

**Zeitschrift:** Ferrum : Nachrichten aus der Eisenbibliothek, Stiftung der Georg Fischer AG  
**Herausgeber:** Eisenbibliothek  
**Band:** 77 (2005)

**Artikel:** Damaszierte Schwertklingen : wie lange und bei welchen Temperaturen wurde geschmiedet?  
**Autor:** Kinder, Joachim  
**DOI:** <https://doi.org/10.5169/seals-378402>

### **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**

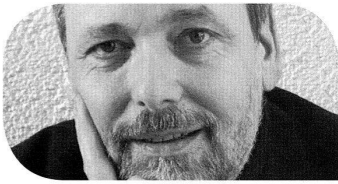
L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. La reproduction d'images dans des publications imprimées 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:** 02.04.2026

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



## Damaszierte Schwertklingen – Wie lange und bei welchen Temperaturen wurde geschmiedet?<sup>1</sup>

### Joachim Kinder

Dr. rer. nat. der Metallkunde, Werkstoffwissenschaftler. Nach der Lehre zum Werkstoffprüfer (Physik) beim Fraunhofer Institut für angewandte Materialforschung (IfaM) in Bremen Studium des Maschinenbaus und der Mineralogie mit Abschluss als Diplom-Mineraloge (Dipl.-Min.) an der Universität Hannover. Werkstoffwissenschaftliche Tätigkeit am Max-Planck-Institut für Metallkunde in Stuttgart und Promotion zum Dr. rer. nat. an der Universität Stuttgart. Zehnjährige Tätigkeit als Werkstoffwissenschaftler bzw. Metallkundler bei der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin.<sup>2</sup> Seit 2003 Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter und stellvertretender Abteilungsleiter im Forschungsinstitut für Edelmetalle und Metallchemie (FEM) in Schwäbisch Gmünd.<sup>3</sup>

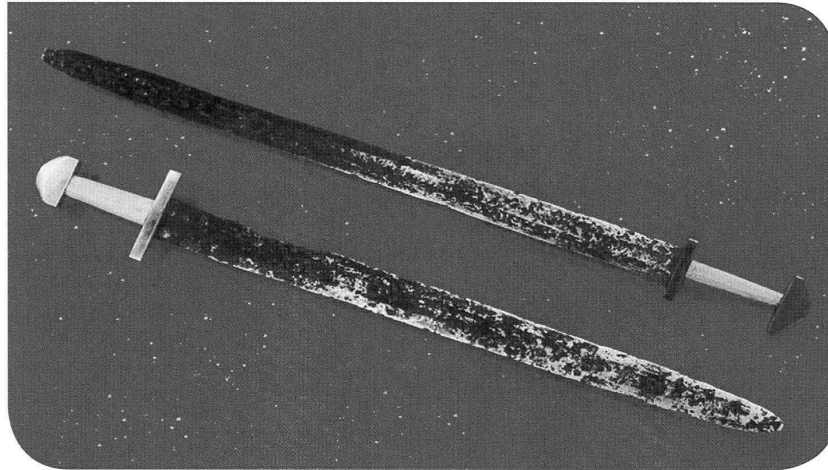


Abb. 1: Zwei etwa 1000 Jahre alte wikingerzeitliche Breitschwerter.

**Die metallkundliche Untersuchung von rund 1000 Jahre alten wikingerzeitlichen Breitschwertern mit zum Teil ausgezeichneter Damaszierung ergibt, dass das Muster der Damaszierung durch die Verwendung verschiedener Stähle mit unterschiedlichen Phosphorgehalten zustande kommt. Die Analyse eines während des Schmiedens bei erhöhten Temperaturen eingestellten Diffusionsprofils der Phosphorverteilung zwischen den verschiedenen Stählen macht die thermischen und zeitlichen Abläufe bei dem seinerzeitigen Schmiedeprozess deutlich. Es stellt sich heraus, dass der Klingenschmied bereits vor etwa 1000 Jahren wusste, dass ihm nur ein überraschend enges Zeit- und Temperaturfenster zur Verfügung stand, um ein optimales Muster mit einer ausreichenden Feuerschweißung kombinieren zu können. Darüber hinaus weisen röntgenographische Untersuchungsmethoden zweifelsfrei das so genannte Schwertfegen, also eine gezielte mechanische Oberflächenbehandlung zur Erhöhung des Bruchwiderstandes, einer der beiden untersuchten Schwertklingen nach.**

### Einleitung

In den 1920er-Jahren wurden von einem britischen Offizier zwei ausserordentlich gut erhaltene Breitschwertklingen aus dem Uferschotter des Niederrheins geborgen (Abb. 1). Beide Schwerter gelangten nach Grossbritannien; das etwas schmalere befindet sich im Besitz des Tower Museums (früher London, jetzt Leeds) und das breitere im Besitz eines privaten Sammlers. Trotz nicht vollständig bekannter Details aller Fundumstände der beiden Breitschwertklingen gab es weder von Seiten der Eigentümer noch von anderer Seite auch nur andeutungsweise Gründe, an der ausschliesslich durch die Beurteilung nach dem technologisch-historischen Erscheinungsbild der Klingen vorgenommenen Datierung und typisierenden Einordnung als wikingerzeitliche Produkte zu zweifeln. Vielmehr waren es besondere Umstände, die eine ungewöhnlich intensive Folge von material- bzw. metallkundlichen Einzeluntersuchungen über einen Zeitraum von zehn Jahren hinweg ermöglichten. Dabei spielte es eine entscheidende Rolle, dass bis auf eine Ausnahme alle zerstörungsfreien bzw. minimalst zerstörenden Untersuchungen an den Klingen in verschiedenen Bereichen der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) als interdisziplinär orientierter Forschungs- und Prüfinsti-

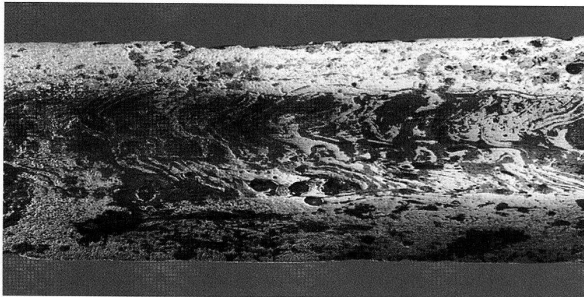


Abb. 2: Damaszierungsmuster der breiteren Schwertklinge.

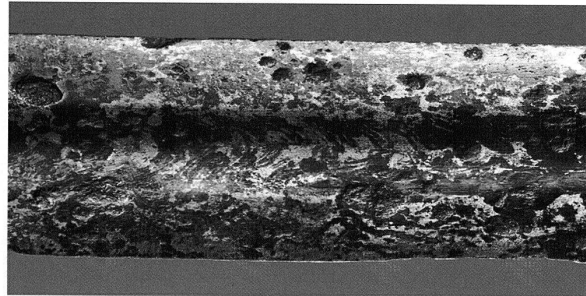


Abb. 3: Damaszierungsmuster und Korrosionslöcher der schmaleren Schwertklinge.

tution durchgeführt werden konnten, ohne dass die Klingen zwischen bestimmten Einzeluntersuchungen über grössere Entfernungen transportiert werden mussten. Da insbesondere die breitere der beiden untereinander sehr ähnlichen Klingen ungewöhnlich klare und gut durchgezeichnete Damaszierungsmuster aufweist (Abb. 2), wohingegen das Muster der schmaleren Klinge etwas «verwaschen» wirkt (Abb. 3), erschienen diese Untersuchungsobjekte besonders geeignet, mit möglichst vielen material- bzw. metallkundlichen Untersuchungsverfahren vergleichend geprüft zu werden, um belastbare Hinweise auf noch unbekannte oder auch unklare Details des Herstellprozesses solcher Klingen ermitteln zu können. Da die breitere Klinge einem Privatsammler gehört, konnte diese besonders schöne Klinge über die Jahre hinweg deutlich intensiver untersucht werden als die schmalere Klinge des Tower Museums in Leeds.

#### Die Technik des Musterschweissens

Seit mehreren Jahren widmen sich weltweit Schmiede mit Erfolg der Wiederanwendung der alten Technik des Damaszierens bzw. Musterschweissens, zum Beispiel H. Denig und M. Sachse in Deutschland oder J. Hrisoulas in den USA. Von den drei genannten aktiven Schmieden liegen sehr gute Veröffentlichungen vor,<sup>4</sup> die wesentliche Details der Technik des Damaszierens beschreiben. Die Ursprünge dieser alten Technologie liegen in der Tatsache begründet, dass die Rohstahlmengen, die im archaischen Rennfeuerprozess gewonnen werden konnten, zunächst zu gering waren, um daraus stählerne Gebrauchsgegenstände durch direktes Schmieden zu gewinnen. Durch Feuerschweissen auf der Schmiedeeise, teilweise unter Zuhilfenahme beispielsweise von Arsen, das eine niedrigschmelzende Fe-As-Legierung bildet, um damit zum Beispiel die Schneidleisten mit der Klinge zu verbinden,<sup>5</sup> konnten aus vergleichsweise kleinen Stahlstückchen schliesslich sogar komplette Klingen aus Stahl hergestellt werden. Je nach den Bedingungen des Feuerschweissens (Zeit und Temperatur) ergab sich in der

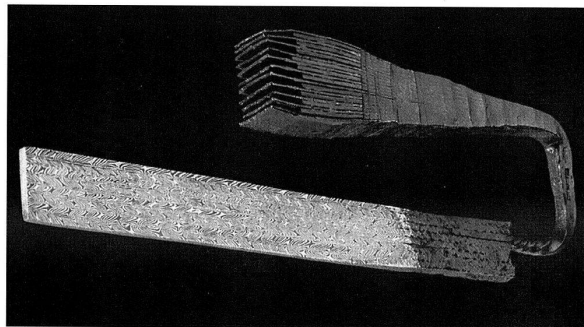


Abb. 4: Entstehung des Schweissdamastmusters (aus M. Sachse 1993).

Oberfläche der Klingen ein mehr oder weniger zufälliges Muster, das durch gezielte Schleif- und Ätzprozesse in seiner optischen Wirkung noch deutlich verstärkt werden konnte.<sup>6</sup> Zahlreiche Waffenfunde der Latènezeit belegen, dass die Technik des Damaszierens in Mitteleuropa bereits im 5. Jh. v. Chr. augenscheinlich sehr gut beherrscht wurde.

Bis ungefähr zum Frühmittelalter wurde die Technik der wurmbunten oder wilden Damaszierung für besondere Schwertklingen bevorzugt angewandt. Dann erfolgte der Übergang zu einer Technik, bei der gezielt Muster erzeugt wurden (so genanntes Musterschweissen). Hierfür mussten die beteiligten, chemisch möglichst unterschiedlichen Stähle, was bereits mit einfachen mechanischen Prüfungen sowie durch Schmiedeversuche ermittelt werden konnte, in bestimmter Abfolge gestapelt, miteinander verschweisst und als ausgezogene Stäbe beispielsweise tordiert werden, um schliesslich ebenfalls miteinander verschweisst zur Endform der Klinge ausgeschmiedet zu werden. Eine solche technologische Abfolge wird exemplarisch in Abb. 4 wiedergegeben, die eine im Endprodukt damaszierte Schmiedeprobe zeigt.<sup>7</sup> Es mussten sehr viele Einzelschritte bei erhöhten Temperaturen (ca. 850 °C), also bei Kirschrotglut, zum Umformen sowie zahlreiche weitere Schritte bei sehr hohen Tempera-

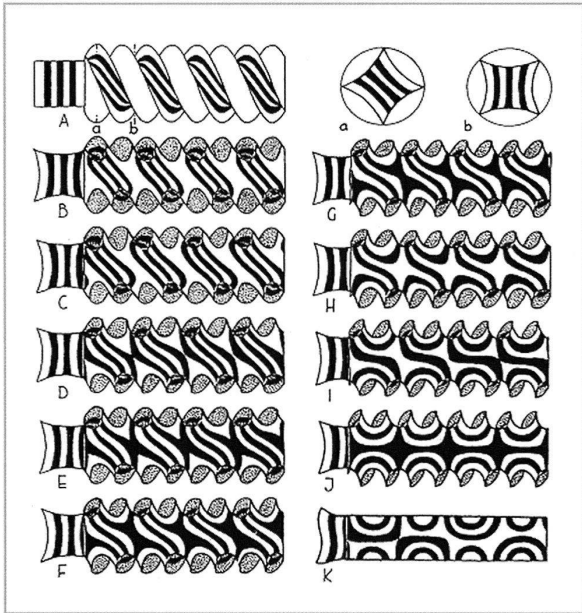


Abb. 5: Musterentstehung in Abhängigkeit vom Schleifabtrag [aus J. Ypey 1982].

turen zum Feuerschweissen (mindestens 1100 °C), also bei Weissglut, durchlaufen werden. Dabei musste auf jeden Fall eine ausreichende Verschweissung der verschiedenen Stähle sichergestellt werden, denn eine nachträgliche Reparaturschweissung eventuell aufgegangener Schweissungen war und ist mit dem Feuerschweissen auf der offenen Esse unmöglich.<sup>8</sup>

Das Muster wurde schliesslich durch gezieltes, sukzessives Abschleifen des verschweissten Bündels aus tordierten Stapeln mit sich daran anschliessender Ätzung sichtbar gemacht, wobei der Verlust an abzuschleifendem Material mehr als 50% betragen konnte.<sup>9</sup> Aus diesen Verlusten und der Vielzahl von fehlerbegünstigenden Einzelschritten der schmiedetechnischen Klingenfertigung erklärt sich die ausserordentlich hohe Wertschätzung, die solchen Klingen bzw. Schwertern über mehrere Jahrhunderte entgegengebracht wurde bzw. bis heute entgegengebracht wird. Die Wertschätzung schlug sich in den Sagen und Mythen dieser Zeit nieder und hat sich bis in die Gegenwart erhalten, wobei den Schwertern häufig besondere Namen zugedacht wurden wie zum Beispiel «Balmung», «Mimung», «Excalibur» usw. Abb. 5 zeigt schematisch einige mögliche Mustervarianten tordierter Stapel in Abhängigkeit vom Schleifabtrag.<sup>10</sup> Die bruchmechanischen Eigenschaften solcher Schweissverbunde kommen gemäss den Untersuchungen von Pohl und Mitarbeitern den Eigenschaften höchst moderner Dualphasenstähle bereits sehr nahe.<sup>11</sup> In diesem Sinne handelt es

sich also bei solchen Klingen um absolute Hightech-Produkte ihrer Zeit.

Der innere Aufbau geschmiedeter Schwertklingen kann sehr unterschiedlich sein. Schematisch gibt Abb. 6 einige mögliche Varianten wieder,<sup>12</sup> bei denen teilweise Furnierdamast vorliegt.<sup>13</sup> Das Damastmuster soll in diesen Fällen lediglich als dünne oberflächliche Schichtauflage auf dem Klingenkern als so genannter Schichtverbund nachweisbar sein. Für einen solchen feurgeschweissten Klingenaufbau konnte in der Literatur ein relativ altes Schmiederezept ermittelt werden,<sup>14</sup> das sich wie folgt auf das Wesentliche verkürzt darstellen lässt:

- 8 Stahlstreifen etwa 2 mm dick
- + 5 aus weichem Eisen + 4 aus Phosphor-reichem (kaltbrüchigem) Eisen
- = 17 aufeinander zu schichtende Streifen
- der erste und der letzte Streifen bestehen aus weichem Eisen
- ins Feuer bringen und erhitzen, aber nicht überhitzen (!)
- zu einem Vierkantstab ausschmieden
- auf Weissglut erhitzen + schraubenförmig verdrehen
- zu einem Streifen von 16 bis 18 mm Breite und 6 bis 8 mm Dicke ausschmieden
- in zwei Stücke von gleicher Länge schneiden (= Umschlag)
- 1 Streifen aus Stahl 4 bis 5 mm dick, sauber und von besserer Qualität
- zwischen die Umschlaghälften fügen, zusammenschweissen + ausschmieden
- = Klinge nach Damaszenerart
- → dauerhafte Elastizität, die starken Schlägen gut widersteht

Dieser extrem vielstufige Schmiedeprozess erfolgt bei erhöhten<sup>15</sup> bzw. bei sehr hohen Temperaturen.<sup>16</sup> Er muss dazu führen, dass thermisch aktivierte Diffusionsprozesse zwischen den verschiedenen Stählen, aus denen die Klinge zusammengesetzt ist, ablaufen. Zum einen bedingen diese Diffusionsprozesse den notwendigen guten Schweissverbund, zum anderen bewirken sie aber auch einen Konzentrationsausgleich zwischen den benachbarten chemisch unterschiedlich zusammengesetzten Stahllagen. Das, was die Stähle in ihren Eigenschaften und damit in ihrem Erscheinungsbild relativ leicht unterscheidbar macht, nämlich deren chemische Zusammensetzung,<sup>17</sup> wird somit während des Schmiedens bei höheren Temperaturen durch Diffusion mehr oder weniger stark ausgeglichen. Die Schärfe des späteren Musters ist dabei abhängig vom Ausmass des Abbaus von Konzentrationsunterschieden. Je schärfer das Muster ausgeprägt ist, umso weniger Diffusion erfolgte beim vielstufigen Schmieden bzw. umgekehrt betrachtet, je «verwuschener» das Muster erscheint, umso stärker bedingte die Diffusion einen Konzentrationsausgleich.

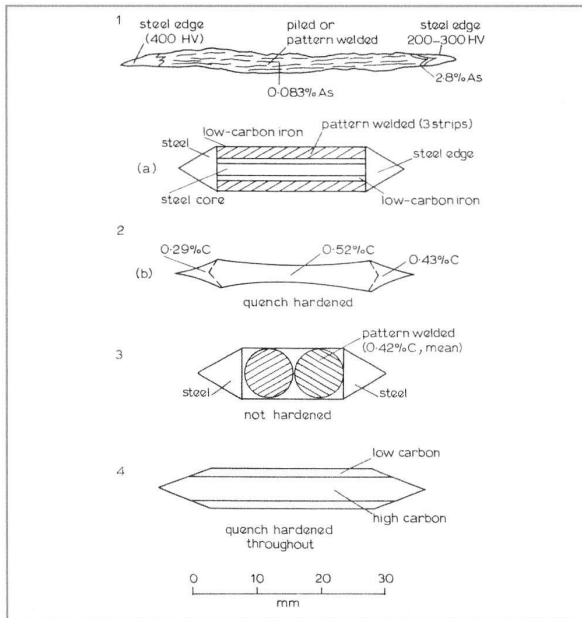


Abb. 6: Möglichkeiten des inneren Klingenaufbaus (aus R. Tylecote 1976).

Die diffusiven Abläufe beim Damaszieren wurden von Verhoeven und anderen<sup>18</sup> untersucht, wobei festgestellt wurde, dass bestimmte Elemente wie Mangan (Mn) oder Phosphor (P) nur sehr langsam, andere Elemente wie Kohlenstoff (C) jedoch sehr schnell einem Konzentrationsausgleich unterliegen. Abb. 7 zeigt schematisch den im Zuge eines Damastschmiedens ablaufenden Konzentrationsausgleich zwischen Stahllagen mit hohem<sup>19</sup> und benachbarten Stahllagen mit niedrigem C-Gehalt<sup>20</sup>. Die anfängliche «Rechteckverteilung» des Kohlenstoffs wird deutlich, das heisst, der sprunghafte Wechsel zwischen hohen und niedrigen C-Gehalten geht in eine mit der Zeit sich zunehmend abflachende Sinusverteilung über, bis sich schliesslich ein vollständiger Konzentrationsausgleich zwischen den Lagen mit den ursprünglich unterschiedlichen C-Gehalten als deren Mittelwert ausbildet. Gleiches gilt auch für andere Elemente, die zum Beispiel als typische stahlbegleitende Elemente im Eisen enthalten sein können, wobei jedoch die jeweilige Diffusionsfähigkeit eines Elementes in der Eisenmatrix unter anderem sehr stark von der jeweiligen Grösse des diffundierenden Atoms abhängt. So gilt Kohlenstoff wegen seiner im Vergleich zu den Eisenatomen kleinen Grösse als sehr diffusionsfähig, wohingegen beispielsweise Mangan, das sehr gut vergleichbar mit Phosphor ist, auf Grund der nahezu gleichen Grösse wie die umgebenden Eisenatome nur relativ langsam diffundiert. Der sehr deutliche Unterschied im Diffusionsverhalten zwischen Mn und

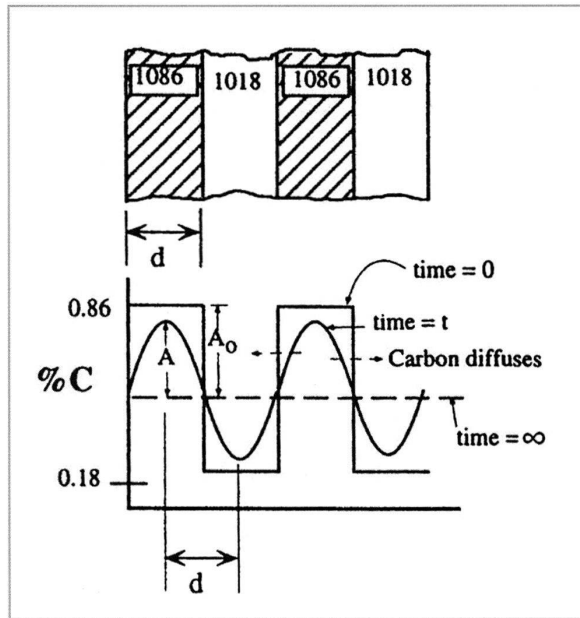


Abb. 7: Kohlenstoff-Diffusionsausgleich beim Damastschmieden (aus J. D. Verhoeven et al. 1998).

C bei verschiedenen Temperaturen wird mit Abb. 8 verdeutlicht. Hieraus ist abzuleiten, dass der diffusive Ausgleich der C-Konzentrationsunterschiede, die zwischen den 200 in diesem Fall jeweils nur 0,024 mm dicken Stahllagen anfänglich bestehen, zum Beispiel bei 1100 °C in weniger als drei Sekunden erfolgt, wohingegen der Konzentrationsausgleich zwischen verschiedenen hoch Mn- bzw. P-haltigen Lagen bei gleicher Temperatur bereits zwei Tage benötigt. Bei höheren Temperaturen erfolgt der diffusive Ausgleich zwar schneller, gleichzeitig werden dabei aber die spezifischen Unterschiede im Diffusionsverhalten geringer. Umgekehrt führen niedrigere Temperaturen insgesamt zu einer Verlangsamung des diffusiven Ausgleichbestrebens, und es vergrössern sich die Geschwindigkeitsunterschiede der beteiligten Elemente bei der Diffusion.

Bei Kenntnis dieser Zusammenhänge und Abläufe und unter Zuhilfenahme des alten Schmiederezeptes sollte es somit möglich sein, Diffusionsprofile, die mit geeigneten Untersuchungsmethoden zwischen den verschiedenen Stahllagen gemessen werden können, im Sinne einer Zeit-Temperatur-Abfolge im Zuge des Schmiedeprozesses zu interpretieren, um somit schliesslich den seinerzeitlichen Schmiedeprozess schrittweise nachvollziehen zu können. Letztlich soll hierdurch quasi in der Art eines Thermo- und Chronometers der Arbeitsablauf des Klingenschmiedens vor etwa 1000 Jahren verfolgt werden.

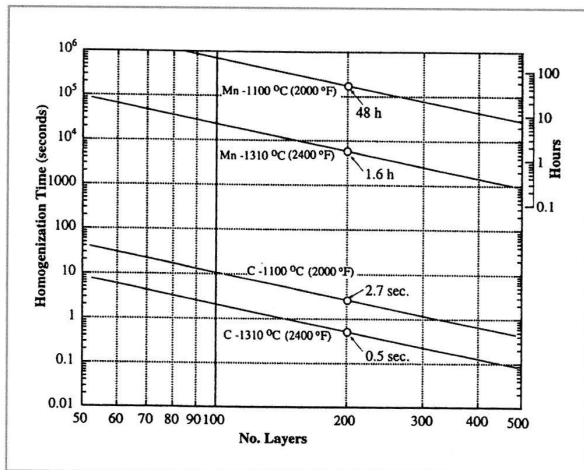


Abb. 8: Diffusionszeiten für Kohlenstoff und Mangan in Abhängigkeit von der Lagenzahl sowie von der Schmiedetemperatur beim Damastschmieden (aus J. D. Verhoeven et al. 1998).

### Untersuchungsmethoden

Die über einen Zeitraum von mehreren Jahren genutzten material- bzw. metallkundlichen Untersuchungsverfahren sollten stets möglichst zerstörungsfrei, zumindest aber äusserst zerstörungsarm in sich schlüssige Aussagen über den strukturellen Aufbau der Klingen ermöglichen. Des Weiteren sollten sich die gewählten Verfahren möglichst optimal in ihren Aussagen ergänzen, bzw. bestimmte Aussagen sollten mit verschiedenen Untersuchungsverfahren überprüft werden, um deren jeweilige Aussagekraft und eventuelle Gültigkeitsgrenzen zu überprüfen.

Der innere Aufbau der breiteren Klinge ist mit der Röntgenradiographie und der Röntgen-Computertomographie ermittelbar. Die Röntgenradiographie bewirkt durch die Abbildung materialspezifischer Dichteunterschiede im Sinne einer Durchleuchtung den Aufbau von Untersuchungsobjekten als zweidimensionale Projektion, wobei durch die Verwendung einer Feinfokustechnik Details bis in den  $\mu\text{m}$ -Bereich ( $1 \mu\text{m} = 1/1000 \text{ mm}$ ) abgebildet werden können. Demgegenüber ergibt die Anwendung der Röntgen-Computertomographie eine Abfolge von zweidimensionalen, aber insgesamt etwas weniger hoch aufgelösten Quasi-Querschnitten des Untersuchungsobjektes, die ggf. auch zusammengeführt und dreidimensional rekonstruiert werden können, systembedingt jedoch ebenfalls auf der Basis objekt- bzw. materialspezifischer Dichteunterschiede.

Informationen über den Gehalt von bestimmten Elementen, die in den Klingen eher in Spuren auftreten, ermöglicht die Gammaphotonen-Aktivierungsanalyse. Infolge einer gezielten Gammabestrahlung aus einem Linearbeschleuniger werden bei diesem Verfahren im Untersuchungsstück vor-

handene Elemente in ihre radioaktiven Isotope überführt.<sup>21</sup>

Die so erzeugten Isotope zerfallen spontan mit spezifischen Halbwertszeiten unter Energieabgabe (radioaktiver Zerfall), und diese Prozesse können schliesslich zum Nachweis und zur Quantifizierung spezifischer Elemente herangezogen werden. Es wird bei diesem Verfahren ein Werkstoffvolumen aktiviert, dessen Ausdehnung von der Geometrie des Gammastrahles bestimmt wird. Vorteilhaft ist die sehr hohe Nachweiseempfindlichkeit bis in den ppm-Bereich hinein (1 ppm entspricht  $1/10000$  Masse-%). Nachteilig ist jedoch die zeitweise Radioaktivität des Untersuchungsgegenstandes, die ggf. besondere Sicherheitsvorkehrungen notwendig macht. Dieses sehr aufwendige Verfahren erfasst den Gehalt interessierender Elemente aus dem Volumen der Klinge, das heisst überwiegend aus ihrem Inneren. Daneben kann der Gehalt von Elementen ausschliesslich in oberflächennahen Bereichen der Klingen bzw. von oberflächennah entnommenen Spanproben auch mit der Röntgen-Fluoreszenzanalyse (RFA) sowie bildgebend mit der Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA) und schliesslich ebenfalls bildgebend mittels energiedispersiver Röntgenanalyse (EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM) ermittelt werden. Insbesondere die ESMA-Untersuchung kann wegen ihrer relativ hohen Nachweiseempfindlichkeit bei sehr hoher Ortsauflösung zur Ermittlung von Diffusionsprofilen herangezogen werden.

REM- und ESMA-Untersuchungen machen üblicherweise relativ kleine Probengrössen von einigen Kubikzentimetern erforderlich. Eine etwa 1 m lange Schwertklinge hätte also hierfür in «handliche» Stücke getrennt werden müssen, um mit diesen modernen Verfahren überhaupt untersucht werden zu können. Dies liegt an den bildgebenden Elektronen, die normalerweise Hochvakuumbedingungen benötigen, um ungestreut und ungeschwächt von der Elektronenquelle bis zur Oberfläche des Untersuchungsobjektes und von dort vom Untersuchungsobjekt zurückgestreut oder als im Untersuchungsobjekt erzeugte Sekundärelektronen zum Detektor zu gelangen. Es ist klar, dass eine solch extrem zerstörende Vorgehensweise, also das Zerstückeln einer alten Schwertklinge, nicht in Betracht kommen konnte, weshalb zunächst nur äusserst feine Spanproben aus den Randbereichen der Klingen entnommen und untersucht werden konnten. Eine junge Weiterentwicklung des REM zeigte jedoch einen unerwarteten Ausweg aus dieser Misere. Seit wenigen Jahren existiert auf dem Markt ein Grosskammer-REM der Fa. VisiTec GmbH in Grevesmühlen bei Schwerin, das ohne weiteres in der Lage ist, komplette Kleinsatelliten innerhalb einer Vakuumkammer mittels REM untersuchbar zu machen. Dieses spezielle Gerät konnte in zwei jeweils eintägigen Sitzungen für gezielte Oberflächenuntersuchungen der Schwertklingen benutzt werden, und es ergänzte und vervollständigte insbesondere die an den Klingenspänen durchgeführten ESMA- und REM-Untersuchungen in hervorragender Art und Weise.

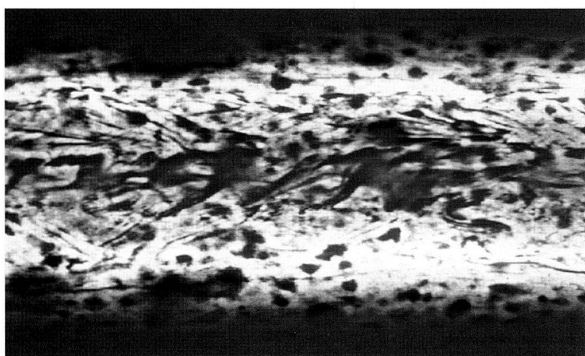


Abb. 9: Radiographie der breiteren Schwertklinge.

Die Anwendung klassischer metallographischer Untersuchungsmethoden erscheint trotz verständlicher Vorbehalte von Museumskustoden und -restauratoren spätestens dann unverzichtbar, wenn Informationen über den mikrostrukturellen Aufbau und Zustand metallischer Objekte erforderlich sind. Die metallographische Untersuchung gibt Aufschluss über das kristalline Werkstoffgefüge, das heisst, es werden sowohl die verschiedenen Phasen selbst als auch deren jeweilige Grössen im Anschnitt und deren Verteilung im Werkstoff abgebildet. Ergänzend ermöglichen Mikrohärteprüfungen in metallographischen Schläffen sowie direkt in der polierten Oberfläche metallischer Objekte Aussagen zum Beispiel über deren mechanischen Zustand. Allein mit dieser Untersuchungstechnik ist es möglich, die besonderen Umstände und Abläufe beispielsweise bei der seinerzeitigen Klingenerstellung durch einen Klingenschmied exakt zu erfassen. Ausserdem ergänzt die Metallographie die genannten, teilweise sehr aufwendigen und teuren Untersuchungsverfahren aussergewöhnlich gut.

Die metallographischen Untersuchungen wurden mittels Auflichtmikroskopen an in Kunststoff eingebetteten polierten und ggf. spezifisch geätzten kleinen Spanproben, aber auch direkt an den vorsichtig polierten und geätzten kleinen Oberflächenbereichen der Klingen durchgeführt. Dabei müssen die Späne aus den Randbereichen der Klingen, also insbesondere aus den äussersten Bereichen der Schneidkanten, weder stofflich noch herstelltechnisch exakt mit dem überwiegenden Rest der Klingen übereinstimmen. Sie können bereits bei der Klingenerstellung, aber auch später zum Beispiel durch stoffliche und/oder thermische Einflüsse stark verändert worden sein. Das Vorhandensein eines mit polymerer Masse ausgefüllten Korrosionsloches in der breiteren Klinge ermöglichte es, einen pyramidenförmigen Span so zu entnehmen, dass sich eine Schnittfläche des Spans nahezu vollständig durch die Klinge vom Grund des Korrosionsloches bis fast zur gegenüberliegenden Klingenseite erstreckte. Somit ist dieser besondere Span in der Lage, Hinweise auf das Klingeninere zu geben, die mit den Ergebnissen der Röntgen-CT verglichen und bewertet werden können. Erst die Kombination aller aufgeführten Untersuchungsverfahren ermöglicht aussagekräftige Aussagen über die seinerzeitige Herstellung und Bearbeitung der Schwertklingen, wobei sich die zerstörenden Eingriffe in die Klingen in sehr engem Rahmen halten.

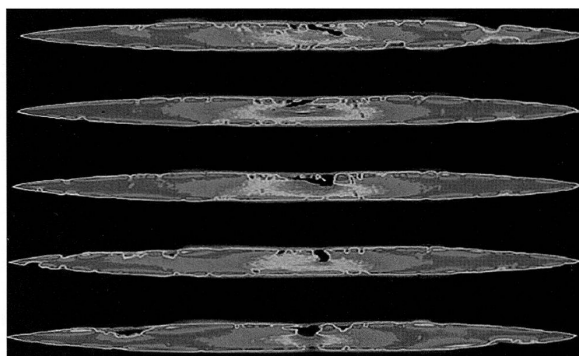


Abb. 10: Röntgen-Computertomographie-Aufnahmen der breiteren Schwertklinge.

Abb. 9 zeigt das Ergebnis der radiographischen Untersuchung nach einer zusätzlichen Bildbearbeitung. Deutlich ist der innere Aufbau der Klinge zu sehen, der auf eine gut erkennbare Verschlingung verschieden dichter Stahllamellen hinausläuft. Dabei muss jedoch berücksichtigt werden, dass die Radiographie eine hochaufgelöste, zweidimensionale Projektion der vorliegenden Dichteunterschiede im Inneren der untersuchten Klinge darstellt. Auch Abb. 10 gibt letztlich nur Dichteunterschiede im Inneren der Klinge wieder, das hier verwendete Röntgen-CT-Verfahren macht jedoch den inneren Aufbau der Klinge als Abfolge virtueller Klingenschnitte sichtbar. In dieser Bilderfolge sind oberflächliche Rostlöcher sowie offenbar ein ausgedehnter Schmiedefehler (Hohlraum) in der Klinge zu erkennen. Auffällig ist insbesondere, dass der grösste Teil der Klingenseite eine höhere Dichte aufweist als das Klingeninere; es scheint also eine äussere Lage bzw. Schicht vorzuliegen, bei der es sich um so genannten Furnierdamast<sup>22</sup> handeln könnte, der auf den Klingenkern geschmiedet wurde.

#### Untersuchungsergebnisse und Diskussion

Das Ergebnis der Gammaphotonen-Aktivierungsanalyse illustriert Abb. 11. In diesem Spektrum treten unter anderem die Elemente Nickel (Ni), Arsen (As) und Antimon (Sb) in Konzentrationen von jeweils etwa 1 Atomprozent in Erscheinung. Nickel könnte dabei auf teilweise verwendetes Meteoreisen hinweisen, und Arsen könnte vermischt mit

Das Ergebnis der Gammaphotonen-Aktivierungsanalyse illustriert Abb. 11. In diesem Spektrum treten unter anderem die Elemente Nickel (Ni), Arsen (As) und Antimon (Sb) in Konzentrationen von jeweils etwa 1 Atomprozent in Erscheinung. Nickel könnte dabei auf teilweise verwendetes Meteoreisen hinweisen, und Arsen könnte vermischt mit

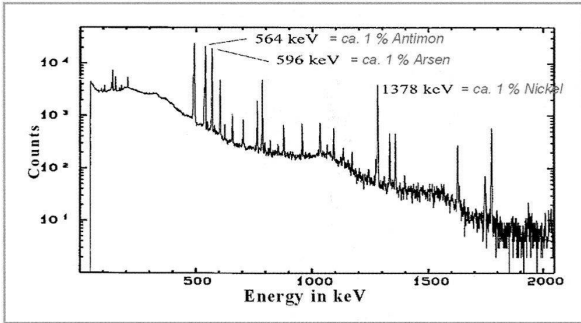


Abb. 11: Ergebnis der Gammaphotonen-Aktivierungsanalyse der breiteren Schwertklinge.

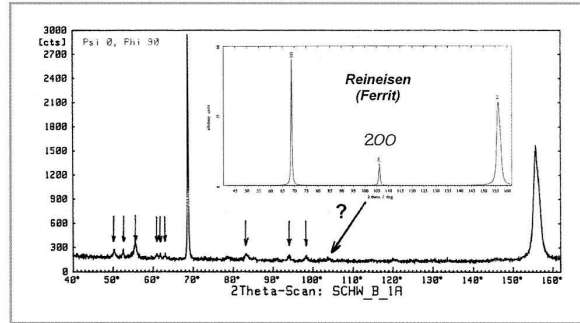


Abb. 12: Ergebnis der Röntgendiffraktometrie der breiteren Schwertklinge.

**Tabelle 1: ESMA-Analysenergebnisse in Masse-% ausgewählter Spanproben**

	C	P	S	Co	V	Cr	Mo	Cu	Nb	Tl	Sb	Y
schmale Klingenspitze	0,21–0,47	0,25–0,95	Spur	0,13–0,29	0,02	0,02	0,04–0,08	0,04	0,1	0,48	0,07–0,08	0,17
schmale Klingenkante	0,22–0,36	0,25–0,55	0,35	0,11	0,03	–	–	0,1	–	–	0,02	–
Span aus breiter Klinge	4,3*	0,16–0,52	0,01–0,03	0,01–0,02	<0,01 1	<0,1	0,01–0,03	–	0,01–0,03	–	<0,01 1	–

\* Die Spanprobe war mit C beschichtet, um Aufladungseffekte während der ESMA-Messung zu unterbinden.

chemisch sich ähnlich verhaltendem Antimon als Fügehilfsmittel eingesetzt worden sein. Es sei aber darauf hingewiesen, dass sich As und Sb in den mittels ESMA untersuchten Spanproben gar nicht bzw. nur in relativ geringer Konzentration nachweisen liessen. Dies kann halbwegs befriedigend damit erklärt werden, dass die Spanproben aus den Kantengebieten der Klingen entnommen wurden, wohingegen die Gammaphotonen-Aktivierungsanalyse ein Volumen aus dem Klingeninneren erfasste. Das Ergebnis einiger ESMA-Analysen zeigt oben stehende Tabelle.

Abb. 12 zeigt das Resultat der Röntgenbeugungsuntersuchung der breiteren Schwertklinge. Beim Vergleich dieses Messdiagramms mit dem in das Bild eingefügten Diagramm von Reineisen (Ferrit) werden einige Unterschiede deutlich. Phasenanalytisch ist neben Ferrit als die bei Raumtemperatur stabile Eisenphase Rost im Sinne von Eisenoxidhydroxidhydrat<sup>23</sup> nachzuweisen. Das Fehlen eines Fundamentalreflexes des Ferrits («?») weist auf eine Textur<sup>24</sup> hin. Leichte systematische Verschiebungen der Röntgeninterferenzen können darüber hinaus als in der Oberfläche vorhandene, überraschend hohe Druckeigenspannungen von etwa 240 MPa ± 70 MPa interpretiert werden. Sowohl die beobachtete Textur als auch die Druckeigenspannungen in der Oberfläche lassen darauf schliessen, dass die Klinge gezielt mechanisch bearbeitet wurde, indem mittels eines Achaten die Oberfläche der Schwertklinge schlagend und reibend behandelt wurde.<sup>25</sup> Heutzutage werden vergleichbar

hohe Druckeigenspannungen in der Oberfläche von Stahlkonstruktionen zum Beispiel mittels Kugelstrahlverfahren eingebracht. Damit wird die Anrisswahrscheinlichkeit der stählernen Bauteile herabgesetzt, das heisst, der Versagenswiderstand gegen ein Bruchereignis entsprechender Konstruktionen wird entscheidend erhöht. Somit ist der gezielte Einsatz einer alten Technik zur Verringerung der Anriss- bzw. Bruchwahrscheinlichkeit mittels moderner Untersuchungsverfahren in einem gut 1000 Jahre alten Objekt direkt nachweisbar.

Die metallographischen Untersuchungen in den Klingenoberflächen machen zunächst das unterschiedliche Erscheinungsbild der Damaszierung der schmaleren im Vergleich zur breiteren Schwertklinge deutlich. Abb. 13 zeigt die etwas «verwaschen» erscheinende Damaszierung der schmaleren Klinge in deren mittlerem Teil, und Abb. 14 illustriert das auslaufende Damaszierungsmuster nahe der Schwertschärfe. Demgegenüber gibt Abb. 15 das ausserordentlich scharf abgegrenzte Muster der breiteren damasziierten Klinge wieder. In der Ausschnittsvergrößerung (Abb. 16) wird die Schärfe des Überganges zwischen den beteiligten Stahlsorten noch deutlicher. Ausserdem ist dieser Teil des Musters für die Interpretation der EDX-Analysenergebnisse im Grosskammer-REM dieser Klinge wichtig. Die Abb. 17 und 18 veranschaulichen zwei typische Gefüge der beiden äusserlich sehr ähnlichen Klingen, die sich jedoch mikroskopisch überraschend stark unterscheiden. In Abb. 17 ist ein Gefüge der schmalen Klinge

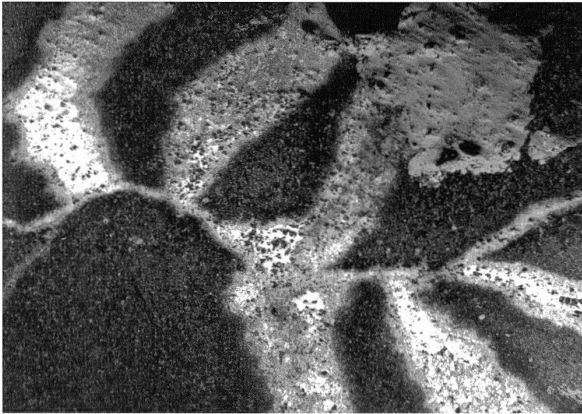


Abb. 13: Damaszierungsmuster der schmalen Schwertklinge bei lichtmikroskopischer Betrachtung.

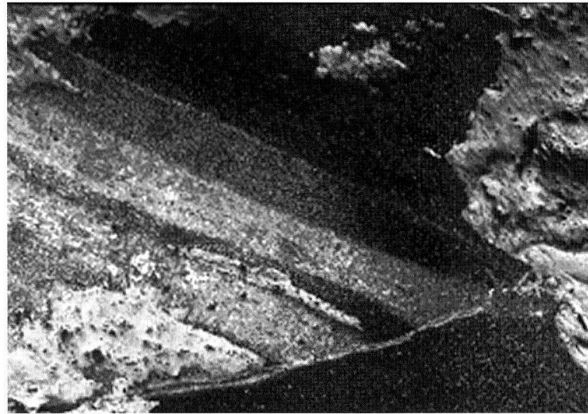


Abb. 14: Damaszierungsmuster der schmalen Schwertklingenspitze bei lichtmikroskopischer Betrachtung.

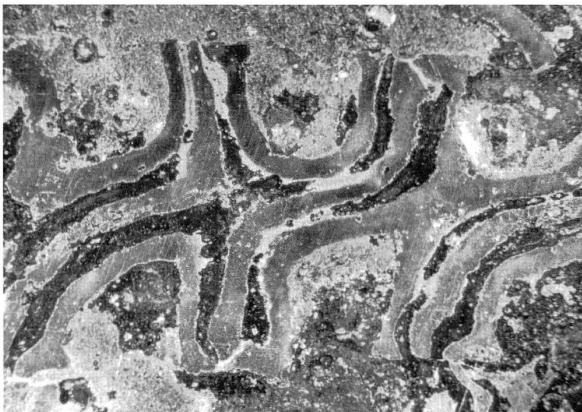


Abb. 15: Damaszierungsmuster der breiteren Schwertklinge bei lichtmikroskopischer Betrachtung.

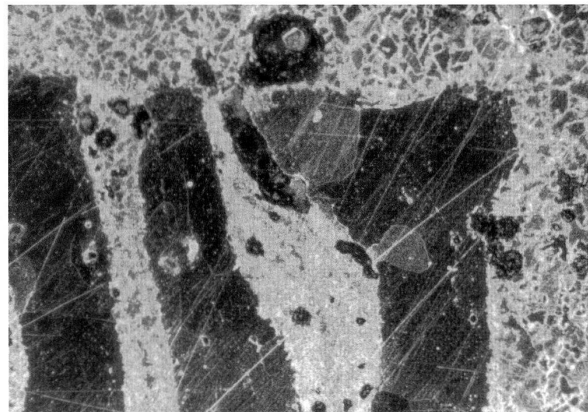


Abb. 16: Detailausschnitt des Damaszierungsmusters von Abb. 15.

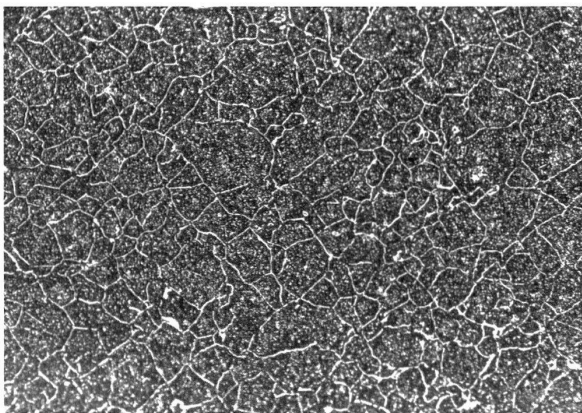


Abb. 17: Gefüge der schmalen Schwertklinge im Bereich einer Schneidkante.

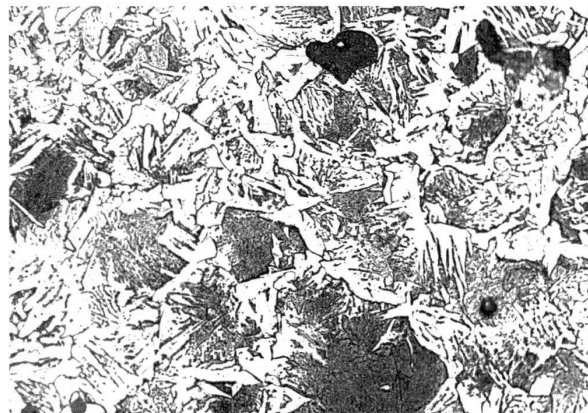
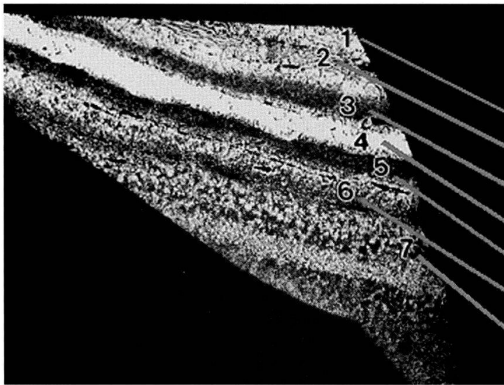


Abb. 18: Gefügedetail der breiteren Schwertklinge.



Mikrohärte HV0,01:

Bereich	1.	2.	3.	Mittelwert	Bemerkung
1	280	270	292	281	
2	270	222	207	233	
3	207	259	305	257	
4	240	249	280	256	P-reich!
5	187	207	154	186	
6	466	305	364	358	
7	200	222	249	224	

Abb. 19: Streifiges Gefüge in dem Span, welcher der breiteren Schwertklinge unterhalb eines Korrosionsloches entnommen wurde, sowie zugeordnete Mikrohärtewerte.

zu erkennen, dessen Korngrenzen offenbar mit Zementit belegt sind. Abb. 18 zeigt hingegen einen Gefügeausschnitt der breiteren Klinge, in dem ein Widmannstätten-artiges lokales Überhitzungsgefüge vorhanden ist. Die Mikrohärteprüfung in der Oberfläche der schmaleren Klinge ergab stark streuende Werte zwischen 161 HV0,1 und 603 HV0,1, wohingegen die Härtewerte in der Oberfläche der breiteren Klinge lediglich zwischen 222 HV0,05 und 286 HV0,05 schwankten. Dies ist ein weiterer Beleg dafür, dass die breitere Klinge gezielt mechanisch behandelt (gefegt) wurde, um deren bruchmechanische Eigenschaften zu verbessern. Es erscheint unwahrscheinlich, dass die schmalere Klinge ebenfalls gefegt wurde, denn dafür sind die minimalen Härtewerte zu gering. Die recht grossen Härteschwankungen lassen vielmehr vermuten, dass versucht wurde, diese Klinge durch Erhitzen und nachfolgendes Abschrecken zu härten, was allerdings nur in denjenigen Bereichen gelingen konnte, die einen C-Gehalt von mehr als etwa 0,5 Masse-% aufweisen.

Ebenfalls metallographisch konnte ein pyramidalen Span untersucht werden, der nach Rücksprache mit dem britischen Eigentümer der breiteren Klinge im Bereich eines grossen Korrosionsloches entnommen werden durfte, das vom Besitzer mit einer dunklen polymeren Masse gefüllt worden war. Die entscheidende Schnittfläche dieses Spans, und damit dessen spätere Schlieffläche, wurde so orientiert angelegt, dass sie nahezu der gesamten Klingendicke entspricht. Hierdurch sollten ergänzende metallkundliche bzw. herstellertechnologische Informationen aus dem Klingeninernen ermittelt werden. Abb. 19 präsentiert die bereits mit dem Ätzmittel nach Oberhoffer geätzte Schlieffläche des Spans sowie danebenstehend eine Tabelle mit Mikrohärtemessergebnissen. Es ist gut zu erkennen, dass der Span, und damit das Klingeninere, einen betont schichtigen Aufbau besitzt. Mindestens neun Schichten sind festzumachen, wobei in sieben Schichten deren jeweilige Mikrohärte ermittelt

wurde. Schicht Nr. 1 befindet sich nahe der Oberfläche der Klingentrückseite, wohingegen die gekennzeichnete Schicht Nr. 7 bzw. auch die nicht gekennzeichnete Schicht Nr. 9 von dem Korrosionsloch<sup>26</sup> berührt bzw. geschnitten wird. Dies bedeutet, dass die Vermutung einer rein oberflächlichen Damaszierung im Sinne von Furnierdamast, wie sie aufgrund der Röntgen-CT-Untersuchung nahe lag, nicht aufrechterhalten werden kann, denn die schichtige Damaststruktur setzt sich eindeutig im Inneren der Klinge fort. Die in diesem Fall verwendete Oberhoffer-Ätzung lässt darauf schliessen, dass die hell erscheinenden Schichten (zum Beispiel Schicht Nr. 4) besonders P-reich sein müssen. Dennoch weicht der Härtewert dieser Schicht nicht wesentlich ab von den meisten P-ärmeren, lichtoptisch dunkleren Schichten. Im Gegenteil: Die augenscheinlich P-arme, das heisst besonders dunkel erscheinende Schicht Nr. 6 weist sogar den höchsten Härtewert auf, was im Widerspruch zur allgemeinen Erfahrung steht, dass phosphorreiche Stähle in der Regel härter sind als phosphorarme. Daher ist starke Abhängigkeit der lokalen Härtewerte von dem lokal vorhandenen Gefüge zu vermuten. Die aussergewöhnlich grosse Vielfalt der möglichen Gefüge soll mit Abb. 20 verdeutlicht werden. Es ist offensichtlich, dass die lokal unterschiedlichen Härtewerte dieses Werkstoffes mit den unterschiedlichen Gefügen korrespondieren. Dabei sei darauf hingewiesen, dass eine derart grosse Vielfalt von differierenden Gefügen auf engstem Raum nur bei solchen damaszierten Produkten möglich ist. Moderne Stähle weisen aufgrund ihrer völlig unterschiedlichen heutigen Massenproduktion nahezu absolut homogene Gefüge auf.

Die Untersuchung der beiden Schwertklingen mit einem Grosskammer-REM veranschaulicht Abb. 21. In Abb. 22 ist als Ergebnis der Untersuchung mit diesem REM erneut sehr gut das scharfe Damaszierungsmuster der breiteren Schwertklinge zu erkennen.<sup>27</sup> In diesem Bereich wurde

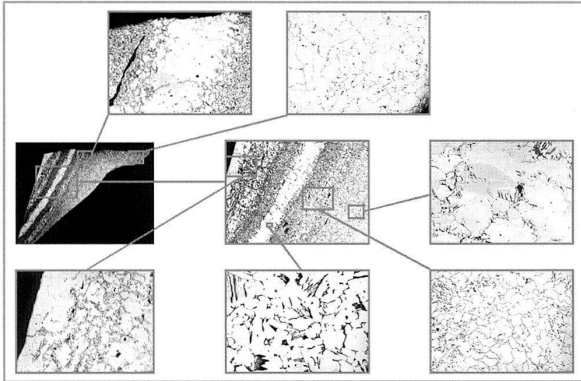


Abb. 20: Gefügevielfalt in dem Span der breiteren Schwertklinge.

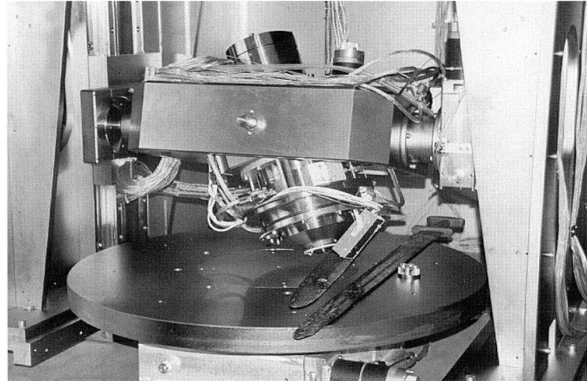


Abb. 21: Zwei Schwerter in dem Grosskammer-REM der Firma VisiTec Microtechnik GmbH.

auch eine EDX-Flächenanalyse durchgeführt. Sie erbrachte für das Element Phosphor, dass das Muster in der Klinge in erster Linie durch die Kombination von Stahlsorten mit verschiedenem P-Gehalt entstanden ist (Abb. 23). Bei der ESMA-Untersuchung des pyramidalen Spans konnte erneut eine Abfolge P-reicher und P-armer Zonen ermittelt werden (Abb. 24), die ein typisches Diffusionsprofil des Elementes Phosphor aus dem P-reichen in den P-armen Stahl widerspiegelt. Es wird deutlich, dass der P-Gehalt von etwa 0,15 Masse-% relativ plötzlich auf Gehalte um 0,7 Masse-% ansteigt, dort zunächst annähernd konstant bleibt, um nach einer gewissen Strecke (hier ca. 160  $\mu\text{m}$ ) wieder relativ plötzlich abzufallen. Dieses Diffusionsprofil des Phosphors kann im Sinne herstellenspezifischer Abläufe interpretiert werden. In Abb. 24 wurde der Versuch einer Rekonstruktion unternommen, um die ursprüngliche P-Verteilung zu ermitteln, bevor sich die thermisch aktivierte Diffusion im Zuge des Schmiedens auswirken konnte. Wahrscheinlich wurde eine anfängliche «Rechteckverteilung» des Phosphors mit einer Breite von ca. 270  $\mu\text{m}$  infolge des vielstufigen Schmiedeprozesses bis auf eine Breite von etwa 160  $\mu\text{m}$  verringert. Die ursprüngliche P-reiche Schicht wurde also durch Diffusionsvorgänge auf 60 % ihres Ausgangswertes abgebaut. Dabei wurde der Einfluss des mechanischen Bearbeitens des Schmiedestücks auf die Diffusion bzw. auf die Dickenabnahme der Anfangsverteilung nicht berücksichtigt.

Ein Nomogramm<sup>28</sup> zeigt den diffusiven Abbau von P-Seigerungen phosphorreicher Stähle über technische Glühbehandlungsprozesse (Abb. 25). Dieses Nomogramm beruht auf dem diffusionsgesteuerten Abbau einer künstlichen P-Seigerung durch aufeinander gestapelte Stahllamellen mit hohen und niedrigen P-Gehalten. Ausgehend von der anfänglichen Breite der Phosphorseigerung (hier 270  $\mu\text{m}$ ) wird eine Gerade durch den angestrebten bzw. ermittelten prozentualen Abbau der Seigerungsbreite infolge

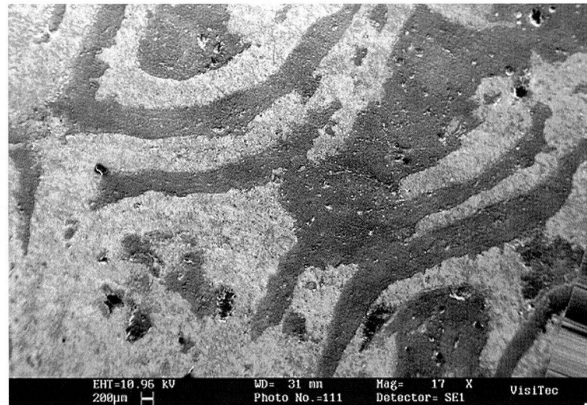


Abb. 22: Damasierungsmuster der breiteren Schwertklinge bei der REM-Untersuchung.

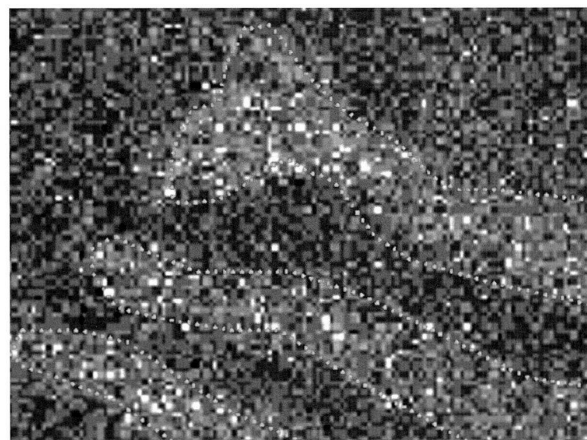


Abb. 23: EDX-Flächenanalyse auf Phosphor im Bereich des Damasierungsmusters.

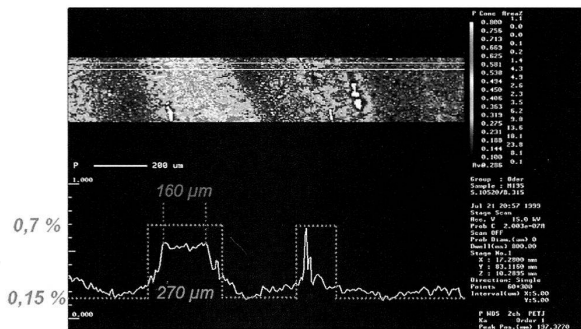


Abb. 24: ESMA-Verteilung des Phosphors im Span der breiteren Schwertklinge sowie Rekonstruktion der Phosphorverteilung vor dem Schmiedeprozess.

der Diffusionsprozesse<sup>29</sup> bis zur Leitlinie gezogen. Dann wird eine möglichst sinnvolle Temperatur gewählt, bei der die Diffusion ablaufen soll.<sup>30</sup> Diese ausgewählte Temperatur wird mit dem Schnittpunkt der ersten Geraden mit der Leitlinie verbunden. Der daraus resultierende Schnittpunkt mit der zwischen der Temperaturskala und der Leitlinie angeordneten Zeitskala gibt schliesslich die Zeitdauer wieder, die für die Änderung der ursprünglichen P-Verteilung bzw. -Seigerung zu der nach dem thermischen Prozess vorliegenden bzw. angestrebten P-Verteilung notwendig ist. Im vorliegenden Fall lässt sich ablesen, dass das ermittelte Diffusionsprofil des Phosphors nach erfolgter Schmiedung der Klinge (vgl. Abb. 24) bei Anwendung von Temperaturen um 850 °C insgesamt ca. 1,5 Wochen benötigen würde, um von 270 μm rekonstruierter Ausgangsbreite um 40% auf ca. 160 μm<sup>31</sup> Breite abgebaut zu werden. Bei 1100 °C würde dieser diffusive Abbau nur noch ca. 1,5 Stunden benötigen. Wenn man als Mittelwert zwischen 850 °C und 1100 °C eine Temperatur von 975 °C betrachtet, wären ca. 14 Stunden notwendig, um das Diffusionsprofil des Phosphors in der gleichen Art und Weise zu verändern.

Eine relativ einfache Abschätzung der thermischen Abläufe und deren mittlere Zeitdauer für die schmiedetechnische Herstellung einer damasziierten Schwertklinge gemäss dem alten Schmiederezept von A. Perret (1778) führt zu folgendem Schmiedeablauf:

1. Feuerschweissen des Stapels (35 mm x 26 mm x 314 mm – 2 Hitzten pro 50 mm) bei T = 1100 °C für 5 Minuten (12 Hitzten → 60 Minuten)
2. Spalten des feurgeschweissten 400 mm langen Stapels (2 Hitzten pro 100 mm) bei T = 850 °C für 5 Minuten (8 Hitzten → 40 Minuten)
3. Erneutes Feuerschweissen und Ausziehen auf 500 mm (2 Hitzten pro 50 mm) bei T = 1100 °C für 5 Minuten (20 Hitzten → 100 Minuten)

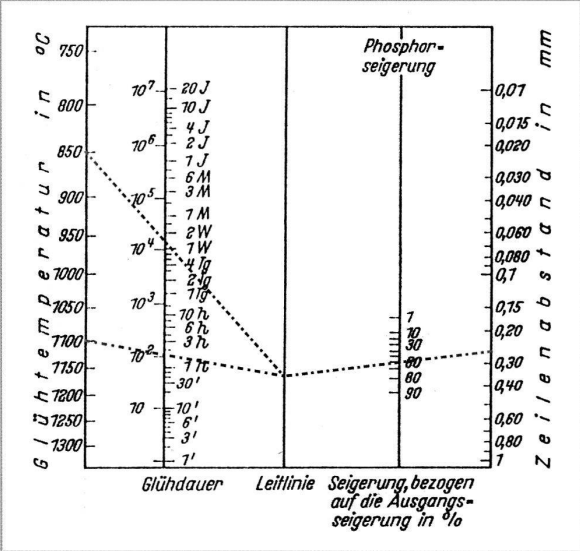


Abb. 25: Ermittlung von typischen Zeiten und Temperaturen, die zum gemessenen Phosphor-Diffusionsprofil der breiteren Schwertklinge geführt haben (nach W. Peter et al. 1967).

4. Ausschmieden auf 15 mm x 15 mm x 1100 mm (5 Hitzten pro 100 mm) bei T = 850 °C für 5 Minuten (55 Hitzten → 200 Minuten)
5. Tordieren und Ausschmieden zu einem 1,6 m langen Stab (1 Hitze pro 50 mm) bei T = 1100 °C für 5 Minuten (32 Hitzten → 160 Minuten)
6. Feuerverschweissen des zuvor halbierten (800 mm) Stabes (2 Hitzten pro 100 mm) bei T = 1100 °C für 5 Minuten (17 Hitzten → 85 Minuten)
7. Endkonturschmieden 50 mm x 5 mm x 1000 mm (2 Hitzten pro 100 mm) bei T = 850 °C für 10 Minuten (20 Hitzten → 200 Minuten)

→ Schmiedezeit für jedes Teilstück (100 mm) der Klinge bei den beiden Temperaturen (plus 100 % Zeitzuschlag wegen Überlappung):

**120 (= 2 x 60) Minuten bei T = 1100 °C**  
**110 (= 2 x 55) Minuten bei T = 850 °C**

+ Zeit zum Erreichen der Feuerschweisstemperatur von 1100 °C und Abkühlzeit während des Schmiedens auf 850 °C = 60 Minuten bei einer mittleren Temperatur von 975 °C

→ Mindestens 174 Hitzten bzw. 845 Minuten (= 14,1 Stunden) waren seinerzeit erforderlich, um eine solche damasziierte Schwertklinge zu schmieden!

Alle für diesen komplexen Schmiedeprozess notwendigen Temperaturen und die ungefähren Zeiten der Einzelschritte wurden nach intensiven Diskussionen mit verschiedenen aktiv arbeitenden Damastschmiedern als sinnvoll erachtet und festgelegt. Die Auswertung eines Diffusionsprofils des Elementes Phosphor ergab eine mittlere Diffusionsdauer von ca. 14 Stunden bei einer mittleren Temperatur von 975 °C. Diese steht somit in ausgezeichneter Übereinstimmung mit der kumulierten zeitlichen Abfolge der zahlreichen Einzelschritte zwischen 850 °C und 1100 °C beim Schmieden einer damaszierten Schwertklinge, die nahezu exakt zur gleichen Zeitdauer (14,1 Stunden) führt. Insofern ist die eingangs gestellte Frage, bei welchen Temperaturen und wie lange ein Klingenschmied vor etwa 1000 Jahren geschmiedet hat, um eine solche damaszierte Schwertklinge herzustellen, überraschend gut beantwortet worden.

Es ist offensichtlich, dass der Schmied die genannten Temperaturen ebenso wenig exakt einhalten konnte, wie es auch für einen modernen Schmied zutreffen würde, obwohl dieser mit heutigen Zeit- und Temperaturmessverfahren durchaus gute Möglichkeiten hierfür hätte. Letztlich sind es die Erfahrung und das ausgeprägte Gefühl des Schmiedes für den glühenden Stahl, die es bereits vor mehr als 1000 Jahren möglich machten, ein relativ enges Zeit- und Temperaturfenster einzuhalten, um ein solch aussergewöhnliches Objekt trotz der vielen aufeinander folgenden Einzelschritte bei differierenden Temperaturen sicher produzieren zu können. Hätten insbesondere die Bearbeitungsschritte bei den hohen Temperaturen um 1100 °C jeweils nur wenige Minuten länger gedauert, wäre durch den thermischen Kumulierungseffekt ein deutlich unschärferes, insgesamt verwaschen erscheinendes Damastmuster in der Klingenoberfläche entstanden, wie es offenbar bei der schmaleren Schwertklinge abgelaufen zu sein scheint (vgl. Abb. 2 und 13 mit den Abb. 3 und 15). Hätte der Schmied jedoch nur etwas geringere Maximaltemperaturen gewählt, wären die notwendigen Diffusionsabläufe für das Feuerschweissen zum Teil unterdrückt worden, und die Klinge wäre letztlich unbrauchbar gewesen. Obwohl der Schmied seinerzeit nichts über die Hintergründe der eigenschaftsverändernden Diffusionsvorgänge während des vielstufigen Schmiedeprozesses wissen konnte, war er augenscheinlich genauso wie einige hervorragende heutige Schmiede in der Lage, diesen Effekt trotz des äusserst aufwendigen handwerklichen Herstellungsprozesses sehr exakt zu steuern.

### Danksagung

Die dargestellten Untersuchungen wurden im Laufe von zehn Jahren von vielen hier nicht einzeln genannten Kolleginnen und Kollegen der BAM in Berlin durchgeführt. Ihnen gilt mein grosser Dank für die ausgezeichnete und stets engagierte Arbeit an diesen wertvollen Objekten. Mein Dank gilt besonders Herrn Christian Segebade von der BAM, der die Untersuchungen dieser und weiterer historischer Objekte durch seine persönlichen Kontakte unter anderem nach Grossbritannien überhaupt erst möglich machte. Für die Zurverfügungstellung des Grosskammer-REM danke ich Herrn Martin Klein von der Firma VisiTec Microtechnik GmbH in Grevesmühlen bei Schwerin, für die Durchführung der Klingeuntersuchungen mit diesem REM danke ich Herrn Dr. Peter Marienhoff. Mein grosser Dank geht auch an die aktiven Schmiede Heinz Denig (Deutschland), Don Fogg (USA), Pierre Reverdy (Frankreich) und Manfred Sachse (Deutschland) für die Möglichkeit, den komplizierten Schmiedeprozess teilweise schriftlich zu diskutieren. Zuletzt gilt mein besonderer Dank Herrn Peter Gagstätter (Schweiz), der es mir ermöglichte, während einiger gemeinsamer Schmiedeeperimente zur Herstellung damaszierter Strukturen in seiner Schmiedewerkstatt Temperatur- und Zeitmessungen durchzuführen und diese Messungen ausführlich mit ihm zu diskutieren.

## Literatur

- G. Becker: Niedrig schmelzende Eisen-Arsen-Legierungen als Hilfsmittel für den Verbund römischer Schwertklingen. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen 32 (1961), Heft 10, Gruppe A, Nr. 606, S. 661–666.
- C. Böhne: Vom Damaststahl zum Scharsachstahl – Wege zur Verbesserung der Handwaffenstähle von der La-Tène-Zeit bis zum späten Mittelalter. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen 40 (1969), Heft 8, Gruppe A, Nr. 893, S. 661–665.
- H. Denig: Alte Schmiedekunst Damaszenerstahl. Institut für pfälzische Geschichte und Volkskunde, Band 1, Kaiserslautern 1997.
- H. Denig: Alte Schmiedekunst Damaszenerstahl, Band 2, Otterbach 1999.
- J. Hrisoulas: The Pattern-Welded Blade – Artistry in Iron, Boulder/Colorado USA 1994.
- A. Perret: Mémoire sur l'Acier, Paris 1778 (gefunden in C. Böhne, s. d.).
- W. Peter, H. Finkler: Untersuchungen über den Diffusionsausgleich von Kristallseigerungen der Elemente Mangan, Chrom, Nickel, Vanadin, Phosphor, Schwefel und Kohlenstoff an Proben mit künstlichen Seigerungen. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen 38 (1967), Heft 10, Gruppe E, Nr. 2830, S. 775–783.
- M. Pohl, N. Lindner: Gefüge und Eigenschaften von Damaszener-Stählen. In: Sonderbände der Praktischen Metallographie 25 (1994), S. 519–530.
- M. Sachse: Damaszenerstahl, Düsseldorf 1993 (2. überarbeitete Auflage).
- R. Tylecote: A History of Metallurgy, The Metals Society London 1976.
- J. D. Verhoeven, H. F. Clark: Carbon Diffusion Between Layers in Modern Pattern-Welded Damascus Blades. In: Materials Characterization (1998), Elsevier Science Inc. New York, S. 183–191.
- H. Westphal: Untersuchungen an Saxklingen des sächsischen Stammgebietes – Schmiedekunst, Typologie, Dekoration. In: Studien zur Sachsenforschung, Band 7, Niedersächsisches Landesmuseum Hannover (1991), S. 271–365.
- J. Ypey: Europäische Waffen mit Damaszierung. In: Archäologisches Korrespondenzblatt 12 (1982), S. 381–388.

- <sup>1</sup> Die hier dargestellten Untersuchungen wurden zwischen 1992 und 2002 überwiegend in der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM) in Berlin durchgeführt.
- <sup>2</sup> Schwerpunkte: naturwissenschaftlich-technische Schadensanalyse komplexer Systeme. Untersuchung alter Stähle für Waffen und Rüstungen im Sinne von herstellertechnologiebasierten Datierungsansätzen und Echtheitsuntersuchungen sowie metallkundliche Untersuchungen an alten Brücken und stählernen Hochbauten im Sinne von Standfestigkeitsanalysen.
- <sup>3</sup> Schwerpunkte: Schadensanalyse technischer Systeme, fertigungsbegleitende Untersuchungen und Materialforschung an Kupferwerkstoffen für elektrisch leitende Schaltsysteme. Mit Aufnahme der Tätigkeit beim FEM neben weiteren Untersuchungen an alten Stählen im Hinblick auf Standsicherheitsfragen (zum Beispiel Glockenstuhl des Ulmer Münsters) auch Untersuchungen an archäologisch und/oder historisch bedeutsamen Objekten aus Edelmetallen mit metallkundlichen Untersuchungsverfahren insbesondere im Hinblick auf deren alte Herstellungstechnologie.
- <sup>4</sup> H. Denig 1997 und 1999, J. Hrisoulas 1994 und M. Sachse 1993.
- <sup>5</sup> R. Tylecote 1976, G. Becker 1961.
- <sup>6</sup> So genannte wurmbunte oder wilde Damaszierung.
- <sup>7</sup> M. Sachse 1993.
- <sup>8</sup> Erst mittels modernerer Verfahren wie zum Beispiel dem Autogen- oder Elektrodenhandschweißen wäre eine solche Reparatur zwar möglich, sie würde jedoch im späteren Muster deutlich erkennbar sein, die Klinge wäre damit zumindest optisch minderwertig.
- <sup>9</sup> Hinzu kommen erhebliche Abbrandverluste durch Zunderbildung bei den zahlreichen Schmiedeschritten.
- <sup>10</sup> Ypey 1982.
- <sup>11</sup> Pohl et al. 1994.
- <sup>12</sup> R. Tylecote 1976.
- <sup>13</sup> Westphal 1991.
- <sup>14</sup> A. Perret 1778, gefunden in C. Böhne 1969.
- <sup>15</sup> Sinnvollerweise um ca. 850 °C.
- <sup>16</sup> Um ca. 1100 °C für die Feuerschweisschritte von Rennfeuerstahl.
- <sup>17</sup> Das heisst, deren Gehalt an bestimmten stahlbegleitenden Elementen.
- <sup>18</sup> Verhoeven et al. (1998).
- <sup>19</sup> «1086» = Stahl mit 0,86 Masse-% C.
- <sup>20</sup> «1018» = Stahl mit 0,18 Masse-% C.
- <sup>21</sup> Die Elemente werden radioaktiv.
- <sup>22</sup> Westphal 1991.
- <sup>23</sup> Wasserhaltiges Gemisch verschiedener Eisenoxide bzw. -hydroxide – siehe Pfeile.
- <sup>24</sup> Vorzugsorientierung der oberflächennahen Ferritkristallite.
- <sup>25</sup> So genanntes Fegen der Klinge.
- <sup>26</sup> Grösste Kante der dreieckigen Schlifffläche.
- <sup>27</sup> Vgl. hierzu das lichtoptische Bild 16.
- <sup>28</sup> Peter et al. 1967.
- <sup>29</sup> Hier Abbau auf ca. 60 % der Ausgangsbreite = 160 µm.
- <sup>30</sup> Hier ca. 850 °C für die schmiedetechnischen Formgebungsprozesse der Klinge sowie 1100 °C für die ebenfalls notwendigen Feuerschweissprozesse.
- <sup>31</sup> = 60 % der ursprünglichen Seigerungsbreite.