungsgefüge:

Die beiden Begriffe sind gleichbedeutend und werden gleicherweise angewandt. Dieses Gefüge entsteht, wenn das Material lange Zeit bei hohen Temperaturen geglüht wird oder wenn es von zu hohen Temperaturen abgeschreckt wird. Es bildet sich am ausgeprägtesten bei einem Kohlenstoffgehalt von annähernd 0,35%. Je weiter sich der Kohlenstoffgehalt von diesem Wert entfernt, desto mehr gleicht es sich dem normalen Gefügebild an. Überhitzungsgefüge kann überhaupt nur in einem Material auftreten, dessen Kohlenstoffgehalt nicht wesentlich mehr als etwa 1,5% von diesem Wert abweicht. Es tritt vorwiegend an Schweißnähten auf.

Ferrit:

Ein Gefüge aus Eisenkristallen.

Perlit:

Kristallite, die sich aus Ferrit und in diesem eingelagerten Eisenkarbitlammellen zusammensetzen. Der Kohlenstoffgehalt beträgt 0,86%.

Aus Ferrit und Perlit setzt sich der Stahl – wenigstens in den hier vorkommenden Stählen – im Normalzustand zusammen. Aus dem Verhältnis Ferrit : Perlit lässt sich der Kohlenstoffgehalt abschätzen.

Abb. 1

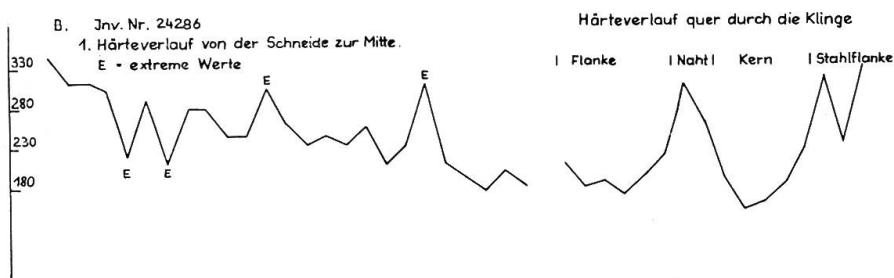
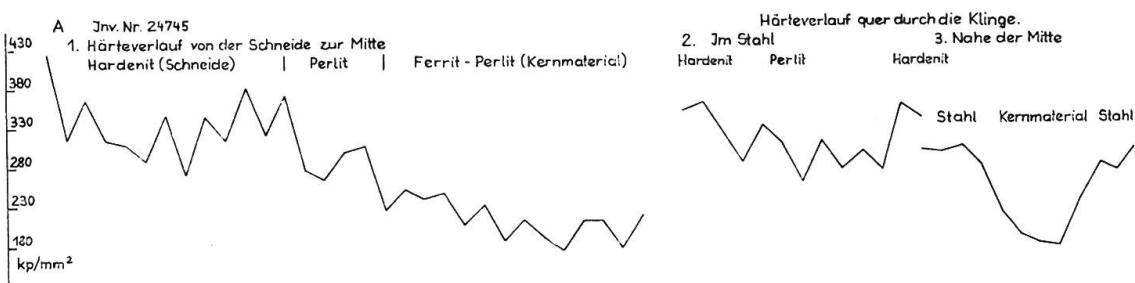
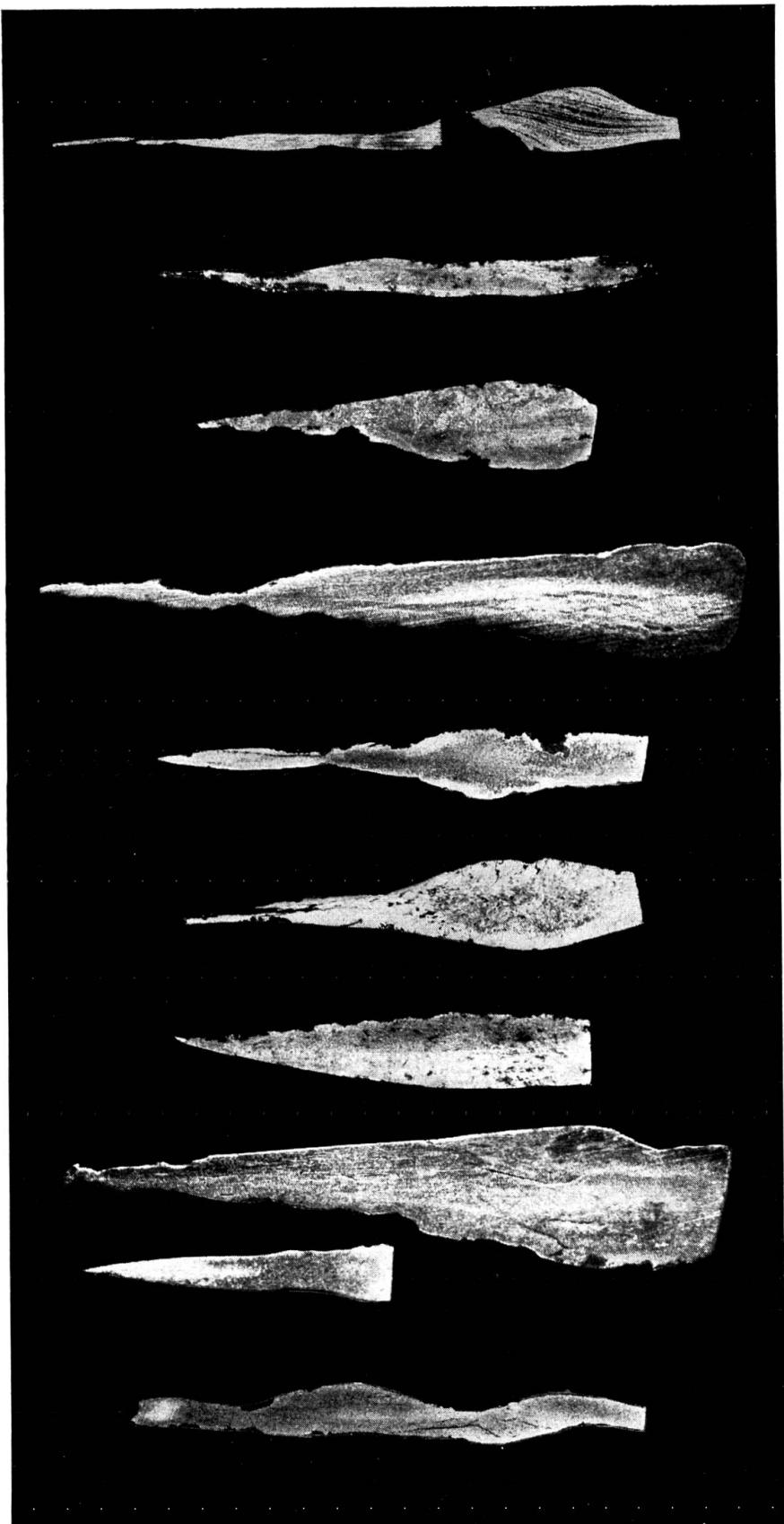
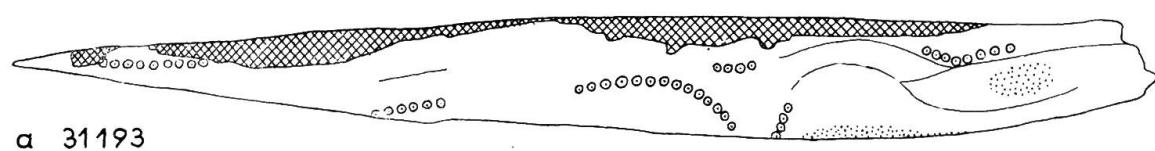


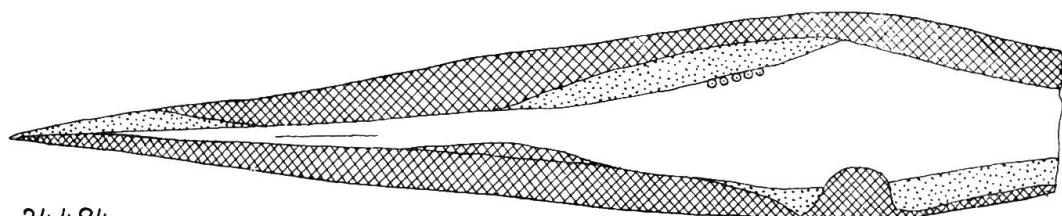
Abb. 2

a. 24527 M 2,5:I

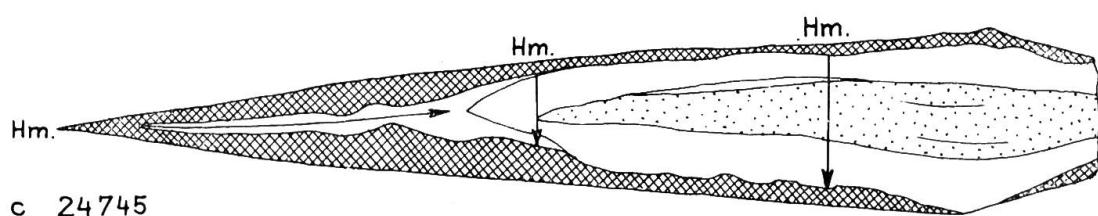




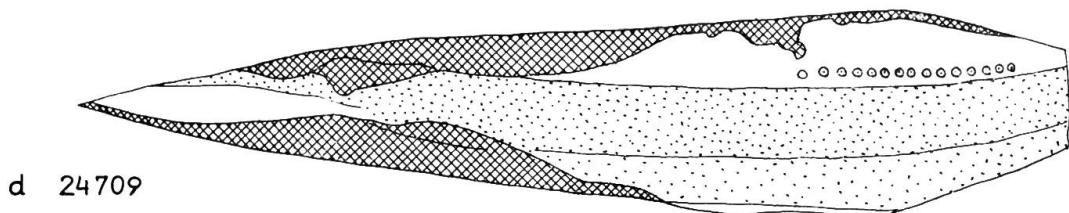
a 31193



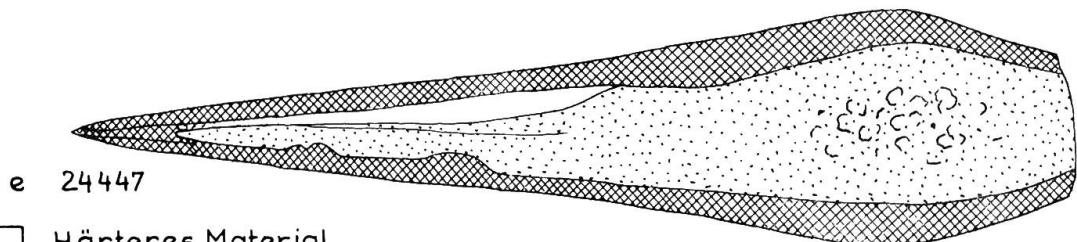
b 24484



c 24745



d 24709



e 24447

Härteres Material

Weiches Material

Korrosionsverlust

Überhitzungsgefüge

Hm. → Mikrohärtemessreihen

Abb. 3

Flanken:

Damit werden die beiden Oberflächen der Klinge bezeichnet, mit Flankenschichten die Schichten, die an der Oberfläche liegen.

Kern:

Inneres der Klinge. Die Kernschicht ist dementsprechend die Schicht, die im Inneren der Klinge zwischen den Flankenschichten liegt.

Zur Mitte:

Richtung von der Schneide zur Klingenspitze.

Zum Kern:

Richtung von der Oberfläche nach dem Kern zu.

Abkürzungen:

C. = Kohlenstoff

C-G. = Kohlenstoffgehalt

F. = Ferrit

Hm. = Mikrohärte

P. = Perlit

W. G. = Wiedmannstättensches Gefüge

Nach den Konstruktionsmerkmalen wurden die untersuchten Klingen in vier Gruppen eingeteilt, die abschließend gesondert besprochen werden.

Inv. Nr. 24527

Die Klinge war so stark von der Korrosion befallen, daß zwei Proben entnommen werden mußten, um einen einigermaßen genügend langen Schnitt zu erhalten.

A. Eine Probe, deren untersuchte Schnittfläche 248 mm unter dem jetzigen Ende der Griffangel liegt. Sie reicht nicht bis zur Klingenspitze und an der Schneide fehlen etwa 4 mm.

B. Von der anderen Klingenseite wurde eine Probe entnommen, die das Mittelstück der Klinge enthält. Die untersuchte Schnittfläche liegt 5 mm unter der der Probe A. Die beiden Proben überschneiden sich 2 mm.

Nach dem Ätzen waren auf der Probe B mit bloßem Auge Längsschichtungen zu erkennen, die sich bei makroskopischer Betrachtung auch in Probe A zeigten (Abb. 2a). Im übrigen erschien das Material sehr hell.

Da sich die beiden Proben bei mikroskopischer Betrachtung völlig gleichen, werden sie im folgenden zusammen besprochen.

Die Klinge ist aus einem sehr weichen Eisen gefertigt und besteht nur aus einem Material. Der C-G. liegt bei 0,01 %. Das Gefüge besteht aus Ferrit, in den eine Menge nichtmetallische Einschlüsse zentral eingelagert sind (Abb. 5 und 6). Auf diesen Abbildungen ist auch die außerordentlich starke Schichtung des Materials zu erkennen. Die einzelnen Schichten sind so dünn, daß sie oft nur aus einer, häufig auch aus zwei Schichten Ferritkristalliten bestehen (siehe Abbildungen). Bei geringer Vergrößerung

entsteht der Eindruck, das Material sei aus lauter dünnen Blechen zusammengeschweißt worden (Abb. 4).

Das Gefüge entwickelte sich beim Ätzen in den einzelnen Schichten unterschiedlich schnell, was auf geringe Unterschiede im Phosphorgehalt deutet. Das wird durch die Härtemessungen noch bestätigt. Die Härte wurde gemessen in zwei breiten Schichten (A und B), ferner in einer nur aus einer Kristallitschicht bestehenden Zeile (C) und an der Stelle, die der verlorengegangenen Schneide noch am nächsten kommt (D). Die Werte betragen:

Schicht A: 152 kp/mm² (132, 175)

Schicht B: 176 kp/mm² (150, 205)

Schicht C: 148 kp/mm² (128, 165)

Zone D: 189 kp/mm² (165, 205)

Bei genauer Betrachtung dieser Werte ergibt sich kein wesentlicher Unterschied zwischen den einzelnen Schichten, denn die Schwankungen zwischen ihnen liegen innerhalb der Schwankung, die in den einzelnen Schichten selbst auch auftritt. Insgesamt ist sie nicht sehr groß und resultiert wahrscheinlich zum Teil aus geringen Unterschieden im Phosphorgehalt. Nur an der Schneide bzw. der dieser zunächst liegenden noch vorhandenen Zone ist die Härte etwas größer. Das ist aber innerhalb der gefundenen Werte nicht von Bedeutung. In dem noch vorhandenen Material finden sich keine Anzeichen für eine Härtung durch Kaltverformung.

Die Schlacke ist zum größten Teil in die Schichten eingelagert. Der kleinere Teil, welcher sich an den Grenzen zwischen den Schichten befindet, ist besonders stark gestreckt. Die meisten Schichten werden jedoch nicht durch Schlackenzeilen voneinander getrennt, sondern durch unterschiedlich starke, meist feine und sehr feine Oxidzeilen. Es war unmöglich, in den Schichten und Nähten eine Ordnung zu erkennen, aus der Rückschlüsse zu ziehen gewesen wären, in wie viele Schichten das Material bei den einzelnen Gängen des Gärbens gelegt und verschweißt wurde.

Die extrem feine Schichtung beweist, daß das Eisen gründlich gegärbt wurde. Die Arbeit wurde jedoch unvollkommen ausgeführt, denn einmal ist es nicht gelungen, die Schlacke im wesentlichen aus dem Metall auszuschmieden, und zum anderen kann die Entstehung der zahlreichen Oxidzeilen an den Schichtgrenzen nur als ein Mangel in der Durchführung des Gärbevorganges gewertet werden.

Da angenommen werden kann, daß das aus einer Luppe stammende Rohmaterial ursprünglich auch keinen einheitlichen C-G. hatte (der große Schlackengehalt spricht ja nicht gerade für ein Ausgangsmaterial von hoher Reinheit und Gleichmäßigkeit), dürfte bei der zum Schmieden wiederholt nötigen Feuerbehandlung eine völlige Entkohlung des Materials stattgefunden haben. Wahrscheinlich liegt der Fehler in der Behandlung in einer starken Windzuführung bei ungenügender Abdeckung des Werkstoffes im Feuer. Damit wäre auch die Entstehung der Oxidzeilen an den Schichtgrenzen, die ja eigentlich Nähte sind, zu erklären. Hier sei eine

Bemerkung gestattet. Es wird gelegentlich davon gesprochen, daß durch Einstreuen von Quarzsand die Verschweißbarkeit des Eisens erhöht wird. Dabei wird der Sand als eine Art Flußmittel betrachtet. Das stimmt aber nicht ganz. Der Sand übt bei der Feuerbehandlung eine andere Funktion aus. Er dient dazu, das Metall im Feuer abzudecken und ein Verbrennen und Verzundern der Metallocberfläche zu verhindern. Dadurch wird die Verschweißung erleichtert. Wäre die erste Version richtig, so müßte an den Schweißnähten SiO_2 (Siliziumdioxid) nachzuweisen sein. Im Schweißeisen findet sich dieses aber in der Schlacke, ist also schon bei der Verhüttung eingelagert worden und nicht beim Schmieden.

Die Klinge ist in die Gruppe I einzuordnen. Sie besteht aus einem weichen Material, das durch seine Schichtung weit aus dem Rahmen des üblichen fällt. Das Gärben und das Schmieden der Klinge zeigen die gleiche Arbeitsweise und die gleichen Mängel in einer Art, daß die Spuren der beiden Arbeitsgänge nicht voneinander zu unterscheiden sind. Daher darf angenommen werden, daß ein Schmied die Herstellung vom Rohmaterial bis zur fertigen Klinge ausführte.

Inv. Nr. 24527. Material aus der Scheide

Es gelang, aus der Scheide noch ein dünnes Blättchen Eisen zu entnehmen und zu untersuchen. Der Schliff erfolgte von der Oberfläche her, da das Stück sehr dünn war. Die Größe betrug etwa $3,5 \times 2,5$ mm.

Bei dem Material handelt es sich um ein sehr weiches Eisen (C-G. 0,01%), das ein Ferritgefüge zeigt, welches von der Korrosion schon sehr stark durchdrungen ist. $\text{Hm.} = 163 \text{ kp/mm}^2$ (148, 182). Es finden sich im Gefüge zahlreiche sehr große Einschlüsse. Nur wenige davon sind gestreckt (Abb. 7), die meisten haben regellose Gestalt. Da es sich um einen Schliff in horizontaler Materialebene handelt, besagt dies nicht viel. Die größten dieser Einschlüsse bestehen aus Magnetit (Fe_3O_4). Dieser kann einerseits, wie man es oft beobachten kann, schon im Metall eingelagert gewesen sein, im vorliegenden Fall kann er aber auch durch die schon weit fortgeschrittene Korrosion entstanden sein. Gerade von diesen großen Einschlüssen her breitet sich der Korrosionsangriff nach allen Seiten hin besonders stark aus. Er dringt dabei an den Korngrenzen vor und löst von da aus die Ferritkristallite auf. Das ist auf den Abbildungen 8 und 9 gut zu erkennen. Hier liegt ein Fall interkristalliner Korrosion vor, die jedoch als solche wahrscheinlich die Endphase der Auflösung darstellt. Auch in den angeschliffenen Kristalliten sind zahlreiche Korrosionspunkte zu erkennen. Es läßt sich aber nicht feststellen, ob sie sich im Kristallit gebildet haben, oder ob es Reste von weggeschliffenen Korrosionsbahnen sind, die von außen her in den Kristallit hineingedrungen sind. Letzteres ist wahrscheinlicher.

Vielleicht sind die langgestreckten Einschlüsse schon im Metall vorhanden gewesen, während die von regelloser Gestalt durch die Korrosion entstanden sind. Dies wäre möglich, ist aber nicht nachzuweisen.

Der Befund ist besonders durch die Art der Korrosionserscheinungen interessant. Zur Technologie sagt er lediglich aus, daß die Scheide aus sehr weichem Eisen hergestellt worden ist.

Inv. Nr. 31193

Die Probe ist 24 mm lang und 2,1 mm stark. Die Klinge muß sehr flach gewesen sein. Die untersuchte Schnittfläche liegt 216 mm über dem jetzigen unteren Ende der Klinge.

Makroskopisch erscheint die Probe grau, mit Unterschieden in der Helligkeit (Abb. 2 b). In der Mitte sind deutlich Nahtverläufe zu erkennen. Der über die Mitte hinausgehende Teil zeigt eine deutliche Gliederung in drei Schichten. Sonst ist der Nahtverlauf unklar. Die Partie an der Schneide ist heller und gleichmäßiger.

Bei mikroskopischer Betrachtung zeigt sich, daß die gesamte Probe aus Stahl besteht, dessen C-G. zwischen 0,35 und 0,6% schwankt. Dabei werden die äußeren Werte aber nur an wenigen Stellen erreicht. Der Durchschnitt dürfte bei 0,5% liegen. Das Gefüge ist ein sehr gleichmäßiges und feinkörniges Ferrit-Perlit-Gemisch, in dem nur wenige kleine zeilige Schlackeeinschlüsse auftreten. Abb. 10 zeigt das typische Gefügebild dieses Stahles mit dem einzigen größeren Einschluß. Das Gefüge ist in allen Materialstreifen gleich, und wären nicht an einigen Stellen Streifen Wiedmannstättenschen Gefüges vorhanden, könnte man annehmen, es sei normalgeglüht. Das W. G. schließt das aber aus. Außerdem ist es so angeordnet, daß auch in dem langen Schneidenteil eine Dreifachschichtung des Materials glaubhaft wird. In Abb. 3 a sind diese Streifen überhitzten Gefüges und die Nahtverläufe, die erkennbar sind, sowie zwei Zonen mit einem C-G. unter 0,3% eingezeichnet. Abb. 11 zeigt W. G., in dem Austenitkorngrenzen zu erkennen sind, und in der rechten oberen Ecke ein Stück des Normalgefüges. An einer Stelle der Probe (nahe der Mitte) ist das Gefüge deutlich geschichtet. Die Unterschiede in den Schichten bestehen aber nur in geringen Abweichungen in der Korngröße und im C-G. Das reicht aber aus um anzugeben, daß das Material gegärbt worden ist. Die Gärbung ist sehr sorgfältig ausgeführt und das angestrebte Ziel wurde erreicht. Das Material wurde in einer kaum noch zu übertreffenden Weise vereinheitlicht und gereinigt. Die Schweißnähte zwischen den einzelnen Stäben sind ebenfalls vorzüglich verschweißt und zeigen keine Einlagerungen. An der Schneide hat der C-G. den niedrigeren Wert. Die Mikrohärte beträgt 262 kp/mm² (248, 273). An der Schneide ist sie, dem C-G. entsprechend, etwas geringer. Hier wurde 256 kp/mm² (195, 290) gemessen, wobei die wesentlich größere Streuung auffällt. In den kleinen Zonen mit niedrigerem C-G. beträgt sie 252 kp/mm² (216, 289). Diese Werte stimmen mit dem Material überein und zeigen nichts außergewöhnliches.

Anscheinend ist die Klinge aus 6 Stäben des gleichen Materials hergestellt worden, indem aus je 3 Stäben eine Hälfte der Klinge aufgebaut und die beiden Hälften dann in der Mitte der Klinge zusammengeschweißt wurden. Dadurch ist in der Klinge mitte eine Stauchung eingetreten, die hier zu unklaren Nahtverläufen geführt hat.

Dem Befund nach gehört die Klinge in die Gruppe I. Sie besteht aus Stahl und fällt durch die tadellose Ausführung der Arbeit auf. Auch hier ist man geneigt, die Ausführung des Gärbens und des Schmiedens der Klinge *einer* Hand zuzuschreiben.

Inv. Nr. 24484

Die Klinge ist von der Korrosion sehr stark zerstört. Es war ohne weiteres zu erkennen, daß sie aus drei Schichten bestand, von denen die mittlere noch im metallischen Zustand erhalten ist, die beiden äußeren aber völlig durchgerostet sind und sich von der Mittelschicht ablösen. Alle Schichten reichen bis in die Schneide. Bemerkenswert ist, daß die Klinge im derzeitigen Zustand eine flach gewölbte Oberfläche hat, die Mittelschicht aber deutlich einen Mittelgrat erkennen läßt. Die Annahme, daß durch die mit der Korrosion verbundene Volumenzunahme der Rost so gegen die innere Scheidenwand gepreßt wurde, daß er deren Form annahm, erwies sich bei genauer Nachprüfung als unwahrscheinlich. Die Innenfläche der Scheide und die Oberfläche der Klinge haben durch die Korrosion sehr verschiedene Oberflächenstrukturen erhalten, die nicht zusammenpassen. Zwischen Scheide und Klinge war noch Raum, der mit eingeschwemmtem Sand und losen Korrosionsprodukten locker angefüllt war. In diesem Raum hinein sind von der Scheide kleine Rostblasen gewachsen. Wäre der Rost der Klinge durch den Korrosionsdruck gegen die Scheide gepreßt worden, hätten sich in ihm diese Rostblasen als entsprechende Vertiefungen abformen müssen. Das war aber nicht der Fall. Sollten die beiden verschiedenen Querschnitte aber von der Fertigung der Klinge herühren, würde dies bedeuten, daß die Klinge nicht aus drei Materialstäben in einem Arbeitsgang geschmiedet wurde, sondern zuerst der Mittelschicht ein klingenähnliches Profil gegeben und danach die beiden Flankenschichten aufgeschweißt wurden. Solche Überlegungen über die Arbeitsweise müssen aber dahingestellt bleiben, bis sich, vielleicht an einer anderen Klinge, einmal ein sicherer Nachweis erbringen läßt.

Die Probe wurde 330 mm über dem unteren Abbruch entnommen. Sie ist 24 mm lang, an der stärksten Stelle noch 3 mm dick und reicht bis in die Schneide.

Es war schwierig eine Stelle zu finden, an der Aussicht bestand, bei der Probeentnahme außer der Mittelschicht wenigstens noch Reste der Flankenschichten in metallischem Zustand zu erhalten.

Nach dem Ätzen erscheint die Probe bei makroskopischer Betrachtung dunkel, ausgenommen eine lange Zone an der Schneide und zwei schmale Streifen an den Kanten. Nach der Mitte zu erscheint sie insgesamt etwas heller (Abb. 2c). Es zeigte sich, daß die hellen Stellen am Rande der Probe und an der Schneide tatsächlich Reste der Flankenschichten sind.

Die mikroskopische Betrachtung zeigt, daß die Mittelschicht aus einem Stahl mit sehr unterschiedlichem C-G. besteht. Er schwankt zwischen 0,1 und 0,5 %, wobei Werte unter 0,3 % allerdings relativ selten vorkommen. Am größten ist er in

dem schmalen Stück hinter der Schneide und geht nach der Mitte zu ziemlich stark zurück. Das Gefüge besteht aus einem Ferrit-Perlit-Gemisch, liegt also im Normalzustand vor (Abb. 12, stark geätzt, und 13). Nur an einer Stelle tritt an einer Schweißnaht etwas Überhitzungsgefüge auf. Nahe der Klingenmitte liegt das Gefüge ausgesprochen geschichtet vor, wobei sich die dünnen Schichten durch Unterschiede im C-G. markieren. Das beweist, daß der Stahl gegärbt ist. Das Material enthält nur wenig gestreckte Schlackeeinschlüsse (Abb. 13). Diese sind unregelmäßig verteilt und ordnen sich nicht zu langen Zeilen oder Schweißnähten zu. Die Gärbung des Stahles ist sehr gut ausgeführt worden. Mikrohärtemessungen wurden an zwei Stellen vorgenommen. Hinter der Schneide, wo der C-G. ziemlich gleichmäßig bei 0,4% liegt, beträgt die Hm. 249 kp/mm² (209, 296). Weiter nach der Mitte, wo der C-G. zwischen 0,3 und 0,5% schwankt, beträgt die Hm. 234 kp/mm² (192, 284), entspricht also dem zu erwartenden Härtegrad.

Es zeigte sich, daß die Mittelschicht in der Probe nicht mehr bis an die Schneide reicht. Dafür ist aber an dieser Stelle ein Stück der einen Flankenschicht bis an die Schneide erhalten geblieben. Abb. 3 b zeigt die Materialverhältnisse in der Probe.

Die Reste der Flankenschichten bestehen aus einem sehr weichen und reinen Eisenwerkstoff, dessen C-G. zwischen 0,01 und 0,03% liegt. An einigen Stellen steigt er auf fast 0,1% an. Das Ferritgefüge (Abb. 14) ist fast frei von Einschlüssen, nur an einer Stelle, nahe der Schneide, findet sich eine Ansammlung kleiner gestreckter Schlackeeinschlüsse. Die Korngröße des Ferrites ist ziemlich einheitlich. Eine Kornstreckung an der Schneide, die auf eine Kalthärtung schließen ließe, ist nicht festzustellen. Die Nähte zur Stahlschicht sind streckenweise von einer kräftigen Oxidzeile begleitet. An der Schneide, wo der Ferrit sehr rein ist, beträgt die Hm. nur 167 kp/mm² (160, 175). Die Schwankungsbreite ist auffallend gering.

Im anderen Rest der gleichen Schicht wurde bei einem C-G. von 0,03% die Hm. mit 177 kp/mm² (154, 199) ermittelt. Im Rest der anderen Flankenschichten beträgt sie bei 0,01% C, 178 kp/mm² (159, 201). Die beiden Flankenschichten dürften demnach aus gleichem Material bestanden haben.

Nach diesem Befund ist die Klinge in die Gruppe 2 einzureihen. Sie ist aus einem härteren Stahlkern und weichen Flanken zusammengesetzt worden. Beide Materialien sind sehr gut gegärbt, doch leistete die mangelhafte Verschweißung der einzelnen Stäbe oder Schichten der nachhaltigen Zerstörung durch die Korrosion Vorschub. Die Qualitätsunterschiede in der Arbeit des Gärbens und der Fertigung der Klinge sprechen dafür, daß beide Arbeiten nicht von der gleichen Hand ausgeführt worden sind.

Inv. Nr. 24484, Niet

Bei diesem Schwert waren der Niet, mit welchem die obere Schlaufenplatte an der Schneide befestigt ist, und ein kleines Stück dieser Platte noch im metallischen Zustand erhalten und konnten untersucht werden. Es handelt sich um einen Niet

ohne Kopf, einen sog. versenkten Niet. Er wurde bis zur Mitte weggeschliffen, so daß das Schliffbild einen Längsschnitt darstellt.

Der Niet hat zwei Nähte, die senkrecht durch den Schaft laufen und das Material in drei Teile gliedern. Die eine Naht wird von einer starken Zeile markiert, die sich aus Schlacke und Oxiden zusammensetzt (Abb. 16). Die zweite Naht ist durch dünne Einschlußzeilen gekennzeichnet (Abb. 15). Zwischen diesen Nähten und außerhalb der ersten Naht liegt ein sehr feinkörniges und gleichmäßiges Ferrit-Perlit-Gefüge mit einem C-G. von etwa 0,4 bis 0,5 % und einer Hm. von 199 kp/mm² (164, 244). Außerhalb der zweiten Naht liegt ein C.-ärmeres und grobkörnigeres Material, das in seinem Gefüge zwei Zonen erkennen läßt: Nach außen ein feinkörnigeres Ferrit-Perlit-Gemisch mit einem C-G. von 0,2 % und einer Hm. von 230 kp/mm² (205, 273). Das Ergebnis der Härtmessungen in den beiden Materialien ist etwas überraschend, denn nach dem C-G. wären die erhaltenen Werte eigentlich jeweils bei dem anderen Material zu erwarten. Hier dürfte sich ein sehr unterschiedlicher Phosphorgehalt auswirken. An der Naht liegt ein grobkörnigerer Ferrit mit einem C-G. von 0,1 % und einer Hm. von 183 kp/mm² (164, 201). Dies Material ist also wesentlich weicher als das vorige.

Demnach wurde der Niet aus einem Materialstück angefertigt, das seinerseits bei geringem Querschnitt aus verschiedenen Materialstücken zusammengesetzt ist. Möglicherweise waren es Abfälle. Insgesamt ist das Material relativ hart. Es muß von einem stärkeren Querschnitt auf die geringen Abmessungen des Nieten verformt worden sein. Im Gefüge treten aber keine Kristallite auf, die eine Vorzugsrichtung und Streckung in Richtung der Achse des Nieten erkennen lassen.

Inv. Nr. 24484, Material aus der Schlaufenplatte

Das Materialrestchen lag unmittelbar am oberen Teil des Nieten und war nur durch eine dünne Korrosionsschicht von diesem getrennt. Der Lage nach muß angenommen werden, daß es sich nur um Material aus der Schlaufenplatte handelt, denn der untere Teil des Nieten war in eine starke Korrosionsschicht, wahrscheinlich das Material der Scheide, eingerostet. Der Schliff liegt vertikal in Längsrichtung zur Klinge. Er zeigt deutlich, daß das Material noch aus fünf Schichten besteht (Abb. 17). Dabei ist die eine Außenschicht nicht mehr vollständig vorhanden, und an der anderen Seite ist zu erkennen, daß daneben noch eine weitere Schicht vorhanden gewesen sein muß. Eine Naht ist noch zu erkennen, es befinden sich daran noch winzige Reste der verlorengegangenen Schicht. Die noch vorhandenen fünf Schichten sind unterschiedlich stark, sie bestehen alle aus reinem Ferrit mit einem C-G. von 0,01 % und weniger (Abb. 18). Sie unterscheiden sich lediglich in der Stärke und der Menge der nichtmetallischen Einschlüsse und der Art wie diese im Ferrit verteilt sind. Dabei ergibt sich eine Übereinstimmung der unteren Schicht und der zweiten von oben. Sie gleichen sich im Bild völlig. Die Mikrohärteprüfungen wurden vorgenommen:

A. in der zweiten Schicht von oben und B. in der unteren Schicht, die jener gleicht.
C. in der breitesten Schicht in der Mitte und D. in der darunterliegenden, schmalsten Schicht. Die Ergebnisse:

- A: 200 kp/mm² (186, 244)
B: 215 kp/mm² (164, 244)
C: 208 kp/mm² (186, 244)
D: 210 kp/mm² (164, 244)

In der Hm. ergeben sich also keine nennenswerten Unterschiede. Die zwei sich gleichenden Schichten haben aber die am weitesten auseinanderliegenden Werte. Auffallend ist die Schwankungsbreite. In allen vier Meßgruppen wurde der gleiche Höchstwert gefunden und auch bei dem niedrigsten Wert kommt zweimal Übereinstimmung vor.

Die Schlaufenplatte bestand demnach aus einem vielschichtigen, aber sonst einheitlichen Material, das praktisch frei von Kohlenstoff ist, aber, wie die Härtemessungen vermuten lassen, einen höheren Phosphorgehalt aufweist, denn die Hm. ist für dieses Material relativ hoch.

Inv. Nr. 24745

Die Probe ist 26,3 mm lang und in der Mitte 3,5 mm stark. An der Schneide fehlen etwa 2,5 mm. Die untersuchte Schnittfläche liegt 340 mm über dem Ort. An dieser Stelle war die Klinge ungefähr 45,3 mm breit. Die Probe reicht etwa 3,7 mm über den Mittelgrat hinweg.

Bei makroskopischer Betrachtung erkennt man einen hellen Kern, der weit vor der Schneide endet. Er ist von dunkleren Flankenzenen umschlossen (Abb. 2d), die sich in der Schneide treffen. Hier setzt sich deutlich eine etwas hellere Zone ab, ohne daß eine Naht sichtbar wäre (Abb. 3c).

Bei mikroskopischer Betrachtung erweist sich der Kern als ein Eisenwerkstoff mit einem C-G. von durchschnittlich 0,2 %, z. T. auch darüber. Der Kohlenstoff liegt vorwiegend an den Korngrenzen, nur an vereinzelten Stellen ist ein wenig Perlit zwischen den Ferrit eingestreut (Abb. 19). Die Ferritkristallite zeigen an vielen Stellen eine gestreckte, aber nicht nach einer Richtung orientierte Form. Das Material ist demnach überhitzt. Es enthält außer zwei langgestreckten Schlackezeilen (Abb. 19) keine weiteren Verunreinigungen. Diese Schlackezeilen weisen jedoch auf eine Verformung nach zwei Richtungen beim Gärben hin.

Die Ergebnisse der Härtemessungen sind für diese Klinge graphisch aufgetragen (Abb. 1 A), wobei die einzelnen Meßreihen in der Höhe so angeordnet sind, daß sie direkt vergleichbar sind. Trotz der bei Mikrohärtemessungen auftretenden großen Schwankungsbreite ist die Übereinstimmung der gemessenen Werte im gleichen Material bei allen drei Meßreihen nicht zu übersehen. Auch die Abnahme der Härte von der Schneide nach innen kommt deutlich zum Ausdruck. Die Hm. liegt im Ferrit des Kernes eng um 180 kp/mm². Der Kern ist also weich.

Das Gefüge des Kernes geht stellenweise in das des benachbarten Materials über. An einigen Stellen ist die Naht durch Wiedmannstättensch. Gefüge gekennzeichnet, das sich im Kernmaterial gebildet hat.

Die Schweißnaht ist ausgezeichnet verarbeitet und nirgends durch Oxidzeilen markiert. An der Naht ist eine Diffusion des Kohlenstoffes aus dem C-reicherem Flankenmaterial in das weiche und C-ärmere Kernmaterial zu erkennen.

Das Material der beiden Flanken ist gleich. Es umschließt den Kern und bildet die Schneide. Der C-G. ist nicht einheitlich und schwankt zwischen 0,6 und 0,86 %, erreicht also in seinen höchsten Werten das euktoide Verhältnis, bei dem Ferrit und Eisenkarbit völlig ineinander gelöst sind. Die höheren Werte liegen dabei mehr nach der Klingenmitte hin.

Hier tritt reiner Perlit auf. Stellenweise ist neben dem Perlit auch Sorbit zu erkennen. An diesen Stellen findet sich aber immer zusätzlich noch eine geringe Menge Ferrit im Gefüge. Dadurch ist der C-G. nicht sicher abschätzbar, er dürfte aber nicht über 0,86 % hinausgehen. An der Schneide ist der C-G. geringer und könnte etwa 0,6 % betragen. Diese heller erscheinende Zone sieht aus, als wäre sie schwalbenschwanzförmig auf den Stahl der Flanken aufgesetzt. Es sind jedoch keine Schweißnähte zu erkennen. An der Schneide entwickelte sich das Gefüge beim Ätzen viel später als in den Flanken, außerdem ist hier eine durch die Gärung des Stahles hervorgebrachte Schichtung des Materials sehr deutlich zu erkennen (Abb. 20). Wesentlich ist jedoch das Auftreten des Zwischenstufengefüges Hardenit in der Schneide (Abb. 21). Es tritt in der Zone auf, die beim Ätzen das Gefüge später entwickelte. Demnach liegt an der Schneide das gleiche Material vor wie an den Flanken, doch hat es an der Schneide eine andere Behandlung erfahren, von der die weiter nach der Klingenmitte zu gelegenen Zonen nicht betroffen worden sind. Im Abschnitt «Härtungen» wird noch ausführlich auf die Voraussetzungen zur Entstehung dieses Gefüges eingegangen. Der C-G. dieses Zwischenstufengefüges dürfte im vorliegenden Falle 0,6 % betragen. Die Hm. ist folgerichtig höher als im kohlenstoffreicherem Perlit weiter nach der Mitte zu. (Die Härtewerte sind in Abb. 1 a eingetragen, die Lage der Meßreihen ist in Abb. 3 c eingezeichnet.) Wesentlich ist hierbei die Form der Zone, in der dieses Gefüge auftritt (Abb. 3 c). Sie deutet darauf hin, daß die Behandlung bewußt vorgenommen und bewußt auf die Schneiden beschränkt wurde. Mit volliger Sicherheit läßt sich das allerdings nicht sagen, denn auch in diesem Fall ist ein unbeabsichtigtes und ungewolltes Hervorbringen dieses Gefüges nicht auszuschließen. Andererseits muß berücksichtigt werden, daß gerade an der Schneide ein ziemlich großer Materialverlust zu verzeichnen ist. In den verlorengegangenen Partien können unter Umständen ein regelrechtes Härtegefüge (nadeliger Martensit) vorhanden gewesen sein. In diesem Falle wäre die erhalten gebliebene Zone die Übergangszone, in der das Härtegefüge der verlorengegangenen Partien über das Zwischenstufengefüge «Hardenit» zum normalen Perlitgefüge des Mittelstückes der Klinge überleitet. Der Härteverlauf würde dies unterstreichen. Auch das Vorkom-

men von Sorbit an den Außenseiten der Flanken kommt einer solchen Deutung entgegen.

Dem Befund nach gehört die Klinge zu Gruppe 3. Sie ist besonders beachtlich durch die Härtung der Schneide. Außerdem ist die tadellose Verschweißung der Nähte hervorzuheben und die Reinheit des Materials, das eben noch eine sorgfältig durchgeführte Gärbung erkennen läßt. Die Merkmale, die auf die Qualität der einzelnen Schmiedearbeiten schließen läßt, bezeugen für alle Arbeitsgänge einheitlich eine sehr gute und gekonnte Arbeitsweise.

Inv. Nr. 24709

An dieser Klinge wurde die Probe weit unten entnommen. Der untersuchte Schnitt liegt 233 mm über dem Ort. Die Probe ist 18,9 mm lang und in der Mitte der Klinge 4,5 mm stark. Sie reicht etwa 3 mm über den schwachen Mittelgrat der Klinge hinweg. An der Schneide können nur Bruchteile von mm fehlen. An der Probeentnahmestelle ist die Klinge 31,3 mm breit.

Bei makroskopischer Betrachtung sieht man, daß sich die Klinge aus drei Metallstäben zusammensetzt. Zwei davon erscheinen heller als der dritte, der sich an einer Flanke befindet. Diese dunklere Schicht ist von der Korrosion stärker angegriffen als die andere, hellere Flankenschicht, sie ist stellenweise völlig wegkorrodiert (Abb. 3 d, 2 e und 24).

Bei mikroskopischer Betrachtung sind die Nähte zwischen den einzelnen Stäben gut zu erkennen. Zum Teil werden sie von dünnen Oxidzeilen begleitet, besonders in der Klingenmitte (Abb. 24). Aber auch dort, wo keine Einschlüsse die Nähte kennzeichnen, sind diese gut zu erkennen, denn die verschiedenen Gefüge der einzelnen Stäbe grenzen sich deutlich voneinander ab (Abb. 25). Trotz einiger Oxidzeilen sind die Nähte gut verschweißt.

Die dunkle Schicht ist ein Stahl, der an der Naht Wiedmannstättensches Gefüge aufweist (C-G. hier 0,35 %), das nach außen zu bei zunehmendem C-G. immer mehr in ein feines Ferrit-Perlit-Gefüge übergeht (Abb. 23) und nahe der Oberfläche auch etwas Sorbit enthält. Da der Korrosionsverlust dieser Schicht beträchtlich ist, könnte an der verlorengegangenen Oberfläche der C-G. etwa 0,6 % betragen haben. Diese Schicht reicht bis in die Schneide. Hinter der Schneide ist sie ein Stück weit völlig verlorengegangen. Hier tritt die Mittelschicht an die Oberfläche (Abb. 3 d). Der C-G. ist an der Schneide geringer und beträgt etwa 0,25 bis 0,3 %. Auch hier ist das Gefüge überhitzt (Abb. 22). In der Klingenmitte ist das Material aus Ferrit und Perlit aufgebaut, liegt hier aber im Normalzustand vor. Es erscheint hier etwas streifig und der C-G. liegt zwischen 0,3 und 0,4 %. Der Stahl ist also nicht ganz gleichmäßig und möglicherweise etwas schnell abgekühlt worden, aber lange nicht so, daß von einer Härtung die Rede sein könnte.

Die Härteprüfungen ergaben an der Schneide keine Abnahme nach innen hin. Die Hm. beträgt 249 kp/mm² (189, 357). Weiter nach der Mitte zu im Ferrit-Perlit-

Gemisch ($C = 0,6\%$) 258 kp/mm^2 (227, 284). Im Perlit des Wiedmannstättenschen Gefüges 324 kp/mm^2 (307, 429). Der unterschiedliche C-G. bedingt auch die Härteunterschiede im Material. Die Schwankungsbreite der Härte ist sehr groß.

Die Mittelschicht besteht aus feinkörnigem Ferrit mit einem C-G. von $0,02\%$, der deutlich in feine Schichten geteilt ist, die sich in der Korngröße und im C-G. etwas voneinander unterscheiden (Abb. 24, 25). Nach der Klingenmitte hin wird dieser Ferrit noch feinkörniger und der C-G. steigt auf $0,05$ bis $0,06\%$ an. Das Material ist dementsprechend verhältnismäßig weich. Die Hm. beträgt 183 kp/mm^2 bei geringer Streuung (155, 192).

Die andere Flankenschicht besteht aus sehr reinem Ferrit mit z. T. extrem großem Korn (Abb. 25 rechte untere Ecke, Abb. 26 rechts) und einem C-G. unter $0,01\%$. Die Oberfläche ist stellenweise wegkorrodiert worden. Wo sie noch vorhanden ist, zeigt sich am Rande (an der Oberfläche) eine schmale Zone mit sehr feinkörnigem Ferrit, dessen C-G. bis $0,02\%$ beträgt. Wahrscheinlich handelt es sich hierbei um eine unbeabsichtigte Aufkohlung der Oberfläche, die aber bei den vorliegenden C-Werten technisch ohne Bedeutung ist. Diese Flankenschicht ist von der Mittelschicht sehr deutlich zu trennen. Nach der Klingenmitte hin ist die Naht durch eine Oxidzeile deutlich gekennzeichnet, nach der Schneide zu fehlt diese, hier grenzt sich jedoch das feinkörnige Gefüge der Mittelschicht vom grobkörnigen der Flankenschicht in nicht zu übersehender Weise ab (Abb. 24, 25). Die Hm. beträgt im grobkörnigen Ferrit (C-G. unter $0,01\%$) 199 kp/mm^2 bei geringer Streuung (192, 212). In der feinkörnigen Randzone (C-G. $0,01$ bis $0,02\%$) 218 kp/mm^2 (186, 263).

Die Klinge ist demnach aus drei verschiedenen Materialstäben aufgebaut. Zwei davon sind weiches Material unterschiedlicher Art. Der dritte ist ein ziemlich uneinheitlicher Stahl, dessen C-G. durchschnittlich mit etwa $0,4$ bis $0,5\%$ anzunehmen ist.

Die Klinge gehört demnach zur Gruppe 4.

Inv. Nr. 24447

Die Probe wurde 315 mm über dem Ort entnommen. Sie ist 24 mm lang und an der Schneide fehlen etwa $2,5$ bis $4,0 \text{ mm}$. Der im metallischen Zustand erhaltene Kern ist sehr dünn, nur in der Klingenmitte ist noch etwas mehr Substanz erhalten.

Nach dem Schleifen und Polieren war mit bloßem Auge eine Oxidzeile zu erkennen, die hinter der Schneide an der jetzigen Oberfläche beginnt, flach in die Klinge hineinläuft und dort endet (Abb. 3 e).

Makroskopisch betrachtet zeigt sich die Probe hell, nur in der Klingenmitte ist eine größere dunkle Stelle zu erkennen. Auch am Rand der Probe, unterhalb der breiten Einschlußzeile, erscheint das Material etwas dunkler (Abb. 2 f).

Bei mikroskopischer Betrachtung erkennt man, daß die Probe zum größten Teil aus reinem Ferrit mit einem C-G. unter $0,01\%$ besteht. An der dunklen Stelle ist

dieser Ferrit mit einer Menge nichtmetallischer Einschlüsse durchsetzt. Dabei fällt auf, daß diese z. T. lang gestreckt sind, z. T. als kleine ovale oder runde Inseln im Ferrit verteilt liegen (Abb. 28). Daneben treten aber noch viele sehr große Einschlüsse auf, die sich stark nach allen Richtungen hin verzweigen. Abb. 29 zeigt ein Stück eines solchen Einschlusses in gleicher Vergrößerung wie Abb. 28.

Aus diesen Abbildungen geht der Unterschied in der Größe und den Erscheinungsformen hervor. Die Interpretation ist nicht einfach. Vermutlich ist das Eisen nicht gegärbt worden, denn sonst müßten die Einschlüsse in der Verformungsrichtung gestreckt sein. Da aber auch die gestreckten Einschlüsse verschiedene Richtungen zeigen, ist anzunehmen, daß das Material möglicherweise in der Mitte der Klinge gestaucht worden ist.

Der lange Einschluß, der schon mit bloßem Auge erkennbar ist, erweist sich als eine Schweißnaht, in der sich ein außergewöhnlich breites Band oxidischer Verbindungen befindet, darunter sehr viel Magnetit (Fe_3O_4). Im Inneren der Klinge verzweigt sich dieses Band zu mehreren Zeilen, die im Ferrit enden. Auf Abb. 27 ist der Beginn der Verzweigung zu erkennen. An der Unterkante (in Abb. 27 ganz rechts) setzt sich die Schweißnaht jedoch ein ganzes Stück weiter fort und läuft dann wieder an die jetzige Oberfläche zurück. Auch dieses Stück der Schweißnaht wird durch eine mehrzeilige Oxideinlagerung gekennzeichnet. Es handelt sich also um eine ausgesprochen schlecht gearbeitete Naht. Man hat das Material im Feuer derartig oxidieren lassen und dann die entstandene extrem starke Oxidschicht in die Naht gebracht, daß die Korrosion durch diese Schicht in das Innere der Klinge vordringen konnte. Wahrscheinlich ist damit der Verlust der beiden Flankenschichten wesentlich mitverursacht worden.

Das durch diese Naht vom Kernmaterial gesonderte Stück muß als Rest einer Flankenschicht angesehen werden. Das Gefüge besteht vorwiegend aus Ferrit, in diesem ist aber etwas Perlit eingelagert und die Korngröße ist erheblich geringer als im Kernmaterial (Abb. 27 rechts). Der C-G. ist nicht gleichmäßig und liegt zwischen 0,2 und 0,3 %.

Die Probe enthält demnach im wesentlichen nur noch den Kern der Klinge und einen kleinen Teil einer Flankenschicht. Von der anderen Flankenschicht ist an der Probe überhaupt nichts mehr vorhanden. Da die beiden Flanken in gleicher Weise der Korrosion zum Opfer gefallen sind, wobei die schlechte Verschweißung der Nähte nicht unerheblich wirksam war, liegt der Schluß nahe, daß beide Flanken aus gleichem Material bestanden haben. Da dies nicht zu beweisen ist, kann diese Klinge nur mit Vorbehalt eingeordnet werden.

Härteprüfungen im Ferrit des Kernmaterials wurden an drei Stellen vorgenommen. Die Hm. beträgt: in der Nähe der Schneide 245 kp/mm^2 (236, 249),
in der Mitte 228 kp/mm^2 (205, 253),
in der Schlackezone 194 kp/mm^2 (175, 216),
im Ferrit des Flankenmaterials: 194 kp/mm^2 (175, 220).

Auffallend sind die geringe Streuung und die beinahe gleichen Werte im Ferrit des Flankenmaterials und in der verschlackten Zone des Kernmaterials.

Das Eisen des Kernmaterials hat eine relativ hohe Härte, die auf einen höheren Phosphorgehalt schließen lässt. Diese Annahme wird noch dadurch gestützt, daß sich beim Ätzen mit Nital das Gefüge erst nach verhältnismäßig langer Zeit entwickelte.

Den Befunden nach wird die Klinge mit Vorbehalt der Gruppe 3 zugeordnet. Auffallend ist die ausgesprochen unzureichende Qualität aller Schmiedearbeiten. Die Verwendung ungegärbten Eisens und die sehr mangelhafte Verschweißung der einzelnen Teile mindern die Qualität der Klinge außerordentlich. Das praktisch C-freie Eisen besitzt eine verhältnismäßig hohe Härte. Da diese aber wahrscheinlich auf einen hohen Phosphorgehalt zurückzuführen ist, ein solcher aber die Kaltbrüchigkeit begünstigt, muß auch das Material als ungeeignet angesprochen werden.

Inv. Nr. 24286

Die Probe ist 19,5 mm lang und 4 mm stark. Sie reicht 4 mm über die Klingemitte hinweg. An der Schneide fehlen 2 bis 2,5 mm. Der untersuchte Schnitt liegt 245 mm unter dem oberen Ende der Griffangel. An dieser Stelle ist die Klinge etwa 35 mm breit.

Bei makroskopischer Betrachtung ist an der einen Flanke eine gleichmäßige Zone zu erkennen, die jedoch nicht bis in die Schneide reicht. Im übrigen erscheint das Material heller und etwas gefleckt (Abb. 2g). Beim Ätzen entwickelte sich das Gefüge in der hellen Zone unterschiedlich schnell. Das deutete bereits auf größere Unterschiede im C-G. oder im P-Gehalt hin.

Bei mikroskopischer Betrachtung erwies sich die gleichmäßig dunkle Zone als eine Stahl-Schicht mit einem C-G. von 0,4 bis 0,5 %. Das Gefüge ist ein feinkörniges Ferrit-Perlit-Gemisch, es liegt also im Normalzustand vor. In der Klingemitte ist es außerordentlich gleichmäßig. Nach der Schneide zu ist das Gefüge deutlich geschichtet. Die einzelnen Schichten unterscheiden sich hauptsächlich durch unterschiedliche Korngrößen, wobei sich diese aber insgesamt im Bereich feiner bis mittlerer Größen bewegen (Abb. 31 links). Außerdem treten in den einzelnen Schichten geringe Unterschiede im C-G. auf. Mindestens fünf Schichten sind deutlich zu erkennen.

Der Stahl ist fast frei von Schlacke. Die wenigen kleinen Einschlüsse liegen gestreckt zwischen den Schichten mit unterschiedlichen Korngrößen. In drei dieser Zeilen wurden Härtemessungen vorgenommen. Die Ergebnisse sind recht interessant. Während im Perlit der drei Zeilen nur geringfügige Unterschiede auftreten, unterscheidet sich die Härte im Ferrit deutlich:

Zeile mittlerer Korngröße: Ferrit Hm. \varnothing 201, Perlit \varnothing 260 kp/mm²

Zeile mit feinem Korn: Ferrit Hm. \varnothing 228, Perlit \varnothing 261 kp/mm²

Zeile mit extrem feinem Korn: Ferrit Hm. \varnothing 248, Perlit \varnothing 263 kp/mm²

Die Schwankungsbreite ist bei allen Messungen sehr gering. Das läßt darauf schließen, daß in den einzelnen Schichten der P-Gehalt unterschiedlich ist. Je höher er ist, um so höher ist auch die Härte und um so feiner hat sich das Korn gebildet, wobei der C-G. um wenigstens geringer ist. Dies ist ein Befund, der im System Eisen-Kohlenstoff-Phosphor zu erwarten ist. In diesem Stahl deutet alles darauf hin, daß er einer sachgemäß durchgeföhrten Gärbung unterzogen und dabei in zwei Richtungen verformt wurde. Die Stahlschicht hat an der Oberfläche größere Korrosionsverluste erlitten und ist nahe der Schneide völlig wegkorrodiert.

Die helle Zone besteht aus zwei Schichten (Mittelschicht und andere Flankenschicht) gleichen Materials. Es ist ein weicher Eisenwerkstoff. Hinter der Schneide ist die Naht zwischen diesen Schichten gut zu erkennen, da sie hier von einer Oxidzeile begleitet wird. In der Klingenmitte ist sie gut verschweißt. Da in beiden Schichten das gleiche Material und die gleichen Verhältnisse vorliegen, werden sie zusammen besprochen.

Der Eisenwerkstoff der beiden Stäbe zeigt ein Ferritgefüge (Abb. 33), das eine starke Schichtung erkennen läßt. In der Klingenmitte sind diese Schichten ein wenig ungeordnet. Das ist wahrscheinlich darauf zurückzuföhren, daß das Metall hier beim Schmieden der Klinge etwas gestaucht wurde. Der C-G. schwankt zwischen 0,01 und 0,15 %. Sehr unterschiedlich ist die Korngröße in den einzelnen Schichten. Sie reicht vom sehr feinen bis zum extrem großen Korn. Dabei ist das extrem große Korn (Abb. 32) immer mit einem C-G. von 0,01 % oder noch darunter, das grobe Korn mit einem C-G. zwischen 0,01 und 0,03 % verbunden. Bei den mittleren und feinen Korngrößen ist die Zuordnung eines bestimmten Kohlenstoffgehaltes zu einer bestimmten Korngröße nicht gegeben. Außerdem nimmt die Korngröße von der Schneide nach der Mitte hin kontinuierlich zu, wobei aber die Ungleichmäßigkeit bestehen bleibt. Die einzelnen Schichten sind verhältnismäßig stark. Demnach ist die Gärbung nicht sehr weit getrieben worden, denn bei gründlicherer Arbeit wären die Schichten dünner und zahlreicher geworden und hätten sich in ihrer Gefügebeschaffenheit mehr ausgeglichen. Einer solchen Vergleichsmäßigung hat allerdings auch der sehr ungleichmäßig verteilte Phosphorgehalt entgegengewirkt, da dieser sich infolge seiner Diffusionsträgheit anders als der Kohlenstoff verhält. Daß der Phosphorgehalt in diesem Eisenwerkstoff die Verhältnisse wesentlich mitbestimmt, zeigen auch die Ergebnisse der Härteprüfungen. Die gemessenen Werte sind in Bezug auf den C-G. verhältnismäßig hoch, was eben auf den Phosphorgehalt zurückzuföhren ist. Die Hm. betrug:

In Zonen mit extrem großem Korn C-G. 0,01 %	195 kp/mm ² Ø
In grobkörniger Zone	C-G. 0,01–0,03 % 260 kp/mm ² Ø
In Zone mittlerer Korngröße	C-G. 0,05–0,07 % 239 kp/mm ² Ø
In Zone mit feinem Korn	C-G. über 0,1 % 284 kp/mm ² Ø

An der Schneide ist eine Streckung der Kristallite festzustellen (Abb. 29, 34). Sie haben eine Vorzugsrichtung zur Schneide hin. Die Kornstreckung ist zwar nicht ausgesprochen stark, aber immerhin deutlich und nicht zu übersehen. Dabei muß be-

dacht werden, daß die Klinge an der Schneide große Korrosionsverluste aufweist. In den verlorengegangenen Partien unmittelbar an der Schneide und an den Oberflächen dürfte die Deformierung der Kristallite noch wesentlich größer gewesen sein als im erhalten gebliebenen Material. Es muß sich hier um eine Kalthärtung handeln, die erreicht wurde, indem die Schneide durch Hämmern in kaltem Zustand gehärtet wurde, so wie das bei Sensen heute noch üblich ist. Man spricht deshalb in solchen Fällen von Kaltverformungshärte. Da in dieser Klinge auch ein Stahl vorkommt, der durch Abschreckung in Wasser härtbar gewesen wäre, kann angenommen werden, daß diese zweite Härtetechnik dem Hersteller nicht bekannt gewesen ist. Die Kalthärtung spiegelt sich auch in einer Hm.-Meßreihe wieder, die von der Schneide ins Innere der Klinge geht. Die Ergebnisse sind in Abb. 1 B graphisch dargestellt. Dort ist trotz ziemlich großer Schwankungen und einiger extremer Werte die Abnahme der Härte nach innen deutlich zu erkennen.

Die Klinge ist dem Befund nach in Gruppe 4 einzuordnen. Sie zeichnet sich durch die nachweisbare Kalthärtung besonders aus. Im weichen Material ist eine verhältnismäßig große Ungleichmäßigkeit zu verzeichnen, obwohl eine Gärung stattgefunden hat. Entweder wurde sie nicht sorgsam ausgeführt, oder ein sehr ungleichmäßig verteilter Phosphorgehalt hat sie in ihrer vergleichmäßigenden Wirkung stark eingeschränkt.

Inv. Nr. 24663

Aus der Klinge wurden zwei Proben entnommen.

Probe A. 21,5 mm lang und 4,3 mm stark. An der Schneide fehlen etwa 5 mm. Die untersuchte Fläche befindet sich 288 mm unter dem oberen Ende der Griffangel.

Probe B. 10 mm lang und am Rücken 2 mm stark. Diese Probe enthält das Material bis zur Schneide. Die untersuchte Schnittfläche befindet sich 103 mm über der Spitze der Klinge.

Probe A

Nach dem Ätzen ließen sich bei makroskopischer Betrachtung drei Schichten erkennen, die in der Klingenmitte durch Nähte vertikal geteilt sind. In einer der Außen schichten ist diese Naht infolge mangelhafter Verschweißung gerissen (Abb. 2 h. a). Die eine der Flankenschichten erscheint erheblich dunkler, läßt also auf einen höheren C-G. schließen. Sie ist, im Gegensatz zur anderen Flankenschicht, mit Ausnahme der Partie an der Schneide von der Korrosion kaum angegriffen.

Bei mikroskopischer Betrachtung erweist sich die dunkle Flankenschicht als ein stark mit Schlacke durchsetztes Material (Abb. 35). Der C-G. ist sehr hoch, er liegt bei 0,86 %. Es handelt sich also um einen eukrokoitischen Kohlenstoffstahl. Das Gefüge wird von einem sehr feinlamellaren Perlit, der auch als Sorbit bezeichnet wird, gebildet (Abb. 35). An einer Stelle liegt ein feines Ferritnetz in diesem Gefüge (Abb. 36). Hier ist der C-G. etwas geringer. Außerdem ist in diesem Materialstreifen eine Ent

kohlung entlang der Naht zur Mittelschicht und an der Schneide zu erkennen. Sie dürfte beim Zusammenschweißen der einzelnen Materialstäbe bzw. bei der damit verbundenen Feuerbehandlung entstanden sein. In der entkohlten Zone geht der C-G. bis auf 0,35 % zurück, in der Schneide sogar noch etwas darunter.

Das Gefüge besteht dementsprechend aus einem Ferrit-Perlit-Gemisch. Dort, wo der C-G. um 0,35 % liegt, zeigt sich ein ausgeprägtes Überhitzungsgefüge. Das gleiche ist auch an der Schneide — soweit sie noch vorhanden ist — der Fall (Abb. 38). Dieses Gefüge markiert die Schweißnaht in ihrer gesamten Länge (Abb. 37). Die Naht wird außerdem über große Strecken von einer Oxidzeile gekennzeichnet. An den Stellen, wo eine einwandfreie Verschweißung gelang, geht das Gefüge dem jeweiligen C-G. entsprechend kontinuierlich in das Gefüge des Mittelstreifens über. Hier ist die Naht nicht zu erkennen, doch läßt sich eine Diffusion des C. in das C-ärmere Nachbarmaterial verzeichnen. Damit erklärt sich der stufenlose Übergang der Gefüge beider Materialien an solchen Stellen (Abb. 37 und 39 oben). In diesem Material ergaben die Härteprüfungen folgende Resultate:

im Zwischenstufengefüge (Sorbit): 282 kp/mm² (240, 349). Die Schwankungsbreite ist sehr groß;

im Wiedmannstättenschen Gefüge: 239 kp/mm² (219, 273). Das entspricht dem geringeren C-G.

Ein solches Material würde heute als unlegierter Werkzeugstahl bezeichnet.

Die Mittelschicht zeigt bei mikroskopischer Betrachtung drei nebeneinanderliegende Materialstäbe verschiedener Beschaffenheit, es muß allerdings die Möglichkeit, daß ein vierter Streifen beim Schnitt nicht miterfaßt wurde, in Betracht gezogen werden. Die Streifen werden in der Reihenfolge von der Schneide nach der Klingmitte beschrieben.

Ganz außen liegt ein Stab aus einem weichen Material, dessen C-G. etwa zwischen 0,02 und 0,08 % liegt. Die Unterschiede sind zeilig geordnet und in den einzelnen Zeilen ist auch die Korngröße des Ferrites unterschiedlich. Im ganzen genommen ist das Korn fein. Die etwas geringeren Korngrößen sind auf die Zeilen mit höherem C-G. konzentriert. In diesem Material befinden sich ein langer Riß und sehr viel Verunreinigungen, die zu langen Zeilen gestreckt sind. All dies bezeugt, daß das Material gegärbt worden ist. Es ist jedoch nicht abzulesen wie die Gärung im einzelnen erfolgte. Die Härtemessungen ergaben eine Hm. von 168 kp/mm² (143, 192).

Daneben liegt ein Stab mit einem etwas höheren C-G. (Abb. 39 links). Die Naht zwischen den beiden Stäben verläuft schräg. Das Ferritgefüge ist sehr feinkörnig und sehr gleichmäßig. Es ist fast frei von Einschlüssen. Die Hm. beträgt 229 kp/mm² (175, 289). Auch dieses Material muß als weicher Eisenwerkstoff angesprochen werden. Nach der Mitte hin schließt sich, durch eine Naht sehr deutlich abgegrenzt (Abb. 39), ein Stab an, der aus Stahl mit einem C-G. um 0,5 %, besteht. Das Ferrit-Perlitgefüge ist extrem feinkörnig, sehr gleichmäßig und enthält kaum Verunreinigungen. Die Hm. beträgt 237 kp/mm² (198, 295).

Insgesamt muß die Mittelschicht, trotz des einen Stahlstabes, als weicher Kern aufgefaßt werden.

Die zweite Flankenschicht zeigt Ferritgefüge. Der C-G. liegt bei 0,3 %, geht aber stellenweise nach der Oberfläche hin auf 0,1 % zurück (Entkohlung der Oberfläche), (Abb. 39 unten). Auch dieses Material ist sehr rein, es zeigt keine Unterschiede zu beiden Seiten der vertikalen Mittelnaht, die es in zwei Stäbe aufteilt. Die Schweißnaht zur Mittelschicht wird in der Klingenmitte durch eine schmale Zone Wiedmannstättenschen Gefüges markiert. Die Verschweißung ist hier zwar sehr gut, doch ist die Naht trotzdem deutlich zu erkennen (Abb. 39). Nahe der Schneide wird sie von einer Oxidzeile begleitet. Die Hm. beträgt 204 kp/mm^2 (172, 248). Auch diese Flanke besteht — wie der Kern — aus einem weichen Eisenwerkstoff.

Probe B

Bei makroskopischer Betrachtung erkennt man zunächst, daß diese Probe, im Gegensatz zu der weiter oben entnommenen Probe A, nicht aus drei Schichten aufgebaut ist, sondern nur aus einem Material besteht. Dieses Material erscheint ziemlich dunkel, jedoch noch etwas heller als das Zwischenstufengefüge in der Stahlschicht der Probe A. Ganz in der Nähe der Schneide befindet sich im Inneren eine hellere Zone, eine ebensolche an einer Kante (Abb. 2 h. b).

Mikroskopisch betrachtet, zeigt sich ein sehr feines und gleichmäßiges Gefüge aus strukturlosem Martensit oder Hardenit (Abb. 40). Es enthält eine geringe Menge Ferrit. Der C-G. dürfte bei 0,6 % liegen, ist also nicht so hoch wie in der Stahlschicht der Probe A. Es handelt sich um ein Härtegefüge, das durch eine Wasserabschreckung entstanden ist. Die Hm. beträgt 321 kp/mm^2 (284, 419). Sie ist infolge der Härtung größer als die der Probe A, obwohl der C-G. geringer ist. Die hellen Stellen haben einen niedrigeren C-G. und zeigen ein Ferritgefüge mit eingestreutem Perlit. Hier blieb die Härtung unwirksam, da sie durch den geringeren C-G. ausgeschlossen ist. Die Hm. beträgt in diesen Stellen $\varnothing \cdot 251 \text{ kp/mm}^2$.

Trotz einiger Unterschiede dürfte die Probe B der Stahlschicht in der Probe A entsprechen. Das bedeutet aber, daß die beiden Schichten weichen Materials nicht durch die ganze Klinge gehen, sondern schon oberhalb der Entnahmestelle der Probe B enden. Die Spitze der Klinge ist also nur aus dem Stahl gefertigt.

Die Härtung hat nicht den höchstmöglichen Wirkungsgrad erreicht. Entweder war dazu die Abschreckgeschwindigkeit nicht groß genug, oder die Ausgangstemperatur etwas zu niedrig. Daher entstand kein nadeliger, sondern strukturloser Martensit. Der letztere ist nicht so hart wie der nadelige Martensit, aber auch nicht so spröde. Das Vorkommen von Sorbit im oberen Teil der Klinge beweist, daß die Abkühlung dort noch langsamer verlaufen ist oder aber die Ausgangstemperatur noch niedriger war. Folglich konnte eine Härtung dort gar nicht erfolgen und es entstand nur das Zwischenstufengefüge Sorbit. Darin ist wohl der C-G. höher, als in der Klingspitze, doch ist die Härte geringer.

Es muß allerdings die Möglichkeit offen gelassen werden, daß eine Härtung gar nicht beabsichtigt war, sondern nur zufällig erfolgte. Es ist nicht auszuschließen, daß der Schmied die Klinge in Wasser getaucht hat, um den beim Schmieden entstandenen Zunder abzusprengen, und daß dabei zufällig die für eine Härtung nötigen Voraussetzungen gegeben waren.

Der Zustand der Schweißnähte und die beim Schmieden entstandenen Entkoh-lungen an den Oberflächen mancher Materialstäbe sprechen dafür, daß der Schmied seine Arbeit nicht restlos beherrschte, denn diese Erscheinungen müssen als Mängel angesehen werden. Sie fallen freilich nicht allzusehr ins Gewicht.

Nach den Befunden muß diese Klinge in die 4. Gruppe eingeordnet werden, nimmt in dieser aber eine Sonderstellung ein. Die hervorragendsten Merkmale sind:
1. Die Härtung, 2. Der relativ hochwertige Stahl in einer Flanke und an der Spitze,
3. Die Konstruktion des Klingenquerschnittes und auch des Klingenlängsschnittes.

Inv. Nr. 26177

Die Probe wurde 220 mm unter dem jetzigen Ende der Griffangel entnommen. Sie ist 26 mm lang und an der stärksten Stelle nur noch 2,5 mm stark. An der Schneide fehlen etwa 4 mm. Die Probe reicht ungefähr 6 mm über den Mittelgrat hinweg.

Makroskopisch betrachtet erscheint die Probe dunkel mit einigen Aufhellungen in der Klingenspitze und nahe der Schneide (Abb. 21). Auf dieser Abbildung erkennt man auch, daß die Klinge von beiden Flanken her stark abkorrodiert ist und nur noch eine schmale Zone übrig blieb, von der nicht sicher zu klären ist, welche Materialstäbe sie beinhaltet. Auch die deutlich sichtbaren Nahtverläufe in der Mitte der Klinge tragen nicht zur Klärung bei. Selbst an der Schneide ist nicht sicher, ob das Material dort zu einer Flankenschicht oder zum Kern gehört.

Mikroskopisch gesehen erweisen sich die dunklen Zonen als Stahl, der vorwiegend sorbitisches Gefüge zeigt, in das vereinzelt etwas Perlit eingesprengt ist (Abb. 41). Der C-G. liegt über 0,86 %. Die Hm. beträgt 304 kp/mm² (284, 321). Die hellen Zonen zeigen dagegen ein rein perlitisches Gefüge mit einem nur wenig geringeren C-G. (0,86 %). Dieser Stahl hat langgestreckte Schlagkeineinschlüsse (Abb. 42). Die Nähte sind schlecht verschweißt und deshalb über lange Strecken aufgerissen. In Abb. 42 ist ein solcher Riß zu sehen, an einer Seite befindet sich Schlacke. Die Hm. im Perlit, der sich hauptsächlich in der Klingenspitze findet, beträgt 254 kp/mm² (236, 284). Es kommen auch einige Streifen Überhitzungsgefüge vor. Geht man davon aus, daß solches meist an Schweißnähten auftritt und ordnet man diese Streifen mit den Nähten zusammen, so läßt sich eine Kernzone abgrenzen, die nicht bis in die Schneide reicht. In der Klingenspitze bleiben die Verhältnisse aber auch dann noch unklar.

Entweder ist die Klinge aus einer nicht bestimmbarer Zahl von Stäben annähernd gleichen Materials zusammengesetzt, oder das etwas weichere Material bildet einen

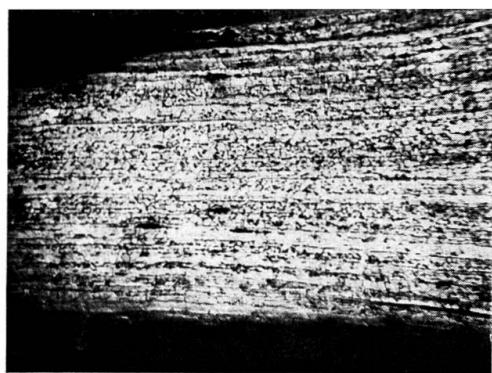


Abb. 4. 24527 25:1



Abb. 5. 24527 80:1

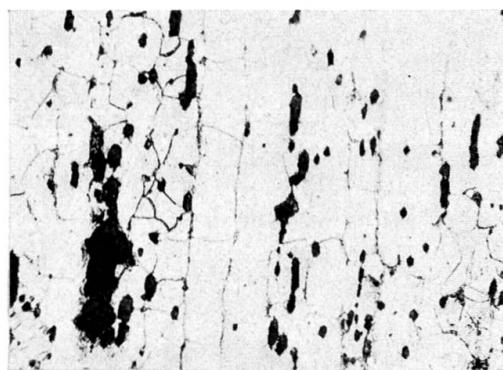


Abb. 6. 24527 200:1

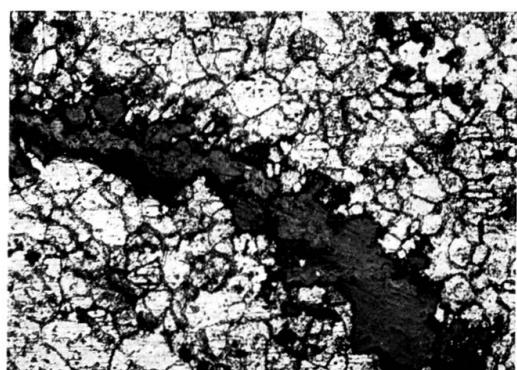


Abb. 7. 24527 (Scheide) 80:1



Abb. 8. 24527 (Scheide) 200:1

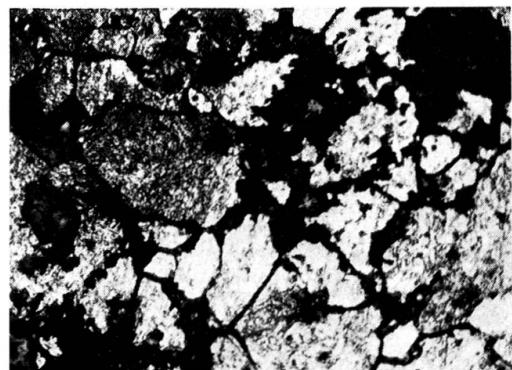


Abb. 9. 24527 (Scheide) 200:1



Abb. 10. 31193 200:I



Abb. 11. 31193 200:I

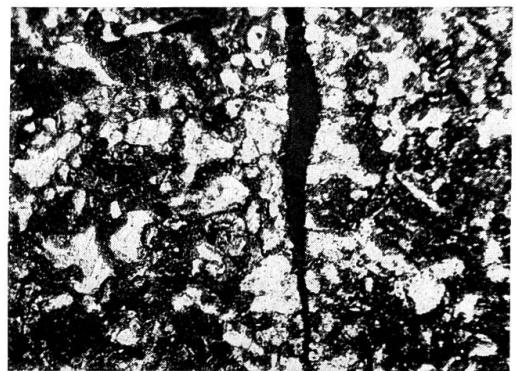


Abb. 12. 24484 200:I



Abb. 13. 24484 80:I

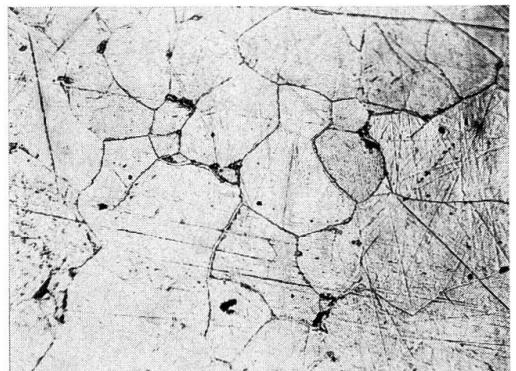


Abb. 14. 24484 200:I



Abb. 15. 24484 (Niet) 80:I

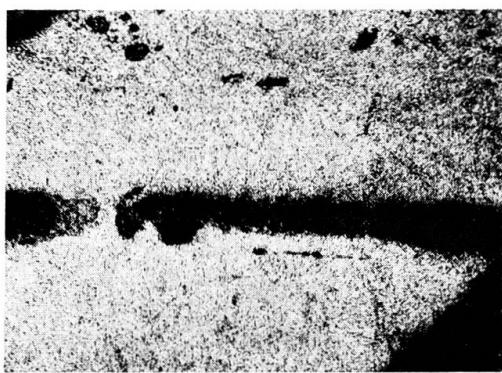


Abb. 16. 24484 (Niet) 25:I



Abb. 17. 24484 (Schlaufenplatte) 25:I

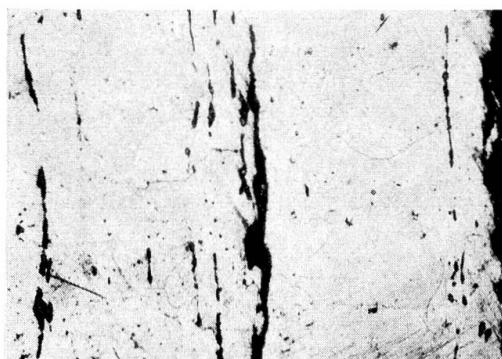


Abb. 18. 24484 (Schlaufenplatte) 80:I

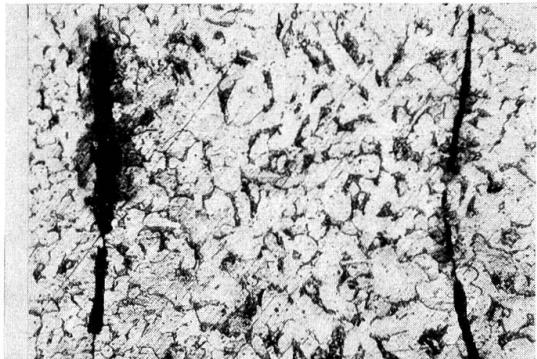


Abb. 19. 24745 200:I

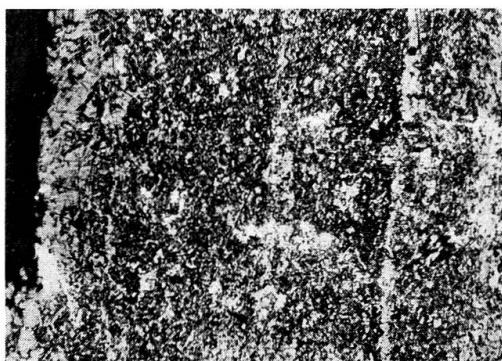


Abb. 20. 24745 200:I



Abb. 21. 24745 200:I

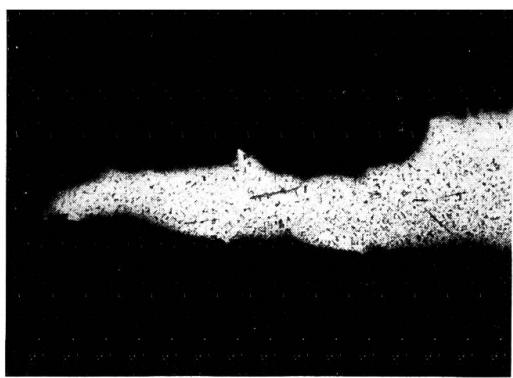


Abb. 22. 24709 25:I

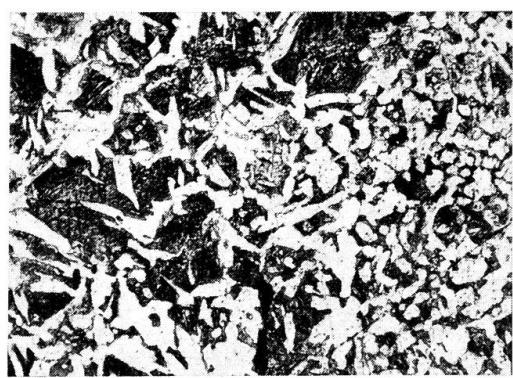


Abb. 23. 24709 200:I

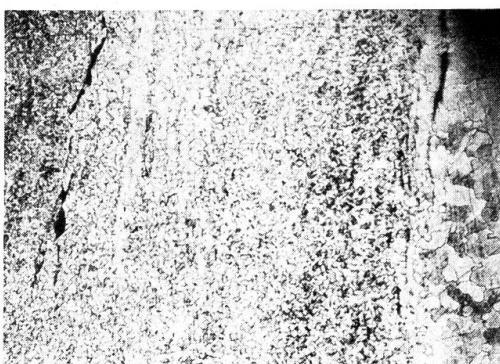


Abb. 24. 24709 25:I

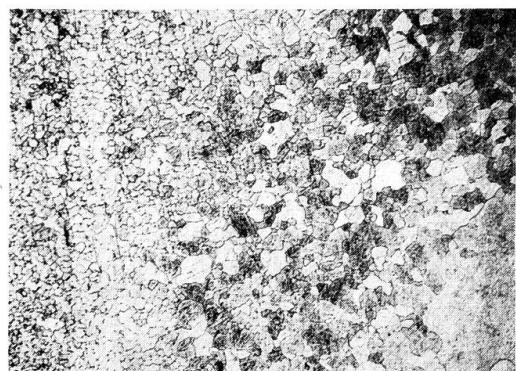


Abb. 25. 24709 25:I

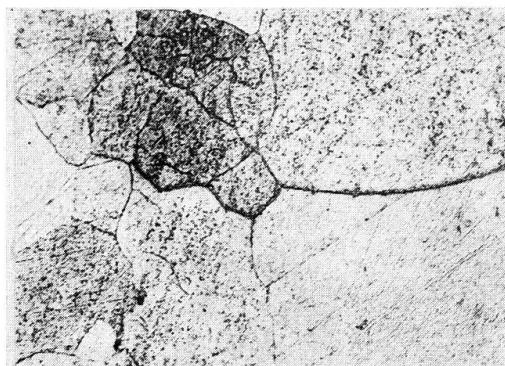


Abb. 26. 24709 200:I



Abb. 27. 24447 80:I

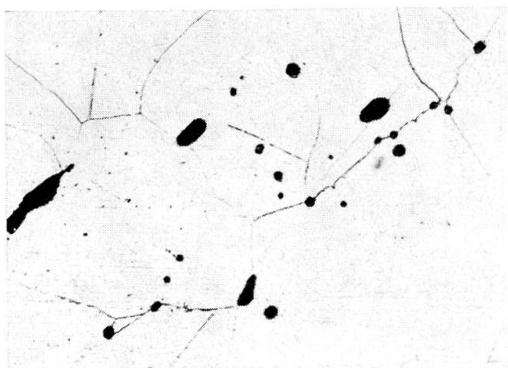


Abb. 28. 24447 200:I

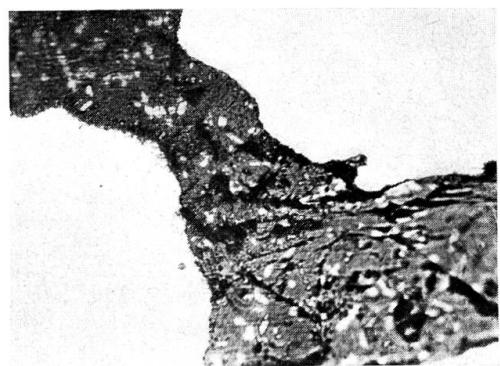


Abb. 29. 24447 200:I



Abb. 30. 24286 25:I

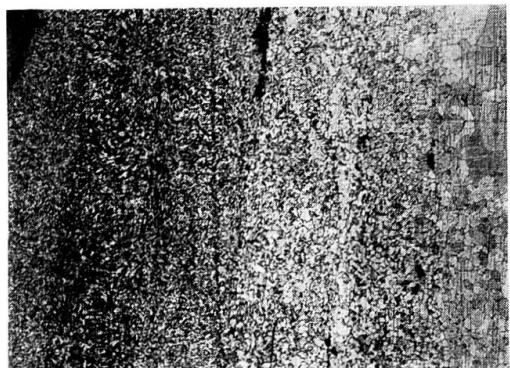


Abb. 31. 24286 25:I

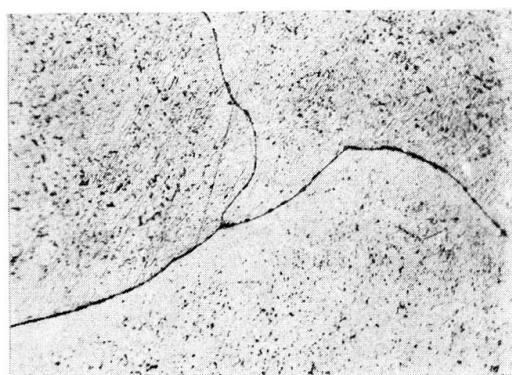


Abb. 32. 24286 200:I

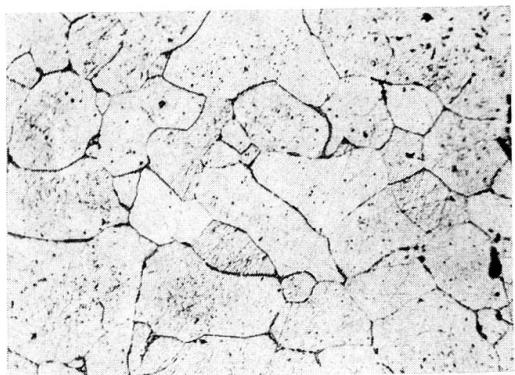


Abb. 33. 24286 200:I

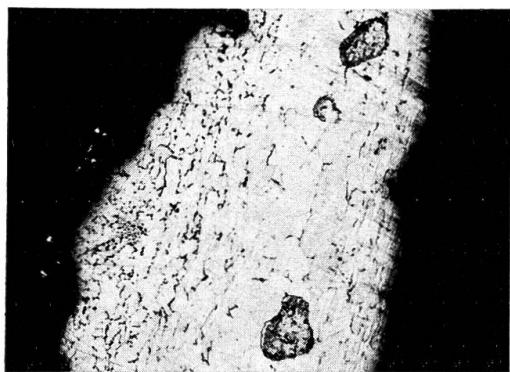


Abb. 34. 24286 80:I



Abb. 35. 24663 200:I

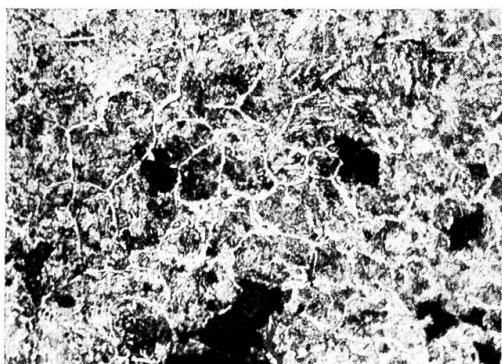


Abb. 36. 24663 200:I



Abb. 37. 24663 200:I

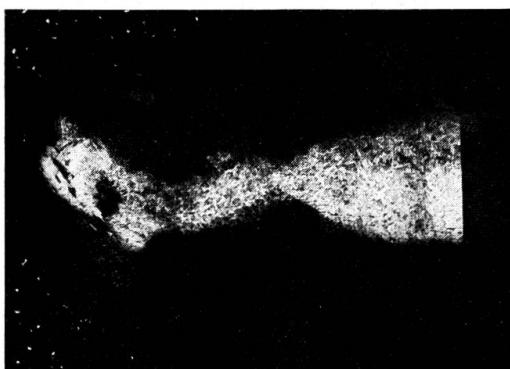


Abb. 38. 24663 25:I

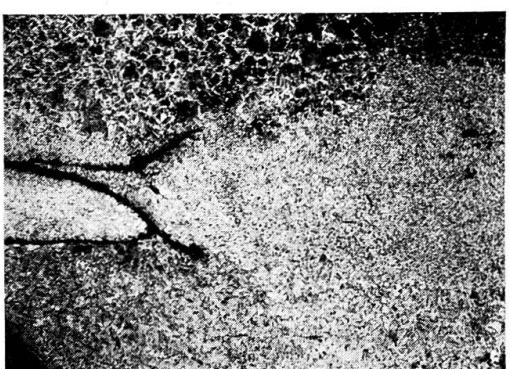


Abb. 39. 24663 25:I

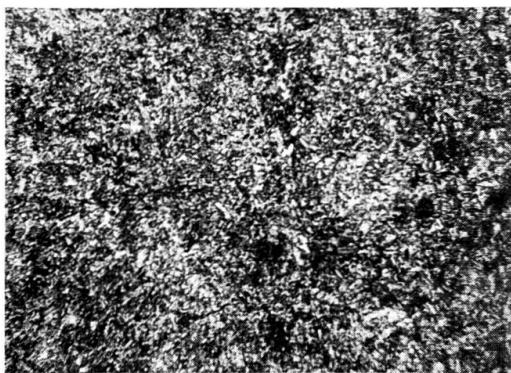


Abb. 40. 24663 200:I

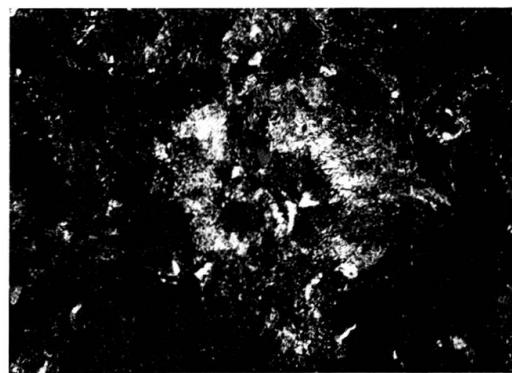


Abb. 41. 26177 200:I



Abb. 42. 26177 200:I

Kern, der nicht bis in die Schneide reicht, und das etwas härtere Material bildet die beiden Flanken und die Schneide. Da hierüber keine Klarheit gewonnen werden konnte, wird die Klinge mit Vorbehalt in die Gruppe I eingereiht. Bei beiden Materialarten handelt es sich um Stähle, die für die damalige Zeit beachtliche Qualität aufweisen und die sich nicht wesentlich unterscheiden. Es ist den Umständen nach nicht ausgeschlossen, daß diese Klinge an der Spitze ein gleiches Härtegefüge besessen hat, wie die vorhergehend beschriebene. Da die Verhältnisse in verschiedener Hinsicht sehr ähnlich sind, bietet sich die Vermutung geradezu an, daß auch diese Klinge an der Spitze gehärtet gewesen ist. Leider ist das nicht mehr nachprüfbar und muß deshalb Vermutung bleiben.

Die Verschweißung der Nähte ist zum Teil sehr mangelhaft.

Auswertung und Zusammenfassung

Das Material

In den neun Klingen findet sich vom praktisch kohlenstofffreien Eisen bis zum eudekdoiden Kohlenstoffstahl jedes Material.

Eisen mit einem C-G. nicht über 0,01 % kommt dreimal vor: 24527 (ganze Klinge), 24447 (Kern) und 24709 (eine Flanke).

Eisenwerkstoff mit einem C-G. bis 0,2 % kommt in acht Materialstäben vor, die in fünf Klingen enthalten sind: 24484 (beide Flanken), 24745 (Kern), 24709 (Kern), 24286 (Kern und Flanke) und 24663 (zwei Stäbe im Kern).

Eisenwerkstoff mit einem C-G. über 0,2 bis 0,3 % kommt dreimal vor: 24447 (beide Flanken) und 24663 (eine Flanke).

Stahl mit einem C-G. zwischen 0,3 und 0,5 % kommt zweimal vor: 24484 (Kern) und 24286 (eine Flanke).

Stahl mit einem C-G. von 0,5 bis 0,7 % kommt in zehn Materialstäben vor, die sich in vier Klingen befinden: 24663 (ein Stab im Kern), 24709 (eine Flanke), 31193 (sechs Stäbe = ganze Klinge) und 24745 (beide Flanken).

Stahl mit einem C-G. über 0,7 bis 0,9 % kommt in zwei Klingen vor: 26177 (ganze Klinge, wahrscheinlich sechs Materialstäbe) und 24663 (eine Flanke).

Hieraus ergibt sich, daß zwei Materialarten dominieren, erstens Stahl mit mehr als 0,5 % C. und zweitens weicher Eisenwerkstoff mit einem C-G. unter 0,2 %. Das zwischen diesen beiden Arten liegende Material kommt verhältnismäßig selten vor.

Konstruktion

Vier verschiedene Querschnittskonstruktionen wurden festgestellt (Abb. 43):

1. Drei Schichten, die alle bis in die Schneide reichen (Abb. 43 a). (24527 [fraglich], 24447, 24709, 24484 und 24286.)
2. Drei Schichten, von denen die mittlere nicht bis in die Schneide reicht (Abb. 43 b). (24745.)
3. Klingen, die aus sechs Stäben zusammengesetzt sind, mit vertikaler Mittelnaht (Abb. 43 c). (26177 und wahrscheinlich 31193.)
4. Klinge, deren Mittelschicht aus mehreren Stäben zusammengesetzt ist, neben zwei von Schneide zu Schneide reichenden Flanken (Abb. 43 d). (24663.)

Sechs Klingen haben einen, meist flachen, Mittelgrat, der nur bei der Klinge Nr. 24745 stärker ausgeprägt ist. Bei einigen anderen kann er aber auch durch die Korrosion stark abgetragen worden sein. Eine Klinge ist flach gewölbt (24286). Bei zwei Klingen waren diesbezügliche Feststellungen nicht möglich (24527 und 24484). Die Klingen mit Mittelgrat sind deutlich in der Mehrzahl.

Einteilung in Gruppen

Nach der Konstruktion und nach dem für die einzelnen Konstruktionselemente verwendeten Material lassen sich die Klingen in vier Gruppen einteilen (Abb. 44). (In der Abbildung sind die einwandfrei älteren Klingen mit «F», alle anderen, die etwas jünger und untereinander etwa gleichzeitig sein dürften, mit «S» bezeichnet.)

Gruppe 1

Klingen, bei denen alle Materialstäbe aus dem gleichen Material bestehen. Von geringen Unterschieden muß hierbei abgesehen werden, da das alte Schweißeisen nie ganz gleichmäßig ist. Zu dieser Gruppe gehören:

Inv. Nr. 24527, eine zweifellos ältere Klinge, ganz aus weichem, stark geschichtetem Eisen (Paketeisen) bestehend, mit vielen Anzeichen einer mangelhaft ausgeführten Schmiedearbeit.

Inv. Nr. 31193, eine aus sechs Stahlstäben zusammengesetzte Klinge, die sehr gute Arbeit erkennen läßt.

Inv. Nr. 26177. Wahrscheinlich ebenfalls aus sechs Stäben zusammengesetzt. Für die damalige Zeit hochwertiger Stahl mit Zwischenstufengefügen.

Die beiden letzten Klingen stehen in diesem Rahmen qualitativ sehr hoch. Sie gehören nicht zu den frühen Klingen.

In dieser Gruppe treten zwei Konstruktionsschemen auf. Ein einfaches Schema ist bei der frühen Klinge zu verzeichnen, während die beiden anderen Klingen ein etwas komplizierteres Konstruktionsschema, das in den folgenden Gruppen nicht wieder vorkommt, aufweisen. In dieser Gruppe zeigt sich also zwischen der frühen und den zwei späteren Klingen in Material und Konstruktion ein deutlicher Unterschied.

Gruppe 2

Klingen mit härterem Kern und weichen Flanken. Zu dieser Gruppe gehört nur eine Klinge.

Inv. Nr. 24484. Diese Klinge muß insgesamt gesehen als weiche Klinge angesprochen werden, der keine hohe Qualität zuerkannt werden kann.

Gruppe 3

Klingen mit weichem Kern und härteren Flanken. Zu dieser Gruppe gehören:

Inv. Nr. 24447. Eine zweifellos ältere Klinge, die insgesamt ebenfalls als «weich» zu bezeichnen ist und die auch eine sehr mangelhafte Arbeitsweise erkennen läßt.

Inv. Nr. 24745 ist im Ganzen härter als die Vorhergehende. Sie ist auch zweckmäßiger aufgebaut, indem bei ihr der weichere Kern nicht bis in die Schneide reicht. Außerdem ist die Schneide dieser Klinge gehärtet. Ihre Qualität muß als sehr gut bezeichnet werden.

Auch in dieser Gruppe unterscheiden sich die frühe und die spätere Klinge deutlich.

Konstruktion

Abb. 43

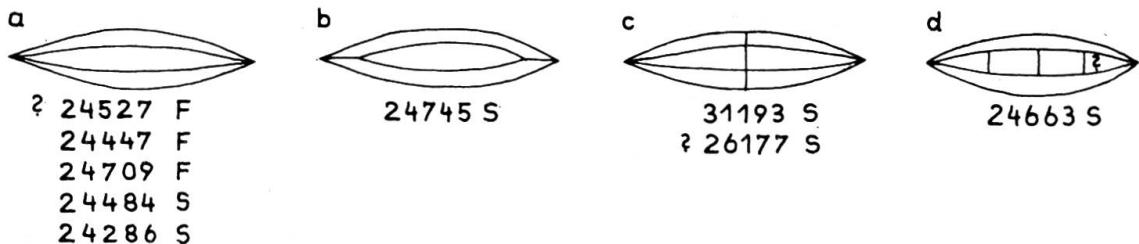
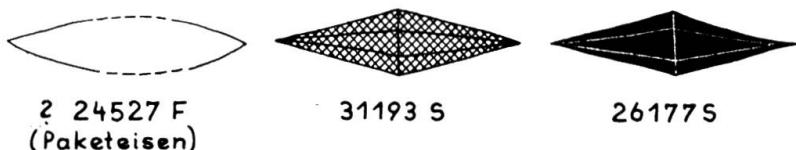


Abb. 44

Gruppe 1



Gruppe 2



Gruppe 3



Gruppe 4



C = 0,01%

C = 0,31 - 0,49%

C = 0,02 - 0,2%

C = 0,5 - 0,69%

C = 0,21 - 0,3%

C = 0,7 - 0,9 %

Gruppe 4

Klingen, bei denen das härteste Material an einer Flanke liegt.

Inv. Nr. 24709. Eine dreischichtig aufgebaute Klinge mittlerer Güte mit etwas Sorbit im Material der harten Flanke.

Inv. Nr. 24663. Eine Klinge mit zusammengesetztem Kern und einer gehärteten Spitze. Ihr ist hohe Qualität zuzusprechen.

Inv. Nr. 24286. Eine dreischichtig aufgebaute Klinge mit flach gewölbtem Querschnitt, insgesamt gesehen ziemlich weich.

Diese Gruppe ist uneinheitlich.

Bei dieser Gruppeneinteilung ergab sich keine Zuordnung der frühen Klingen zu einer bestimmten Gruppe, wie das bei der Einteilung nach der Konstruktion der Fall war (siehe Abb. 43).

Das Gärben des Eisens

Das Gärben war offensichtlich eine kaum zu umgehende Notwendigkeit, da das bei der Verhüttung anfallende Metall in dem Zustand, in dem es gewonnen wurde, nicht direkt zu verarbeiten war. Es mußte erst verdichtet, vergleichmäßig und von nichtmetallischen Einschlüssen gereinigt werden. Das geschah durch wiederholtes Ausschmieden und Zusammenlegen oder Falten des Rohstoffes. Dieser Vorgang wird hier als «Gärben» bezeichnet, obwohl diese Bezeichnung einer späteren Zeit entlehnt ist und der Sinngehalt sich nicht genau mit der hier geschilderten Arbeitsweise deckt. Die auf diesen Arbeitsgang gerichtete Aufmerksamkeit hat zu folgenden Ergebnissen geführt.

In den meisten Materialstäben der neun untersuchten Klingen waren Anzeichen einer Gärbung zu erkennen. Nur in einem Materialstab fand sich ungegärbtes und stark mit nichtmetallischen Einschlüssen durchsetztes weiches Eisen (24447). Das kann als Ausnahme angesehen werden. Die betreffende Klinge ist zudem offensichtlich eine ältere, sie zeigt noch andere grobe Mängel an der Ausführung der Arbeit.

Nach den Beobachtungen zu schließen, gelang die Gärbung um so besser, je höher der C-G. des Materials war. Von Ausnahmen abgesehen ist der Zweck dieses Arbeitsganges in den kohlenstoffreicherem Stählen weit besser erfüllt worden, als in den weichen Eisenwerkstoffen. Das hat seinen Grund zweifellos in der besseren Schmiedbarkeit der Stähle.

Vielfach konnte festgestellt werden, daß das Material beim Gärben dreifach gelegt oder gefaltet wurde. Diese Arbeitsweise dominiert deutlich vor anderen (Zwei- oder Vierfachschichtung). Sie hatte vermutlich Vorteile bei der Ausführung und wurde deshalb zur vorwiegend angewandten Technik. Es ist nicht ausgeschlossen, daß dann diese Arbeitsweise, nachdem sie sich beim Gärben bewährt hatte, auch beim Schmieden der Klinge praktiziert wurde. Vielleicht erklärt sich so die Einheitlichkeit der Konstruktionen aller Klingen, die trotz mancher Verschiedenheiten die

Dreifachschichtung gemeinsam haben (Ausnahme: Inv. Nr. 24 527, bei der diesbezügliche Feststellungen nicht gelangen).

Zur Schweißeisenstruktur

Die Schweißeisenstruktur entsteht bei der Gärbung und ist demzufolge eine Arbeitstextur. Sie wird bei der Weiterverarbeitung noch verfeinert und unter Umständen auch verändert. Da sie bei verschiedenen Arbeitsweisen auch verschieden ausfällt, kann man aus dem Studium der Struktur Erkenntnisse über die angewandten Arbeitsmethoden gewinnen. Das gelingt freilich nicht in allen Fällen.

In diesem Zusammenhang ist sehr oft von «Faserstruktur» geschrieben und gesprochen worden. Faserstruktur kann aber nur entstehen, wenn das Material nur nach einer Richtung verformt wird. Das bedingt aber, daß der Querschnitt des Stabes quadratisch oder rund gehalten und der Stab von allen Seiten gleichmäßig mit dem Hammer bearbeitet wird. Stäbe mit solchen Querschnitten sind aber als Ausgangsmaterial für Klingen ungeeignet. Deshalb benutzte man wahrscheinlich Stäbe mit rechteckigem Querschnitt als Ausgangsmaterial. Beim Herrichten solcher Stäbe wird das Material aber nicht nur in der Längsrichtung, sondern bis zu einem gewissen Grad auch quer verformt. Dabei kann aber keine Faserstruktur entstehen, sondern nur eine schichtige oder blätterige Struktur.

Ich habe bisher in Schwertklingen noch nie Faserstruktur feststellen können. Sie dürfte in Klingen meiner Ansicht nach sehr selten sein. Selbst bei Verwendung von Ausgangsstäben mit Faserstruktur und demzufolge etwa quadratischem Querschnitt, würden beim Ausschmieden der Breite der Klinge die Fasern zu Blättern verflacht.

Auch im vorliegenden Material konnte in den vielen untersuchten Materialstäben nur Blätterstruktur festgestellt werden, was meine Annahme über das Vorherrschen der Blätterstruktur in Schwertklingen stützt. Bedenkt man, daß bei einer Gärbung 27 Schichten entstehen, wenn das Material dreimal dreifach gefaltet oder geschichtet wird, so dürfte das Auftreten der zahlreichen sehr dünnen Schichten und Zonen im untersuchten Material ohne weiteres verständlich sein.

Irreführend sind die auf den Klingen oft sichtbaren «scheinbaren» Fasern. Tatsächlich sind es Kanten von Blättern oder Schichten, die durch die Korrosion angegriffen und zum Teil abgetragen wurden. Am Querschnitt der Klinge, aber auch nur dort, kann man die tatsächlichen Verhältnisse erkennen.

Zur Arbeit der Schmiede

Auf eine qualitativ sehr unterschiedliche Ausführung der Schmiedearbeit ist schon mehrfach hingewiesen worden. Sie spielt sowohl beim Gärben wie auch beim Verschweißen einzelner Materialstäbe bei der Klingenherstellung eine Rolle. Ausgesprochen mangelhaft gearbeitet sind die Klingen Nr. 24447 und 24527. Dagegen stehen die Klingen Nr. 31193 und 24745, die eine tadellose Arbeit aufweisen, die

von Können und Sorgfalt zeugt. Es kommen aber auch Klingen vor, bei denen von den beiden Arbeitsgängen (Gärben des Eisens und Schmieden der Klinge) der eine gut, der andere schlecht ausgeführt ist. Am auffälligsten ist das in der Klinge Nr. 24484. Das könnte für eine Arbeitsteilung in der Schmiedewerkstatt sprechen, indem eine Person das Material vorbereitet (gegärbt) hat, und eine andere die Klinge schmiedete. Wahrscheinlicher erscheint mir aber, daß die die Klingen herstellende Werkstatt bereits gegärbtes Material als Halbfabrikat bezogen und weiterverarbeitet hat. Dann könnte man sich die Gärung und somit Erzeugung eines Halbfabrikates am Ort der Eisenverhüttung denken, von wo aus das Halbfabrikat verhandelt worden ist.

Andere Klingen lassen aber in der Ausführung der beiden Arbeitsgänge und in der Technologie eine solche Einheitlichkeit erkennen, daß man geneigt ist, die Ausführung aller Arbeiten einer Person zuzuschreiben (Klingen Nr. 24527, 31193 und 24745). Da nicht anzunehmen ist, daß unbearbeitete Eisenluppen, so wie sie bei der Verhüttung anfielen, gehandelt worden sind, könnten solche Klingen in Werkstätten hergestellt worden sein, die sich am Hüttenplatz selbst befunden haben.

Selbstverständlich lassen sich aus den Ergebnissen der Untersuchung von neun Klingen hierüber keine bindenden Aussagen machen, doch drängen sich diese Fragen hier auf. Zu ihrer Beantwortung muß bei künftigen Untersuchungen das Material angereichert und verdichtet werden. Hier sollen diese Probleme nur angedeutet und die Möglichkeiten zur Beantwortung aufgezeigt werden.

Zwei Erscheinungen sind an den Klingen auffallend oft zu finden. Mehr oder weniger starke Oxidzeilen an Schweißnähten und Entkohlungen an Oberflächen und Schneiden. Beide lassen eine unzweckmäßige Behandlung des Metalls im Schmiedefeuer erkennen und müssen als Mängel gewertet werden.

Durch mangelhafte Abdeckung des Metalls im Feuer bei starker Windzufuhr kann es an der Metalloberfläche zur Bildung von Oxidschichten kommen. Solche Oxidschichten wurden oft vor der Weiterverarbeitung der Stäbe nicht entfernt und gelangten so in die Schweißnähte der Klingen. Hier liegen sie nun als oft erheblich starke Oxidzeilen vor und haben nicht selten zum Aufreißen der Nähte geführt. Sie begünstigten auch ein Vordringen der Korrosion den Nähten entlang ins Innere der Klinge. Dies tritt bei den Klingen Nr. 24527 und 24447 besonders kraß in Erscheinung. Beide sind frühe Klingen und zeigen daneben noch andere Mängel. Es scheint, daß die Hersteller der älteren Klingen tatsächlich noch sehr unerfahren in der Eisenverarbeitung waren. Auch hierauf ist bei künftigen Untersuchungen zu achten, um durch genügend breites Vergleichsmaterial zu fundierten Aussagen zu gelangen.

Auch die Entkohlungen an Oberflächen, Schneiden und Schweißnähten (hier liegen ja die ehemaligen Oberflächen der Materialstäbe) müssen als Mangel bei der Behandlung im Schmiedefeuer angesehen werden. Besonders eine Entkohlung der Schneide dürfte nicht im Sinne des Herstellers liegen, stellt sie doch eine Minderung der Qualität dar. Entkohlungen kommen aber im untersuchten Material so häufig vor,

daß man sie fast als charakteristisch bezeichnen möchte. Sie treten selbst in solchen Klingen auf, die sonst in jeder Hinsicht als gute Arbeiten gelten dürfen. Hieraus ergibt sich, daß die Hersteller dieser Klingen noch keine Kenntnis von der entkohlenen Wirkung hatten, die ein Schmiedefeuer unter gewissen Umständen haben kann, daß sie zumindest aber nicht verstanden, einer Entkohlung entgegen zu wirken.

Dagegen war in keinem Fall eine Aufkohlung festzustellen, wenn man von den Aufkohlungen an Schweißnähten absieht, die dadurch entstanden sind, daß Kohlenstoff aus dem C.-reicherem in das C.-ärmere Material hinüberwanderte (Diffusion). Das sind aber keine Aufkohlungen im eigentlichen Sinne.

Man kann selbstverständlich nicht voraussetzen, daß der Schmied damals den Kohlenstoff als wirksamen Faktor bei diesen Vorgängen schon erkannt haben sollte. Es scheint aber, als habe er auch noch nicht gewußt, daß verschiedenes Vorgehen bei der Feuerbehandlung des zu schmiedenden Eisens Änderungen der Eigenschaften verursacht. Er war offenbar nicht in der Lage, diese Veränderungen entweder in seinem Sinne zu nutzen oder aber zu verhindern.

Härtungen

Zu den interessantesten Feststellungen an den Klingen aus Münsingen dürften diejenigen über Härtungen zählen.

Kaltverformungshärte

Wird Eisen kalt verformt, so wächst mit zunehmendem Verformungsgrad ein Widerstand gegen die Verformung. Die weitere Verformung kann nur mit steigendem Energieaufwand erfolgen. Gleichzeitig entsteht eine gewisse Härte und Sprödigkeit, die mit dem Verlauf des Prozesses ansteigt und schließlich zum Bruch führt. Hierbei spricht man von Kaltverformungshärte. Bei der Kaltverformung werden die Kristallite im Metall in der Verformungsrichtung gestreckt. Sie werden deformiert und bekommen eine Vorzugsrichtung, die der Verformungsrichtung entspricht. An dieser Deformierung der Kristallite, die bei starker Verformung zu einer Auflockerung des Gefüges an den Korngrenzen führt, kann man eine Kaltverformung im Schliff mikroskopisch erkennen.

Eine solche Kalthärtung war bei der Klinge Nr. 24286 zu verzeichnen. Sie wurde sicherlich durch Hämmern der kalten Schneide erzeugt. Näheres wurde schon im Befund der Klinge gesagt. Diese Klinge fällt in doppelter Hinsicht auf: Einmal durch die Kalthärtung und zum anderen dadurch, daß sie die einzige Klinge mit einem flach gewölbten Querschnitt ist. Die Stahlflanke dieser Klinge liegt mit ihrem C-G. eben noch im Bereich einer möglichen Abschreckhärtung. Diese war aber dem Hersteller wahrscheinlich nicht bekannt. Die Feststellung einer Kaltverformungshärte an latènezeitlichen Klingen ist meines Wissens bisher noch nie gelungen. Im ganzen kann die Klinge Nr. 24286 trotzdem nicht als qualitativ hochstehend bezeichnet werden, wenn sie auch nicht gerade minderwertiger Qualität ist. Freilich ist auch hier

die Möglichkeit nicht auszuschließen, daß die Kalthärtung nicht vom Hersteller der Klinge vorgenommen worden ist. Es ist sehr gut denkbar, daß der Besitzer der Klinge diese zurechtgehämmert hat, nachdem sie — vielleicht im Kampf — kleine Beschädigungen an der Schneide (Scharten und Verbiegungen) erlitten hatte. Bei diesem Zurechthämmern im kalten Zustand hätte er unbeabsichtigt die Kaltverformungshärte hervorgebracht. Auch diese weniger sensationelle Interpretation muß bei einem solchen Befund in Betracht gezogen werden.

Abschreckhärtungen

Die Begriffe Sorbit und Hardenit wurden schon anfangs erläutert. Man kann verschiedener Meinung darüber sein, ob Hardenit als Härtegefüge oder als Zwischenstufengefüge zu bezeichnen ist. Heute wird aber feiner Martensit auch zu den Härtegefügen gerechnet. Alle dem nadeligen Martensit unmittelbar benachbarten Gefügearten werden in der neueren Literatur oft als Härtegefüge angeführt, während sie früher als Zwischenstufengefüge bezeichnet wurden. Eine exakte Trennung der Begriffe wird heute anscheinend nicht eingehalten.

Es muß in Betracht gezogen werden, daß sich im Laufe der Zeit ein Härtegefüge umbildet. Es sind Untersuchungen durchgeführt worden, die zeigten, daß sich Härtegefüge im Laufe weniger Jahrzehnte zurückbilden. Diese Dinge sind noch umstritten. Näheres ist mir nicht bekannt. Es soll aber darauf hingewiesen werden, daß solche Gesichtspunkte bei der Beurteilung des vorliegenden Materials mit in Rechnung gestellt werden müssen.

Schließlich ist noch nachzutragen, daß strukturloser Martensit bei Kohlenstoffstählen, wie sie hier vorliegen, auch bei einer milder wirkenden Ölabschreckung entstehen kann. Es scheint mir aber verfehlt, aus dem Vorkommen dieses Gefüges in den Klingen auf eine Ölhärtung zu schließen.

Über die Voraussetzungen zur Entstehung dieser Gefüge wurde schon weiter oben gesprochen. Was kann aber im Falle der beiden gehärteten Klingen angenommen werden? Betrachten wir sie genauer, so ergibt sich ein Bild, das doch für ein beabsichtigtes Vorgehen spricht. Das würde bedeuten, daß die härtende Wirkung einer Abschreckung unter bestimmten Voraussetzungen schon zum Erfahrungsfundus des Schmiedes gehörte.

In der Klinge Nr. 24663 ist die Härtung auf den unteren Teil der Klinge beschränkt. Dazu kommt, daß nur der harte Stahlstab bis in die Spitzte geführt worden ist, die beiden weichen Stäbe aber schon weiter oben enden. Das sieht ganz nach einem bewußten Vorgehen aus. Wollte man der Waffe eine harte Spitzte geben, sie aber im oberen Teil elastisch halten, so wäre die ganze Konstruktion, der Materialeinsatz und die Härtung insgesamt eine sinnvolle und sehr zweckmäßige Arbeitsweise, die der Absicht in jeder Hinsicht gerecht wird.

Bei der Klinge Nr. 24745 ist die Härtung dagegen ausschließlich auf die Schneide gerichtet. Wie das erreicht worden ist, ist eine andere Frage. Einer bestimmten

Theorie zufolge wurde die glühende Schneide durch feuchten Lehm gezogen. Nach der Gestalt der von der Härtung betroffenen Zone wäre das bei dieser Klinge durchaus möglich. Aber soweit kann man sich nicht festlegen. Die Probe wurde bei dieser Klinge etwas oberhalb der Mitte entnommen, es ist daher nicht ausgeschlossen, daß weiter unten die Härtung anders verlaufen ist. In der Flanke findet sich etwas Sorbit, was beweist, daß hier die Abkühlung langsamer verlaufen ist. Das erinnert an den Befund in der oberen Probe der Klinge Nr. 24745. Diese beiden Waffen gleichen sich auch äußerlich. Obwohl der zugrundeliegende Gedanke anders ist, finden sich in beiden Klingen doch einige Parallelen.

Auch bei der hier besprochenen Klinge erscheint das ganze Vorgehen gewollt, da es sinnvoll und zweckmäßig wirkt. Trotzdem sollte man bei der Beurteilung zurückhaltend sein.

Auch in der Klinge Nr. 26177 findet sich in einer Flanke Sorbit. Diese Klinge zeichnet sich vor allen anderen dadurch aus, daß sie aus für die damalige Zeit hochwertigen Stahlstäben angefertigt ist. Die Probe wurde hier sehr weit oben entnommen. Es ist deshalb nicht ausgeschlossen, daß auch die Spitze dieser Klinge gehärtet war. Leider ist das nicht mehr nachprüfbar, zeigt aber, wie notwendig es ist, aus einer Klinge wenn irgend möglich mehrere Proben zu entnehmen.

In der härteren Flanke der Klinge Nr. 24709 findet sich ebenfalls etwas Sorbit. Hier wurde die Probe weit unten entnommen. Nach Lage der Dinge ist es aber nicht möglich, hier ähnliche Verhältnisse wie bei den eben besprochenen Klingen anzunehmen. Härtungen an latènezeitlichen Eisengegenständen wurden schon mehrfach nachgewiesen. Aber auch hier liegt noch zu wenig Material vor, um alle damit verbundenen Fragen zu klären. Andererseits wirft aber fast jede Untersuchung solchen Materials neue Fragen auf.

Zum Stahl

Obwohl es nicht zu den Zielen dieser Untersuchung gehörte, etwas über die Herkunft der Metalle zu erfahren (die Gründe dafür wurden eingangs angeführt), soll abschließend einiges zu den Stählen gesagt werden.

Es dürfte heute nicht mehr zu bezweifeln sein, daß im Norikum schon sehr früh Stahl direkt erzeugt wurde. Andererseits wird den latènezeitlichen Schwertern meist kein gutes Materialzeugnis ausgestellt. Der hier festgestellte Stahl ist aber teilweise von einer Qualität, welche in der Sicht der damaligen Zeit — und allein nach dieser dürfen wir heute werten — im vorliegenden Zustand hohe Qualität darstellt. Es erhebt sich die Frage, wie dieser Stahl erzeugt worden ist. Man kann für die damalige Zeit drei Möglichkeiten in Betracht ziehen.

1. Stählen durch Aufkohlung. Dies möchte ich auf Grund der Befunde ausschließen (vgl.: Zur Arbeit der Schmiede).
2. Aussortieren der Stahlanteile aus zerkrönten Luppen. Diese Möglichkeit wird oft außer acht gelassen. Aber Klingen mit nur einem Anteil von einem Drittel Stahl,

dieser aber bewußt so eingesetzt, um eine Verbesserung der Klinge zu erreichen, lassen doch den Schluß zu oder legen ihn zumindest nahe, daß bei der Verhüttung der Erze nur der kleinere Teil des gewonnenen Metalles höheren C-G. hatte. Man mußte aber anscheinend mit dem gesamten Material arbeiten und sortierte es aus, um das härtere Material so einzusetzen, daß es den größten Nutzeffekt brachte. Bei einigen Klingen wäre die Materialzusammenstellung hierdurch verständlich.

3. Direkte Erzeugung im Schmelzofen. Hierbei würde ausreichend Stahl gewonnen, um ganzstählerne Klingen zu erzeugen. Auch hierfür wären Anzeichen im untersuchten Material vorhanden.

Wahrscheinlich muß man beide zuletzt genannten Möglichkeiten in Betracht ziehen. Freilich sagt dies überhaupt nichts über die Herkunft der Metalle oder Erze aus. Aber auch diesen Dingen muß nachgegangen werden, um Aufschlüsse über die Eisenverarbeitung zu gewinnen. Die Möglichkeiten sind gegeben, es zeigt sich aber immer wieder, daß noch sehr viele gründliche Untersuchungen nötig sind, um durch ein großes Vergleichsmaterial zu fundierten Erkenntnissen zu gelangen.

Vergleich der Ergebnisse der vorliegenden Untersuchung mit den Ergebnissen der Arbeit «Untersuchung an Klingen eiserner Latène-Schwerter» von E. H. Schulz und R. Pleiner in: Technische Beiträge zur Archäologie, Band 2, Mainz 1965.

In der Arbeit von Schulz und Pleiner werden die Ergebnisse der Untersuchung von sechs Klingen vorgelegt. In den abschließenden Bemerkungen schreibt R. Pleiner: «Unter den bisher metallographisch untersuchten latènezeitlichen Schwertklingen kann man zwei große Gruppen unterscheiden. Zu den ersten gehören solche Waffen, die nur aus weichen Schweißeisensorten hergestellt wurden und kein Bestreben zeigen, die technischen Eigenschaften der Arbeitsteile (Schneiden) zu verbessern.» An anderer Stelle schreibt er: «Auch einige gallische Waffen aus schweizerischen Fundorten besitzen unglaublich schlechte technische Eigenschaften...» Das würde auf die Münsinger Klingen angewendet mehr oder weniger auf alle Klingen der 1. Konstruktionsgruppe zutreffen, nämlich die Nummern 24527, 24447, 24709, 24484 und 24286, wobei den beiden ersten sehr wohl das Prädikat «unglaublich schlecht» zugemessen werden kann.

Von der zweiten Gruppe schreibt R. Pleiner: «Diese zweite Gruppe ist vom technologischen Standpunkt aus genommen nicht einheitlich. Zunächst mögen eiserne Schwerter, deren Hiebschneiden absichtlich mit Kohlenstoff angereichert wurden, erwähnt werden.» Später kommt er auf Klingen mit angesetzten Stahlschneiden zu sprechen und erwähnt auch Klingen aus verdrehten, verflochtenen und verschweißten Eisen und Stahldrähten.

Was die technologische Uneinheitlichkeit seiner zweiten Gruppe betrifft, ist diese auch an den Münsinger Klingen festzustellen. Aber von den zitierten Techniken

findet sich nicht eine im Münsinger Material. Das zeigt, daß bei den latènezeitlichen Klingen technologisch gesehen eine große Vielseitigkeit herrscht. In dem von mir untersuchten Material ist in keinem Fall eine gewollte Aufkohlung festzustellen. Im Gegenteil ist sehr oft eine Entkohlung zu bemerken, und zwar auch bei den qualitativ besten Klingen. Hierüber wurde schon berichtet. Angesetzte Schneiden aus Stahl kommen ebenfalls bei den Münsinger Klingen nicht vor, ebensowenig irgendwelche Konstruktionen, die auch nur im entferntesten etwas mit Schweißdamast gemeinsam haben. Bei den besten Klingen gehen die Befunde der beiden Arbeiten auseinander. In der zitierten Arbeit bzw. dem dieser zugrunde liegenden Material kommt keine Härtung und auch kein Stahl von eudekdoidem C-G. vor. Auch den vier Klingen mit den Nummern 24745, 26177, 31193 und 24663 muß für ihre Zeit überdurchschnittliche Güte zuerkannt werden. Diese beruht aber auf anderen technologischen Gegebenheiten, als sie in der zitierten Arbeit angeführt werden.

Leider lag zum Vergleich keine weitere Arbeit von gleicher Güte vor, so daß es bei dem Vergleich mit dieser einen Arbeit belassen werden muß.

Schlagmarken

Schlagmarken wurden auf den Klingen und Griffangeln nicht gefunden, obwohl sie, einschließlich der Röntgenaufnahmen, sorgfältig danach abgesucht wurden. Bei dem Korrosionszustand einiger Klingen kann aber ein volliger Verlust solcher Marken nicht ausgeschlossen werden. Allerdings erscheint es mir wahrscheinlicher, daß die Klingen gar nie solche Schlagmarken getragen haben.

Nach meinem Wissen sind solche Schlagmarken kein Anzeichen für eine überdurchschnittliche Qualität der Klinge. Sie kommen auf Klingen durchschnittlicher Güte ebenso vor, wie auf minderwertigen und besonders guten Klingen.

Zur Zielsetzung der Untersuchungen

Die Ziele wurden zu Beginn dieser Arbeit genannt. Die Ergebnisse zeigen, daß diese Ziele erreicht worden sind. Sie zeigen auch, daß bei gründlichem Vorgehen in vielen Fällen Aufschlüsse gewonnen werden können, die bei den bisherigen technologischen Untersuchungen meist unbeachtet geblieben sind. Es werden aber auch eine ganze Reihe neuer Fragen aufgeworfen. Die Untersuchung von neun Klingen reicht jedoch bei Weitem nicht aus, um zu fundierten Aussagen zu kommen. Deshalb haben viele Überlegungen und Deutungen hypothetischen Charakters Aufnahme in diese Arbeit gefunden. Es gilt, sie durch weitere gründliche technologische Untersuchungen zu beweisen oder zu berichtigen. Da das nicht die Arbeit eines Einzelnen sein kann, wurden sie bewußt als Hypothesen in diese Arbeit aufgenommen. Sie sollen zeigen, welche Möglichkeiten noch erschlossen werden können und sie wollen den einzuschlagenden Weg weisen.

Für die metallographischen Untersuchungen konnte ich alle Einrichtungen des Metallographischen Labors der Hochschule für Architektur, Weimar, Institut für Baustoffforschung, benutzen. Dafür bin ich Herrn Prof. Schwarz und Herrn Dr. Ing. K. H. Lisieki zu großem Dank verpflichtet.

Abgeschlossen am 30. Mai 1967