

## METALLURGISCHE UNTERSUCHUNG AN AUSGEWÄHLTEN STÜCKEN AUS DEM GRÄBERFELD MANNERSDORF AM LEITHAGEBIRGE, NÖ

Karolin Kastowsky  
Mathias Mehofer<sup>1</sup>  
Peter Spindler<sup>2</sup>

Im Rahmen des APART-Projektes „Migrationsphänomene in der Frühlatènezeit“ bzw. des FWF-Projektes P 15977 „The celtic cemetery of Mannersdorf“, bei dem eine vollständige Analyse der Gegenstände und Grabinventare aus dem Gräberfeld Mannersdorf und Umgebung durchgeführt wird, wurde unter anderem eine metallurgische Untersuchung an ausgewählten Eisengegenständen unternommen.

Bei diesen Objekten handelt es sich um mehrere Gegenstände, die ein Spektrum der in den Gräbern aufgefundenen Gegenstände darstellen. Es handelt sich hier um verschiedene Gebrauchsgegenstände wie Messer, Scheren, aber auch Waffen. Von diesen wurden 17 Objekte für die metallographische Untersuchung ausgewählt.

Ziel soll in erster Linie sein, einen Einblick in die Herstellungstechnologie latènezeitlicher Gebrauchsgegenständen zu erlangen.

Weiters sollen die Werkstoffqualitäten der verschiedenen eisernen Fundgegenstände eruiert werden, um den Aufbau des Objektes bestimmen zu können. Dadurch kann versucht werden, die Komposition des Objekts aus verschiedenen Stählen und Eisensorten, die Herstellungsqualität und Härtetechnologie, sofern angewendet, zu ermitteln.

Durch die Gesamtheit der oben aufgezählten Untersuchungen soll eine genauere Einordnung des Artefakts im archäologischen Kontext möglich sein sowie weitere Einblicke in die Herstellungstechnologie gegeben werden, wodurch weiterführende Erkenntnisse zum Handwerk der damaligen Zeit gewonnen werden können.

Die daraus resultierenden Fragestellungen sind:

- Lässt sich aus den Ergebnissen – unabhängig vom archäologischen Kontext – ableiten, ob die Objekte in einer oder in verschiedenen Werkstätten produziert wurden? Was spricht

von metallographischer Seite dafür und was dagegen? Welche „werkstatttypischen“ Merkmale gibt es?

- Welche Techniken sind nachweisbar und wie wurden sie angewendet? Gibt es Werkstücke, die sich durch spezifische Merkmale von anderen Werkstücken signifikant unterscheiden? Welchen Zweck hat die jeweils angewendete Technik aus Sicht der Metallurgie? Wurde eine Technik in Hinblick auf die spätere Verwendung des Objekts eingesetzt?
- Die aus jenen Fragen gewonnenen Ergebnisse sollen eine Grundlage für eine Diskussion bilden, die den archäologischen und auch den metallurgischen Aspekt der Eisentechnologien der Latènezeit beleuchtet. Ziel ist es, den Vergleich mit anderen Eisenobjekten der gleichen Epoche zu ermöglichen.

### Metallographie

Durch die metallurgischen Untersuchungen ergeben sich gewisse Parameter und Fragestellungen<sup>3</sup>, im Hinblick darauf kann man die Untersuchungen durchführen.

Diese sind:

- ein Einblick in die Anatomie des Artefakts, die Gefügestruktur des Metalls
- die Eigenschaften des Materials (Stahl, Schweißeisen,..)
- die technologischen Vorgänge bei der Konstruktion der Schmiedestücke (z.B. über den Verlauf der Schweißnähte)
- verschiedene Wärmebehandlungen, die zur Verbesserung der Benutzbarkeit dienen (Aufkohlen, Ablöschen zur Erhöhung der Härte, Anlassen und Glühen zur Beseitigung der Sprödigkeit)
- chemische Zusammensetzung des Metalls
- die Härte
- Verunreinigungen mit nichtmetallischen Einschlüssen in verschiedenen Zonen<sup>4</sup>.

<sup>1</sup> Vienna Institute for Archaeological Science.

<sup>2</sup> Seibersdorf Research, Chemische Analytik, Bereich Umwelt- und Lebenswissenschaften, 2444 Seibersdorf

<sup>3</sup> PLEINER 1970.

<sup>4</sup> PLEINER 1973.

- Wie gebrauchsfähig waren die Gegenstände zum Zeitpunkt ihrer Deponierung.

Als erster Schritt wurden die zu untersuchenden Gegenstände vermessen, um Vergleiche mit typengleichen Gegenständen zu ermöglichen, danach einer gründlichen Oberflächenuntersuchung unterzogen, um sichtbare Schäden und einen ersten Eindruck des Erhaltungszustandes zu bekommen.

### Röntgenaufnahmen

Der erste Schritt bei einer metallurgischen Untersuchung ist eine Röntgenaufnahme des Objektes. Sie dient dazu, den tatsächlichen Zustand eines Fundstückes festzustellen und den Gehalt des eventuell noch vorhandenen Eisenkerns besser einschätzen zu können. Dies ist eine Voraussetzung, um den bestmöglichen Bereich für eine Probenentnahme festzulegen<sup>5</sup>.

In einigen Fällen gibt die Röntgenaufnahme auch schon einen ersten Einblick in den Aufbau und bestimmte Besonderheiten – wie aufgeschweißte Schneiden, Damast und Ähnliches – des Objekts<sup>6</sup>.

### Probenentnahme

Die Probenentnahmestellen werden so festgelegt, dass sie parallel oder orthogonal zur Richtung der technologischen Bearbeitung (plastische Verformung, Aufkohlung, Zusammenschweißen von Stahl und Eisen) gelegen sind<sup>7</sup>.

Die Stellen werden so gewählt, dass größtmögliche Information bei geringster Beschädigung des Fundstückes gewährleistet ist. Bei Schwertern oder Messern wird z.B. jeweils bis knapp über die gedachte Mitte des Objektes geschnitten<sup>8</sup>, die Scheren konnten aufgrund ihres Erhaltungszustandes nur an der Feder beprobt werden.

Die Entnahme der Proben erfolgte mit einer Kappsäge unter ständiger Wasserkühlung und mehrmaligen Pausen, um die entstehende Wärme beim Schneiden gering zu halten und ein eventuelles ungewolltes Anlassen und so eine Veränderung im Gefüge zu verhindern.

Danach werden die Proben in Epoxiharzgießlinge<sup>9</sup> eingebettet und geschliffen<sup>10</sup>, das Polieren erfolgte mit 3µm und 1µm monokristalliner Diamantsuspension<sup>11</sup>, wobei bei jedem Schliff

drauf zu achten ist, eine ideale Abstimmung der Körnung zu finden, um Reliefbildung des Schlicfs zu verhindern. Die Aufnahmen jener Proben mit dem Mikroskop bei einer Vergrößerung von 500- oder 1000-fach sind wegen zu geringer Tiefenschärfe nicht mehr in gewünschter Qualität möglich<sup>12</sup>.

Um zu verhindern, dass mitgeschleppte Schleifrückstände das Ergebnis nachfolgender Schritte beeinflussen, ist es notwendig nach jedem Papierwechsel an der Schlieffläche eine sorgfältige Reinigung durchzuführen<sup>13</sup>. Weiters sollte man nach jedem Papierwechsel die Probe um 90° drehen, damit die neue Schleifrichtung senkrecht zu der vorhergehenden steht, um der Bildung von Schleifriefen entgegenzuwirken und ein verbessertes, gleichmäßiges Abtragen über die gesamte Schlieffläche zu gewährleisten<sup>14</sup>.

### Ätzung

Die Entwicklung des Primärgefüges erfolgt mit einer Lösung nach Oberhoffer<sup>15</sup>. Sie zeigt die unterschiedlichen Eisen- und Stahllagen, aus denen das Werkstück zusammengeschnitten ist und lässt den Legierungsgehalt, phosphorreiche oder phosphorarme Zonen<sup>16</sup>, der verschiedenen Eisenlagen erkennen.

Das Sekundärgefüge, bestehend aus Ferrit, Perlit und Sekundärzementit, wird mit 3% alkoholischer Salpetersäure (Nital) im Tauchätzverfahren entwickelt<sup>17</sup>. Die Schlicfe werden zwischen jedem Prozess mit Ethylalkohol gespült und in einem Ultraschallgerät zusätzlich gereinigt.

### Härtemessung

Die Härte stellt einen wichtigen mechanischen Wert des Werkstückes dar. Sie gibt Auskunft über den Verfestigungsgrad und die Gebrauchseigenschaften desselben.

Die Härtemessungen wurden an einem Vickers-Klein-kraft Härteprüfer durchgeführt. Es handelt sich hierbei um ein Eindringverfahren dessen Eindringkörper, eine Pyramide, einen quadratischen Eindruck hinterlässt. Die Bestimmung der Härte erfolgt über das Ausmessen der Diagonalen (mit Mittelwertbildung)<sup>18</sup>.

Als Vergleichsproben dienten Originale und experimentelle Stücke aus der Sammlung des Vienna Institute for Archaeological Science der Universität Wien<sup>19</sup>.

<sup>5</sup> Des Weiteren ist eine Probe mit einem Magnet sehr hilfreich, um die beste Stelle am Objekt für eine Probenentnahme zu finden, da die Röntgenaufnahmen nicht immer völligen Aufschluss über den Erhaltungszustand geben können.

<sup>6</sup> WESTPHAL 1984, 283.

<sup>7</sup> PIASKOWSKI 1974, 118.

<sup>8</sup> DAIM, MEHOFER, BENDEGUS 2005.

<sup>9</sup> Eine Mischung aus einem Zwei-Komponentenharz, das innerhalb von 24 Stunden ohne Hitze und Druckeinwirkung aushärtet.

<sup>10</sup> Das Schleifen erfolgt mittels Schleifpapier der Körnung 180, 320, 600, 1200, 2400 und 4000.

<sup>11</sup> SZAMEIT, MEHOFER 2002, 127–168.

<sup>12</sup> DAIM, MEHOFER, BENDEGUS 2005.

<sup>13</sup> Die Reinigung passiert in einem Wasser- oder Alkoholbad in einem Ultraschallgerät.

<sup>14</sup> SCHUMANN 1990, 85–87.

<sup>15</sup> Zur Zusammensetzung der verschiedenen Ätzmittel vgl. SCHRADER 1957, 14; SCHRADER 1989.

<sup>16</sup> PLEINER 1970.

<sup>17</sup> Für die Länge des Ätzens gibt es keine Richtlinien, da jede Probe aufgrund ihrer Lagerung im Boden und des Erhaltungszustandes verschieden reagiert. Oft ist eine Ätzung nach Nital schon nach wenigen Tauchungen fertig, daher bedarf es einigen Fingerspitzengefühls und Vorsicht, um eine Überätzung, die ausnahmslos zu einer Wiederholung des gesamten Schleif- und Polierprozesses führt, zu verhindern.

<sup>18</sup> SCHUMANN 1990, 175–187.

<sup>19</sup> MEHOFER 2002.

## Korngrößenmessung und Schlackenbestimmung

### Korngröße

Die Korngröße ist ein Kennwert für die Schnittfläche der in der metallographischen Schliffebene geschnittenen Körner. Die Korngröße wird beeinflusst durch die Umformungs- und Wärmebehandlungsprozesse. Zur Kennzeichnung ihrer Größe können sie mit einer Serie von Vergleichsbildern verglichen werden oder es wird ihr mittlerer Durchmesser, z.B. nach dem Linienschnitt-Verfahren, innerhalb einer Messstrecke ermittelt.

Für die Ermittlung der Korngröße können die folgenden vier Verfahren<sup>20</sup> angewandt werden:

#### Verfahren 1

Bestimmung der Korngrößen-Kennzahl G durch Vergleich mit den Gefügebildern der Bildreihentafel.

#### Verfahren 2

Bestimmung der Korngröße als mittleres Linienschnittsegment L nach einem Linienschnitt-Verfahren.

#### Verfahren 3

Angabe der von einer Messstrecke geschnittenen Anzahl von Körnern nach Snyder und Graff<sup>21</sup>.

#### Verfahren 4

Zählung der Körner in einem Kreis und Angabe der sich aus der mittleren Kornfläche ergebenden Korngrößen-Kennzahl C.

### Durchführung

#### Verfahren 1

Vergleich mit der Bildreihentafel

Es müssen mindestens 20 Blickfelder regelloser Anordnung oder einer in einem Rasternetz liegenden Anordnung der Auswertung zugrunde liegen.

Man vergleicht das Gefüge im Okular, auf der Mattscheibe oder auf einer photographischen Aufnahme mit den Gefügebildern der Bildreihentafel nach Bild 1.

Diese Gefügebilder im Abbildungsmaßstab 100:1 sind mit (römisch) I bis VIII so nummeriert, dass ihre Nummer gleich der Korngrößen-Kennzahl G (arabisch) 1 bis 8 ist.

Man bestimmt jenes Bild der Reihe, dessen Korngröße derjenigen des jeweiligen Blickfeldes am nächsten kommt. Bei Korngrößen größer Kennziffer 8 muss bei einer Vergrößerung größer als 100:1 gemessen werden. Es ist darauf zu achten, dass in dem jeweiligen Blickfeld der mittlere Korndurchmesser nicht kleiner erscheint als im Bild VIII dargestellt.

Bei der Bestimmung der Korngrößen-Kennzahl durch Vergleich mit Bildreihen erreicht man selten eine Genauigkeit, die besser ist als ein ganzer Zahlenschritt der Kennzahlenreihe. Die Korngrößen-Kennzahl wird daher als eine ganze Zahl angegeben. Im einzelnen Blickfeld bleiben bis max. 30% Flächenanteil einer vom Mittelwert des Vergleichsbildes abweichenden Korngröße unberücksichtigt.

Wenn jedoch bei mehr als 15% aller auszuwertenden Blickfelder Anteile mit abweichenden Korngrößen-Kennzahlen vorkommen, werden diese ebenfalls vermerkt. In einem solchen Fall ist die Mindestzahl der auszuwertenden Blickfelder (20) mindestens zu verdoppeln. Mit dieser Grenzregelung für die Vernachlässigung einzeln auftretender Flecken mit abweichenden Korngrößen kann deren Flächeninhalt maximal etwa 5% der gesamten ausgewerteten Fläche erreichen (im Maximalfall  $0,3 \times 0,15 = 0,045$  oder 4,5% Flächenanteil)<sup>22</sup>.

#### Verfahren 2

##### Linienschnitt-Verfahren

Bei diesem Verfahren wird durch Zählung im Okular, auf der Mattscheibe des Mikroskops oder der photographischen Aufnahme eines kennzeichnenden Blickfeldes die von einer Messlinie durchquerte Anzahl Körner bestimmt. Man kann auch die Anzahl der Linienschnittpunkte mit den Korngrenzen feststellen. Beide Zählverfahren erbringen das gleiche Ergebnis. Bei mittleren Linienschnittsegmenten  $L_s \leq 0,02$  mm muss eine Vergrößerung  $> 100:1$  angewendet werden.

Die Messstrecke ist üblicherweise gerade, kann aber auch kreisförmig sein. Wenn nichts anderes festgelegt wurde, ist eines der in Bild 1 dargestellten Messgitter anzuwenden.

<sup>20</sup> Bei der Anwendung dieser Verfahren muss man bedenken, dass sie für Stähle entwickelt wurden, die mittels moderne Verhüttungsprozesse gewonnen wurden, d. h. die sich im Allgemeinen noch im Ausgangszustand befinden; bei den untersuchten Stählen handelt es sich jedoch einerseits um direkt erzeugtes Eisen und Stahl, das, bis es seinen Endzustand erreicht hat, bereits viele Umformungsvorgänge hinter sich hat. So kann nach der Entnahme der Lupe aus dem Rennofen unterschiedlich homogenisiert werden. Nur um zwei Möglichkeiten zu nennen: als erste Möglichkeit direktes Dichtschmieden nach der Entnahme aus dem Verhüttungs-ofen; als zweite Möglichkeit: Entnahme aus dem Verhüttungs-ofen, anschließendes Ausheizen, dabei wird die Lupe im Ausgangszustand nochmals auf ca. 1000°C erhitzt, so

dass die bei dieser Temperatur flüssige Schlacke abfließen kann und anschließendes Dichtschmieden. Durch diese beiden Verfahren kann der Schlackengehalt und damit die Qualität des Materials beeinflusst werden. Auch der endgültige Verwendungszweck kann entscheidenden Einfluss auf die Qualität des Werkstückes haben, als weiterer ausschlaggebender Faktor ist das Können des Schmiedes zu nennen und seine Kenntnis des Materialverhaltens bei gewissen Temperaturen.

<sup>21</sup> Die Verfahren 2, 3 und 4 werden der Vollständigkeit halber genannt, sie fanden jedoch bei der vorliegenden Untersuchung keine Anwendung, eine vollständige Beschreibung befindet sich im Anhang vgl. DIN 50601.

<sup>22</sup> Nach dem Linienschnittverfahren würde der Anteil von  $\leq 5\%$  das Ergebnis kaum beeinflussen.

*Linienschnitt-Verfahren unter Verwendung von Geraden*

Wenn nicht anders vereinbart, setzt sich die gesamte Messstrecke aus den vier geraden Teilstrecken nach Bild 2 zusammen, die eine Gesamtlänge von 500 mm haben.

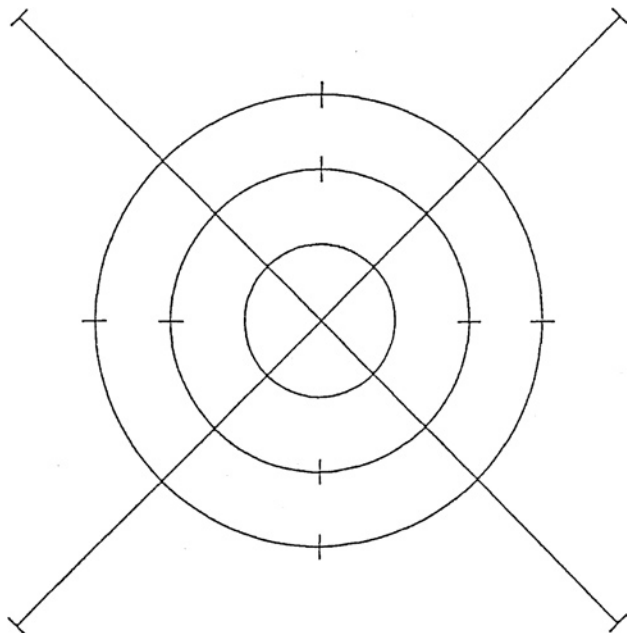


Abb. 1:

Maße der drei Kreise (gerundete Werte):

Umfang	Durchmesser
L = 250 mm	80 mm
L = 167 mm	53 mm
L = 83 mm	26 mm
L = 500 mm	

Länge der diagonalen Strecken (jeweils):

L5 = 150 mm (Gesamtlänge 300 mm)

Länge der senkrechten und der waagerechten Strecke (jeweils):

L6 = 100 mm (Gesamtlänge 200 mm)

L = 500 mm

*Kreisschnittverfahren*

Je nach Vereinbarung besteht die Messstrecke entweder aus drei im Bild 1 dargestellten konzentrischen Kreisen oder nur aus dem größten Kreis mit 250 mm Umfang.

Die Gesamtlänge der drei Kreisumfänge beträgt 500 mm. Die Vergrößerung wird so gewählt, dass man mindestens 50 Linienschnittpunkte beim Auflegen des Messgitters mit der Gesamtlänge auf das Blickfeld erhält.

Wird nur der größte Kreis mit einem Umfang von 250 mm

angewandt, muss die Vergrößerung die Zählung von mindestens 25 Schnitten ermöglichen.

*Verfahren 3**Verfahren nach Snyder und Graff*

Dieses Verfahren ist eine spezielle Anwendung des Linienschnitt-Verfahrens unter Verwendung von Geraden auf die Bestimmung der Austenitkorngröße von Schnellarbeitsstählen und Stählen mit besonders feinem Korn in gehärtetem und angelassenem Zustand, bei der eine Vergrößerung von 100:1 nicht ausreicht.

Die Probe wird entweder in dem bereits vorliegenden Wärmebehandlungszustand (gehärtet und angelassen) oder nach besonders zu vereinbarenden thermischer Vorbehandlung in der üblichen Weise geschliffen und poliert und daraufhin mit einem Ätzmittel, im Regelfall bestehend aus einer Lösung von bis zu 10% Volumenanteil Salzsäure und bis zu 3% Volumenanteil Salpetersäure in Methylalkohol, etwa 2 bis 10 min geätzt. Je nach dem Härtings- bzw. Anlasszustand ist das Grundgefüge des Stahles danach hell bis matt dunkel gefärbt. Mitunter kann ein erneutes Polieren und Ätzen erforderlich sein.

Am Okular des Mikroskops, auf einer Mattscheibe oder auf einer fotografischen Aufnahme wird bei einer Vergrößerung 1000:1 je eine Zählung der von fünf Messstrecken von je 125 mm Länge geschnittener Anzahl Körner an regellos verteilten oder nach einem Rasternetz angeordneten Stellen des Schliffes durchgeführt. Die fünf Messstrecken können in ihrer Anordnung auch dem Messgitter für das Linienschnittverfahren nach Bild 2 entsprechen.

Der aus den fünf Einzelmessungen erhaltene arithmetische Mittelwert der Anzahl geschnittener Körner drückt die „Snyder-Graff-Kornzahl“ als Versuchsergebnis aus.

*Verfahren 4**Flächenausählverfahren*

Es wird die Anzahl der Körner innerhalb des Kreises im Okular auf der Mattscheibe des Mikroskops oder auf einer fotografischen Aufnahme im Allgemeinen bei der Vergrößerung 100:1 gezählt. Die Anzahl der vom Kreis geschnittenen Körner wird dabei halbiert. Aus dem erhaltenen Nennwert wird nach Tabelle A2 die Korngrößen-Kennzahl G ermittelt, wobei der Nennwert innerhalb der angegebenen Grenzwerte liegen muss.

**Schlacken**

Die Schlacken wurden mit Hilfe einer Tabelle nach DIN 50 602 bestimmt.

Vor der Ätzung wurden die Proben im ungeätzten Zustand an einem Auflichtmikroskop untersucht, danach im geätzten Zustand beurteilt.

### Auswertungsverfahren

Die technotypologische Auswertung bedient sich der Methoden der klassischen Metallographie und Erzmikroskopie, erweitert durch die Beschreibung typischer Merkmale der Verarbeitung archäologischer Metalle, wie sie in der modernen Materialkunde nicht vorkommen.

Die Proben wurden an einem Auflichtmikroskop der Firma Leitz, einem Leitz Metallux 3 (50-, 100-, 200-, 500- und 1000-fache Vergrößerung) im ungeätzten und geätzten Zustand beurteilt, mittels digitalem Bildbearbeitungsprogramm Analysis 3.0 ausgewertet, der Tafelteil wurde mit den Programmen Corel Photo – Paint 12. und Corel Draw 12. erstellt.

### Gefügeanalyse

#### Definition der Begriffe

Ein Korn<sup>23</sup> ist ein einzelner räumlich ausgedehnter Kristall innerhalb eines metallischen Werkstoffes mit einheitlich ausgerichtetem Gitter<sup>24</sup>. Körner mit Zwillingsstreifen, Unterstrukturen (Kleinwinkelkorngrenzen), Ausscheidungen oder Einschlüssen werden zum einheitlich ausgerichteten Korn zugehörig betrachtet. Ein Korn besteht aus den Phasen Austenit oder Ferrit. In Stählen mit einer  $\gamma - \alpha$  Umwandlung kann die vor der Umwandlung vorhandene Korngröße des Austenits nur indirekt ermittelt werden.

Beim Perlit wird ein Bereich gleicher Lamellenausrichtung als Kolonie bezeichnet. Eine solche Kolonie kann als ein Korn betrachtet werden, wenn nichts anderes vereinbart wurde.

In der Schnittebene des geätzten metallographischen Schliffes erscheinen die einzelnen Körner als Flächen, die sich durch ausgeprägte Korngrenzen gegen die anders gerichteten Nachbarkörner abheben.

In einem Eisen- und Stahlwerkstoff sind Gestalt und Volumen der Körner nie gleich. Selbst bei Gleichheit erscheint in der Schnittebene ein Gemenge verschieden großer Schnittflächen, weil z. B. bei kugelförmiger Form nur einzelne Körner mittig, andere an anderer Stelle, geschnitten werden.

## Begriffsdefinition Metallographie

### Ferrit

Eisen mit einem Kohlenstoffgehalt von max. 0,02%,  $\alpha$ -Eisen (von lat. Ferrum = Eisen)

### Zementit

Das Eisenkarbid  $\text{Fe}_3\text{C}$  kristallisiert rhombisch und weist einen Kohlenstoffgehalt von

6,67% C auf. Der Zementit ist außerordentlich hart – Härtemessungen nach Vickers ergeben um 800 HV 0,5/15 – weist eine geringere Dichte als Eisen auf und ist bei Raumtemperatur magnetisch. Beim Erhitzen auf 215°C geht der Magnetismus verloren.

Bei höheren Temperaturen zerfällt der Zementit in Eisen und Kohlenstoff.

### Perlit

Perlit ist ein eutektoides Gemenge zwischen Ferrit und Zementit und entsteht durch Zerfall von Gamma- Mischkristallen mit 0,80%C beim Abkühlen. Die zwei Komponenten sind in Form von Platten miteinander verwachsen, wobei der Ferrit die Grundmasse bildet, in die der Zementit eingelagert ist (lamellarer Perlit). Die Zementitplatten können eben, gekrümmt oder auch gebrochen sein. Innerhalb eines Pakets ist ihre Lage einheitlich, von Perlitkorn zu Perlitkorn sind sie aber unterschiedlich. Bei langsamem Abkühlen oder mehrstündigem Glühen des lamellaren Perlits formen sich die Zementitlamellen in kleinere rundliche Partikel um (körniger oder globularer Perlit). Das Glühverfahren nennt man *Weichglühen*, da der körnige Perlit eine geringere Härte aufweist als der lamellare Perlit.<sup>25</sup>

Je schneller die Abkühlgeschwindigkeit ist, desto weniger Zeit ist für die Diffusion des Kohlenstoffs. Das heißt, der zurückgelegte Weg der Atome wird kleiner und dadurch nimmt die Lamellenbreite ab. Je kleiner der Lamellenabstand ist, umso gleichmäßiger ist der Kohlenstoff im Gefüge verteilt und desto härter ist das Gefüge<sup>26</sup>.

### Widmannstätten Gefüge

Es zeichnet sich durch ein außerordentlich grobes Korn aus, erkennbar an den Ferritbändern an den ehemaligen Austenitkorngrenzen, die in Form von Nadeln und Platten in fischgrätähnlichem Muster ausscheiden. Diese Struktur ist in eine perlitische Grundmasse eingebettet.

Das Widmannstättensche Gefüge entsteht dann, wenn das Austenitkorn aus irgendeinem Grund zu groß ist, oder bei zu schnellem Abkühlen von sehr hohen Temperaturen. Durch Normalglühen wird das Sekundärgefüge wieder beseitigt. Erstmals wurde die Widmannstätten Struktur in Eisenmeteoriten beobachtet.

<sup>23</sup> Die Definitionen wurden aus DIN 50 601 (ISO 643–1983) Metallographische Prüfverfahren Ermittlung der Ferrit- oder Austenitkorngröße von Stahl und Eisenwerkstoffen In: DIN Deutsches Institut für Normung (Hg.) DIN Taschenbuch 218 Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe, 2. Auflage, Berlin – Köln 1989 entnommen.

<sup>24</sup> Der Verfasser möchte darauf hinweisen, dass diese Definitionen für Eisen und Stahlwerkstoffe gelten, die mittels indirektem Reduktionsverfahren erzeugt wurden, während die hier untersuchten Stähle mittels direktem Erz-Reduktionsverfahren hergestellt wurden; dadurch können einige Definitionen nur eingeschränkt übernommen werden.

<sup>25</sup> SCHUMANN 1990, 326 f., 426, 430.

<sup>26</sup> BARGEL, SCHULZE 2000, 159.

### Austenit

Ausgangszustand ist Ferrit, der lediglich einige Hundertstel Prozent Kohlenstoff lösen kann und Zementit mit einem Massegehalt von ca. 6,67% C. Der im Eisen enthaltene Zementit geht bei Temperaturen ab 723°C in Lösung und diffundiert in den Austenitkristall ein.

Durch das Austenitisieren wird ein austenitischer Mischkristall angestrebt, aus dem während der anschließenden Abkühlung die gewünschten Gefüge entstehen sollen. Der Temperaturbereich in dem ein austenitischer Mischkristall gebildet wird, ist für jeden Stahl aufgrund seines spezifischen Kohlenstoffgehaltes verschieden. Für einen Stahl mit 0,8% Kohlenstoff liegt dieser Temperaturbereich zwischen 723°C und 1392°C.

### Martensit

Benannt nach A. Martens, einem deutschen Werkstoffkundler, entsteht der Martensit<sup>27</sup> während des schnellen Abkühlens eines austenitischen Mischkristalls ohne Diffusion des Kohlenstoffs. Enthält der Stahl mehr als  $\approx 0,4\%$  C, ist der Martensit besonders hart und wird als *Härtegefüge* bezeichnet.

Bei der Umwandlung verschieben sich die Atome relativ zueinander um ein wenig mehr als den Gitterabstand. Der gesamte Kohlenstoff bleibt in Lösung, in kohlenstoffarmen Stählen besteht der Martensit als Lanzettmartensit, mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt beginnt sich Plattenmartensit auszubilden. Die Endhärte des martensitischen Gefüges ist nur abhängig vom Kohlenstoffgehalt des martensitischen Mischkristalls und damit des Austenites aus dem er entsteht.

Die hohe Härte des Martensits beruht auf der, gegenüber dem  $\gamma$ -Gitter (austenitische Phase), geringen Lösungsfähigkeit des  $\alpha$ -Gitters des Eisens für Kohlenstoffatome. Die bei Härte-temperatur gelösten C-Atome können bei schneller Abkühlung nicht aus dem sich umwandelnden  $\gamma$ -Mischkristall ausdiffundieren und führen, da sie zwangsgelöst bleiben, zu einer Verspannung des entstehenden Mischkristalls, die sich in hoher Härte äußert.<sup>28</sup>

Martensitische Umwandlungen treten nicht nur in Eisenlegierungen auf, sondern auch in Nichteisen-Metalllegierungen, Metallverbindungen, keramischen und hochpolymeren Werkstoffen, sofern sie kristallin sind.

### Bainit

E.C. Bain fand 1930 heraus, dass zwischen den Umwandlungsstufen von Perlit und Martensit noch eine weitere Umwandlung stattfindet, die als *Zwischenstufengefüge* oder auch als Bainit bezeichnet wird.

Bainit besteht ähnlich wie Perlit aus Ferrit und Karbiden, aber die Größe, Form und Verteilung dieser Phasen können erheblich wechseln.<sup>29</sup> Er stellt kein einheitlich definiertes Gefüge dar, sondern es gibt mehrere unterschiedliche Modifikationen; so unterscheidet man zwischen nadeligem und körnigem Bainit, deren Unterscheidung nur mit elektronenoptischer Methoden möglich ist.<sup>30</sup>

Bei hoher Temperatur gebildeter Bainit ähnelt dem Perlit, bei niedriger Temperatur gebildeter dem Martensit. Bainit entsteht sowohl durch diffusionsgesteuerte Prozesse als auch durch diffusionslose Vorgänge einer Umwandlung durch Umklappen des  $\gamma$ -Eisengitters in  $\alpha$ -Eisengitter.

### Primärgefüge und Sekundärgefüge

Jeder technische Stahl weist zwei Gefüge auf: das *Sekundärgefüge*, bestehend aus Ferrit, Perlit und Sekundärzementit, welches mit Salpetersäure entwickelt und sichtbar wird, und das *Primärgefüge*, das durch Ätzmittel nach Oberhoffer entwickelt wird. Es zeigt die verschiedenen Legierungselemente (Phosphorgehalt).

### Neumannsche Bänder

Wird  $\alpha$ -Eisen schlagartig bei niedriger Temperatur verformt, so treten als *Neumannsche Bänder* bezeichnete Zwillingslamellen auf. Unter der Wirkung von Schubspannung klappt ein Kristallteil längs einer Zwillingssebene spiegelsymmetrisch zu dem restlichen Kristall um. Ihr Vorhandensein ist ein sicheres Zeichen für eine stoß- oder schlagartige Beanspruchung des Eisens im kalten Zustand.<sup>31</sup>

## Schmiedetechnologie

### Die Bearbeitung von Stahl

Die Härte des Eisens<sup>32</sup> wird vor allem durch den Kohlenstoffgehalt beeinflusst. Aus dem erwärmten Metall im Austenitzustand scheidet sich Kohlenstoff bei langsamem Kühlen als Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$  mit 6,67% C) in Gestalt feiner Lamellen aus, die mit Ferrit alternieren. Dieses Gefüge trägt die Bezeichnung Perlit.

Der Begriff Stahl bezieht sich in der heutigen festgesetzten Terminologie auf das gesamte technische Eisen. Bis in die zwanziger Jahre des 20. Jahrhundert verstand man unter dem Wort Stahl härteres Eisen mit mehr als 0,3 bis 0,35% C. Die Kohlenstoffstähle – und nur solche kommen für die Ur- und Frühgeschichte in Frage – werden unterschiedlich unterteilt und klassifiziert.

<sup>27</sup> SCHUMANN 1990, 217, 431, 488.

<sup>28</sup> BEITZ, KÜTTNER 1990, E 32.

<sup>29</sup> SCHUMANN 1990, 494.

<sup>30</sup> BARGEL, SCHULZE 2000, 159, 161.

<sup>31</sup> SCHUMANN 1990, 391.

<sup>32</sup> Die folgenden Definitionen wurden zum Großteil entnommen aus: PLEINER 1982, 99–108.

Stahl ist weniger plastisch als Eisen und das Erwärmen darf in die niedrigere Temperaturzone von etwa 1100 bis 1270° C knapp über die  $AC_3$ -Kurve geführt werden, sonst könnte man einen Teil des Kohlenstoffes verbrennen, dies würde zur Entkohlung des Materials führen.

Die Verarbeitungsart beeinflusst die Form und das Aussehen des Perlits. Höheres Erwärmen ohne Schmieden produziert grobe Perlitkörner und -lamellen, während einer beschleunigten Luftabkühlung bilden sich feinere Lamellen, langsames Glühen unter der  $AC_3$ -Kurve (600 bis 700° C) führt zur Sphäroidisierung von Zementitlamellen und zur Bildung globularen Perlits usw. Bei hohen Temperaturen und ungestörtem Luftzutritt wird der Kohlenstoff oxidiert und der Stahl entkohlt.

#### Die Bearbeitung des kohlenstoffarmen Metalls

Wir verstehen darunter Renneisen mit ferritischem Gefüge, oft mit Perlitspuren unter den Perlitkörnern. Der Kohlenstoffgehalt erreicht höchstens 0,2 bis 0,3%. Dieses Metall ist verhältnismäßig weich, durch Abschrecken praktisch nicht härtbar und die aus diesem Material hergestellten Schneiden sind wenig wirksam und werden rasch stumpf. Der Kohlenstoff, falls anwesend und feststellbar, pflegt regelmäßig, öfters aber unregelmäßig in der ferritischen Matrix verteilt zu sein, was einer heterogenen Aufkohlung unmittelbar im Rennofen zuzuschreiben ist. Die Mikrohärtigkeit des überwiegenden Ferrits beträgt je nach chemischer Zusammensetzung und mechanischer Bearbeitung 150 bis 200HV 30 g. Die Metalleigenschaften entsprechen also denen des Schweißeisens.<sup>33</sup> Die nichtmetallischen Einschlüsse (gewöhnlich Schlacke) sind im vorwiegenden Ferritgefüge deutlich sichtbar, sie spiegeln gut die Reinheit des Metalls wider und ihre Lage verrät manchmal – wenn die mechanische Bearbeitung wenig intensiv war – den Verlauf der Schweißnähte. Das Eisen schmiedet man im erwärmten Zustand oberhalb der sogenannten  $AC_3$ -Kurve, d. h. im Allgemeinen oberhalb der Temperaturen 850 bis 950° C, bei denen sich das Material in der sog.  $\gamma$ -Phase befindet und die plastische Struktur des Austenits aufweist. Aus dem erwärmten Werkstück kann der Schmied dem Erzeugnis durch Schmiedeverfahren wie z. B. Strecken, Breiten, Stauchen usw. die gewünschte Form verleihen. Je höher die Erwärmung, desto plastischer das Eisen; es droht hier keine Kohlenstoffverbrennung, weshalb das Eisen auf höhere Temperaturen erwärmt werden kann, bis in den Bereich von 1300

bis 1400° C, also bis zum Weißglühen. Dabei wird die Korngröße ungewünscht grob und der Schmied muss das Stück tüchtig schmieden, bis die Temperatur wieder allmählich auf ca. 950° C sinkt. Dann wird das Ferritgefüge nach langsamer Abkühlung feinkörnig und zäh. Wird das Schmieden noch fortgesetzt, so entstehen in den Ferritkörnern parallele Neumannsche Linien. Das Kaltschmieden führt dann bis zur Deformation der Ferritkristallite, wobei der Stahl zwar härter wird, jedoch auch spröder.

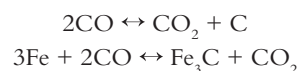
#### Homogenisieren

Dieses Verfahren dient dazu, aus einem Metallstück mit heterogener Kohlenstoffverteilung durch wiederholtes Ausschmieden zu einem Stab, mehrmaliges Falten und anschließendes Feuerschweißen eine gleichmäßige Verteilung der verschiedenen Legierungselemente zu erreichen und dadurch eine gleichmäßige Verarbeitungs- und Gebrauchsqualität eines Werkstückes zu gewährleisten.<sup>34</sup>

#### Zementation

Dieses Verfahren dient dazu, aus Eisen mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0,1% einen Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt herzustellen.

Die Aufkohlung besteht in der Sättigung kohlenstoffarmen Eisens in der plastischen austenitischen Phase ( $\gamma$ -Eisen, oberhalb der  $AC_3$ -Temperaturen 840 bis 905° C) mit aktivem Kohlenstoff aus der Gasphase CO.



Aus den Gleichungen geht hervor, dass das Kohlenmonoxid das Eindiffundieren des Kohlenstoffes in das erwärmte Eisen ermöglicht, wobei sich eine äußerst harte Eisen-Kohlenstoff-Legierung  $\text{Fe}_3\text{C}$  (Eisenkarbid, Bestandteil des Perlitgefüges) bildet. Der Perlitanteil nimmt zu, die Oberfläche wird verstäht.

Dieser Vorgang ist relativ langwierig. Es gibt zwar Methoden, die den Prozess beschleunigen, z. B. die Anwendung von stickstoffhaltigen Zusätzen, wie z. B. verkohlte Leder- oder Hornteile und dergleichen, aber auch dann dauert die Zementation, besonders bei massiveren Eisenteilen, stundenlang. Eine Oberflächenschicht von 1 mm Dicke wird bei einer Temperatur um 1000° C während mehr als vier Stunden aufgekohlt.

<sup>33</sup> Bei Schweißeisens handelt es sich nach heutigem Verständnis um ein Gemenge aus relativ reinem Eisen und Schlacken. Es ist sehr duktil und gegen Rost beständig. Des Weiteren lässt es sich ausgezeichnet

schmieden und schweißen und wird deshalb hauptsächlich zu Kettengliedern verschmiedet und im Kunstschmiedehandwerk verwendet. In: SCHUMANN 1990, 427, Bild 4.4.

<sup>34</sup> HERDITS 2000, 66, Abb. 12.

Bei der Aufkohlung von dünnen Blechen und Metallbändern verläuft der Prozess<sup>35</sup> etwas schneller. Trotz alledem gilt diese Technik als zeitraubend. Ihr Vorteil besteht darin, dass bei nicht allzu hohen Temperaturen der gesättigte Kohlenstoffgehalt von der Oberfläche allmählich abnimmt, sodass eine auf diese Weise hergestellte Klinge ein ausgewogeneres Verhältnis von Härte, Brüchigkeit und Zähigkeit des Materials aufweist.

Die Aufkohlung wird durch die chemische Zusammensetzung des Metalls beeinflusst. Die Zugabe von Mangan und Chrom sind von Vorteil, dagegen verlangsamen Phosphor und Nickel die Kohlenstoffdiffusion und erfordern höhere Temperaturen.

Bei den in der Ur- und Frühgeschichte verwendeten Kohlenstoffstählen kommen die erwähnten Elemente, Phosphor ausgenommen, äußerst selten vor. Falls gelegentliches Überhitzen des Eisens während der Aufkohlung zur Entwicklung des Grobgefüges führt, kann es durch Glühen bei etwa 650° C wieder beseitigt werden. Das Schmieden der aufgekohlten Stelle verringert den oberflächlichen Kohlenstoffgehalt.

Aus Eisen geschmiedete und danach zementierte Geräte weisen eine spezifische Anordnung des Kohlenstoffes auf, wobei der Gradient der Kohlenstoffkonzentration senkrecht zur Oberfläche des Objekts verläuft. Die Aufkohlung tritt deshalb an Stellen auf, die für die Funktion des Gegenstandes entscheidend sind, wie beispielsweise Gerätespitzen oder Oberfläche, die der Abnutzung unterliegt.<sup>36</sup>

#### *Das Verschweißen aufgekohlter Eisenteile*

Das Aufkohlen von dickeren Schichten nimmt viel Zeit in Anspruch und die Verstählung ergreift bloß die Oberfläche. Die Gefahr der Abschleifung droht nach einer kurzen Benutzung. Einige dieser Nachteile können durch Flächenaufkohlung und Zusammenschweißen von dünneren Eisenbändern beseitigt werden. Stahlstrukturen kommen dann auch in der Mitte der Schneide vor. Unter den archäologischen Eisenfunden gibt es Klingen, deren geätzte Schlitze so ein kompliziertes Bild widerspiegeln. Die kohlenstoffreicheren Gefüge laufen in der Tiefe von einigen Millimetern oder bis in den Klingentrücken hineingreifend ein- oder mehrstreifig die Schlitze entlang. Man beobachtet den allmählichen Übergang einer Seite dieser Zonen in die ferritisch-perlitische und ferritische Struktur, also ähnlich wie bei oberflächlicher Aufkohlung, die andere Seite pflegt von der kohlenstoffarmen Zone schärfer

abgetrennt zu sein; diese Grenze kann durch auffallende Ketten von Schlackeneinschlüssen deutlicher gemacht werden.

In diesem Falle ist kaum eine andere Lösung als das Verschweißen von den im Voraus aufgekohlten Elementen zu einem Ausgangsstück für das geplante Werkzeug anzunehmen.

Das oben erwähnte Verfahren war bereits ziemlich anspruchsvoll. Der heutigen Praxis gemäß werden die Eisenteile bei höheren Temperaturen von 1200 bis 1300°C (Weißglut) geschweißt, denn unter diesen Bedingungen wird das austenitische Metall genügend plastisch; die Stähle, bei denen die Entkohlungsgefahr unter höheren Temperaturen droht, schweißt man dagegen nur bei etwas niedrigeren Temperaturen, also kaum den kritischen Temperaturbereich überschreitend.

#### *Das Härten*

Das technologische Verfahren, wobei durch rasches Abkühlen die Härte des erwärmten Kohlenstoffstahles bedeutend erhöht wird, wird Härten genannt. Die normale Perlitbildung dauert bei langsamem Abkühlen eine gewisse Zeit. Im Falle, dass dieses  $\gamma$ -Eisen äußerst schnell in kalten Mitteln abgekühlt wird, scheidet sich der Kohlenstoff in Form von Zementit nicht aus. Die Kohlenstoffatome bleiben in dem deformierten Kristallgitter und können nicht ausdiffundieren. Es entstehen winkelig angeordnete linsenförmige Gebilde mit starken Innenspannungen. Im Anschliff sind Linsen als typische feinere oder gröbere Nadelchen zu beobachten, die den Namen Martensit tragen.

Der erwähnte Prozess tritt bei solchen Stählen ein, die genügend kohlenstoffreich sind. Beim raschen Abkühlen des etwas überhitzten Eisens mit sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt scheidet sich Ferrit nicht nur am Rande der Austenitkörner, sondern auch im Korninneren aus – daraus resultiert die nadelartige Widmannstättenstruktur von etwas erhöhter Härte. Bei den Stählen von 0,2 bis 0,3% Kohlenstoff entsteht bei gesteigerter Abkühlungsgeschwindigkeit der sogenannte Lattenmartensit, gleichfalls ein nadelartiges Gebilde mit zwei- oder dreifacher Härteerhöhung, d. h. bis 400 mHV 30 g. Erst ab 0,3 bis 0,35% Kohlenstoff sind die Kohlenstoffstähle wirklich härtbar. Die Härte steigt bis um das Vierfache an (450 bis 1000 mHV 30 g).

Wenn man den Stahl vor dem Ablösen auf hohe Temperaturen über der  $AC_3$ -Kurve des Eisen-Kohlenstoff Schaubildes erwärmt, bekommt man einen grobnadeligen, sehr sprö-

<sup>35</sup> Vgl. HERDITS 2000, 66, Abb. 15, 16. Der Autor beschreibt, dass das Aufkohlen eines Schweißisenbandes, welches aus zuvor durchgeführten Experimenten zur Eisenerzverhüttung stammt, zusammengerollt wird und anschließend in einem dicht verschlossenen, mit Holzkohlestaub gefüllten Tongefäß für etwa 2 Stunden bei ca. 800–900°C im offenen Holzfeuer geglüht wird. Das Stück war nach der Behandlung an den Oberflächen aufgekühlt, im Inneren verblieb ein weicher Kern. Der

eindiffundierte Kohlenstoff verteilte sich nicht gleichmäßig, sondern wurde an den Gefügeschichtungen und Schlackeneinschlüssen verschiedenartig gebremst. Durch Verschweißen zweier solcher Bänder wurden Klingenrohlinge hergestellt. Der Anschliff entlang des Klingentrückens erweckte primär den Eindruck, als wären nicht zwei sondern insgesamt fünf Lagen – drei harte und zwei weiche – miteinander verschweißt worden.

<sup>36</sup> PIASKOWSKI 1974, 118.



den Martensit. Das Abschrecken von den Temperaturen nur leicht über dem genannten Limit führt zur Entwicklung martensitischen Gefüges mit feinen Nadelchen und viel besseren Materialeigenschaften. Die Abkühlung von untereutektoiden Stählen mit weniger als 0,8% Kohlenstoff von niedrigeren Temperaturen unter der  $AC_3$ -Kurve hat ein gemischtes ferritisch-martensitisches Gefüge mit ungewünschter Sprödigkeit zur Folge. Der Martensit wird härter, je mehr Kohlenstoff im bearbeiteten Stahl enthalten ist.

Falls der Stahl fließend bei richtig gewählten Temperaturen, aber nicht so schnell wie im Wasser, abgekühlt wird (Kaltwasser oder Säure, warmen oder kaltem Öl gegenübergestellt), kann ein Teil oder der gesamte Kohlenstoff in feiner ferritisch-zementitischer Phase, also als Übergangsgefüge, auftreten. So können z.B. neben Martensit dunkle Flecke überfeinen Perlits beobachtet werden. Bei noch milderen Härten bildet dieses Gefüge eine einzige Struktur.

Hält sich die sinkende Temperatur für eine gewisse Zeit in einem Bereich von etwa 600°C auf, entsteht ein anderes, als Bainit bezeichnetes Gefüge.

#### Anlassen

Das beim Härten entstehende Martensitgefüge ist sehr spröde und damit einhergehend besteht die Gefahr des Bruches. Um diese Gefahr zu mindern, kann man das Werkstück „anlassen“, d.h. auf Temperaturen zwischen 100°C bis max. 723°C erwärmen, dadurch wird durch Ausdiffusion von Kohlenstoffatomen die hohe Verspannung des Martensits gemildert, die Sprödigkeit wird verringert, ohne dass die Härte sich wesentlich verändert.<sup>37</sup>

Das harte martensitische Gefüge mit eingegliedertem Restaustenit ist metastabil, d.h. bei wiederholtem Erwärmen zerfallend. Dabei werden gleichzeitig die Innenspannungen weitgehend beseitigt. Bei einem mäßigen Erwärmen, etwa um 150°C, verlaufen bereits gewisse Änderungen im Kristallgitter, der tetragonale Martensit wandelt sich in die grobnadelige laubähnliche Struktur des kubischen Martensits um, bei etwa 200°C zerfällt der Restaustenit, und bei 300 bis 600°C werden von neuem Übergangsgefüge mit Ferrit und Zementitdispersion gebildet. Die weniger angelassenen Stähle behalten die nadelige Anordnung auch nach dem Zerfall des Martensits, die mehr angelassenen zeichnen sich durch fein oder gröber sphäroidisierten Zementit aus. Bei hohem Erwärmen auf rund 700°C entsteht schließlich wieder ein stabiles Perlitgefüge.

Diesen Prozess begleiten wiederum sinkende Härte und Sprödigkeit. Durch das Erwärmen auf 200–300°C wird die Härte des Kohlenstoffstahles um etwa 10% verringert. Das Anlassen auf 400–600°C bedeutet schon 30–35% Verlust an

Härte. In technologischer Praxis werden die sogenannten Anlassfarben des erwärmten Metalls ausgenutzt: z. B. auf einem erwärmten Eisenerzeugnis beobachtet man je nach der Temperatur gelbliche, violette bis grünliche dünne Oxidenschichten. Der Schmied ist imstande, nach der Farbe die gewünschte Anlasstemperatur abzuschätzen<sup>38</sup>.

Generell gilt, je höher die Anlasstemperatur oder je länger die Haltezeit desto mehr nimmt die Härte des Martensits ab.

#### Nitrieren

Ähnlich dem Zementieren erfolgt beim Nitrieren eine Diffusionsättigung der Randschichten mit Stickstoff, um Härte, Verschleißwiderstand und Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen. Die Oberfläche des Werkstückes muss vor dem Nitrieren von Zunder und anderen Oxiden gereinigt werden, da diese das Eindiffundieren verhindern können, anschließend erhitzt man das Werkstück auf ca. 500 bis 600°C für 30 bis 50 Stunden. Durch die Sättigung der Randschichten des Metalls besitzt das Werkstück eine naturharte<sup>39</sup> Oberfläche, es muss keine Wärmebehandlung durchgeführt werden. Bei Nitrierung von Weicheisen oder unlegierten Stählen diffundiert der Stickstoff zwar in die Oberfläche ein, es kommt aber nicht zur Ausbildung einer Randschicht mit hoher Härte, da sich im Ferrit grobe Nitridnadeln bilden, die zu keiner genügenden Gitterverspannung führen. Die Härte in solchem Gefüge kann nur bis 160 HV betragen.<sup>40</sup>

### Untersuchung der Stücke<sup>41</sup>

#### 1. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:

##### Messer Fnr. 4/20 (Taf. 1–3)

- Gesamtlänge: 33,4 cm
- Länge Griffdorn: 10 cm
- Durchmesser Griffängel: 0,6 cm
- Breite Klinge max.: 3,9 cm
- Breite Rücken max.: 0,4 cm
- Probe Schneide: 18 cm von der Spitze
- Probe Verbindung Griffängel und Schneide

#### Erhaltungszustand

Das Messer Fn. 4/20 ist in einem mittelmäßigen Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Länge ist komplett erhalten, jedoch ist das Material bereits stark von Korrosion angegriffen.

#### Probenentnahme (Taf. 49A)

Zur Herstellung eines Querschliffes wurde das Messer an der Schneide und der Griffhalterung beprobt.

<sup>37</sup> BEITZ, KÜTTNER 1990, E 34.

<sup>38</sup> PLEINER 1982, 107–108.

<sup>39</sup> SCHUMANN 1990, 538.

<sup>40</sup> SCHUMANN 1990, 539, Bild 4.248.

<sup>41</sup> Die verwendeten Bezeichnungen, wie linke Seite, rechte Seite, oben, unten, für die Beschreibung der Proben, beziehen sich auf die jeweiligen Abbildungen der Proben auf den Tafeln.

*Schlacken**Schneide*

Das Material ist von einem mittleren Schlackengehalt. Bis auf wenige Ausnahmen sind alle länglich eingestreckt (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.5–7.8 nach DIN 50 602). Es handelt sich hier vermutlich um Schlackeneinschlüsse entlang der Homogenisierungsschweißnähte des Ausgangsmaterials.

*Niet*

Der Niet ist bis auf wenige sehr kleine Einschlüsse schlackenfrei. Auch das Material des Messers und der Halteplatte des Griffes ist nur mit wenigen Schlacken durchzogen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.4–6.6 und vereinzelt 8.5 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VII–VIII nach DIN 50 601.

*Niet*

Die Korngröße des Messers und der Halteplatte rund um den Niet bei Nitalätzung entsprechen den Gefügebildern (GB) Nr.VII nach DIN 50 601. Der Niet selbst ist aufgrund der Gefügestruktur nicht bestimmbar.

*Nital**Schneide*

Die Schneide ist sehr stark korrodiert und daher nicht vollständig zu betrachten. Das Gefüge an der Spitze weist eine perlitisch-ferritische Struktur auf, wobei es auf einer Seite hin in ein ferritisch-perlitisches Gefüge übergeht. Das perlitisch-ferritische Gefüge ist teilweise von größeren Ferritinseln durchzogen, wobei der Ferrit keine Körner bildet, sondern eher plattenförmig in Erscheinung tritt. Ab der Mitte der Probe ist eine Streifigkeit im Gefügebild zu erkennen. Es wechseln sich ferritisch-perlitische und perlitisch-ferritische Gefügestrukturen ab. Dies lässt auf die Verwendung zwei verschiedener Stähle bzw. das mehrfache Falten des Ausgangsmaterials schließen.

*Niet*

Der Niet besteht aus einem Zwischenstufengefüge und sehr feinem Perlit, die kaum voneinander zu trennen sind. Beim Durchstoßen und Festhämmern des Niets durch das Messer und die Halteplatten wurde das Gefüge teilweise stark deformiert.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 2. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 43A, B.

**2. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Messer Fnr. 13/19** (Taf. 4–6)

Gesamtlänge: 35 cm

Länge Griffdorn: 7 cm

Durchmesser Griffdorn: 1,3 cm

Länge Griffdornende: 3,4 cm

Breite Kugel: 1,7 cm

Breite Klinge max.: 4,9 cm

Breite Rücken max.: 0,8 cm

Probe Rücken: 11,5 cm

Probe Schneide: 16 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist in einem gut restaurierten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Länge scheint komplett erhalten, jedoch ist die Schneide etwas mehr korrodiert, auch das Griffdornende ist von Korrosion angegriffen.

*Probenentnahme*

Um einen Querschliff anzufertigen wurde das Messer am Rücken und an der Schneide beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Das untersuchte Material ist relativ schlackenreich. Die Probe ist von vielen kleineren länglich eingestreckten Schlackenzeilen durchzogen. Zur Klingennitte hin befindet sich ein Bereich mit einigen größeren Schlacken, die zum Teil durch voranschreitende Korrosion aufgebrochen wurden (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.8, 7.8 und größer nach DIN 50 602).

*Rücken*

Hier zeigt sich ein ähnliches Bild wie bei der Probe der Schneide. Das Material ist stark mit Schlackenzeilen durchwachsen, wobei hier deutlicher wird, dass die Unreinheiten sich vor allem im Bereich der ehemaligen Homogenisierungsschweißnähte befinden. Im Bereich des Rückens sind die Schlacken etwas feiner, im Schneidenbereich der Probe werden sie etwas gröber und sind durch Korrosion aufgebrochen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.7–7.8 und 6.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht dem Gefügebild (GB) Nr.VI nach DIN 50 601.

*Rücken*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht dem Gefügebild (GB) Nr.VI nach DIN 50 601.

*Nital**Probe Schneide*

Das Gefüge der Probe Schneide besteht ausschließlich aus Perlit, der im Schneidenbereich etwas feiner ausgeprägt ist.

*Probe Rücken*

Das Material des Rückens ist sehr inhomogen und wird zumeist von den Homogenisierungsschweißnähten optisch getrennt. Zum größten Teil besteht es aus perlitischem Gefüge mit Ferrit an den ehemaligen Austenitkorngrenzen. Zum Rücken hin zeigt sich auf der linken Seite der Probe ein rein perlitisches Gefüge, das in ein ferritisch-perlitisches Gefüge übergeht. Dieses wird nochmals durch einen Streifen perlitisches Gefüges mit Ferrit an den Korngrenzen unterbrochen.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 5. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 43C, D.

**3. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Messer Fnr. 29/6** (Taf. 7–9)

- Gesamtlänge: 20,5 cm
- Länge Griffdorn: 7 cm
- Durchmesser Griffdorn: 0,9 cm
- Länge Griffdornende: 1,7 cm
- Breite Klinge max.: 3,2 cm
- Breite Rücken max.: 0,5 cm
- Probe Rücken: 3,5 cm
- Probe Schneide: 7,5 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist stark korrodiert, aber in einem gut restaurierten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Spitze sowie die Schneide sind nicht komplett erhalten.

*Probenentnahme (Taf. 49C)*

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde das Messer an der Schneide und am Rücken beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Das für das Messer verwendete Material ist stark mit Schlacken durchzogen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.6–6.7 und 7.6–7.7 nach DIN 50 602). Sie sind bis auf wenige Ausnahmen länglich eingestreckt. Die meisten Schlacken sind entlang der Homogenisierungsschweißnähte zu finden. Durch den hohen Gehalt an Schlacken ist bereits ein großer Anteil des Ausgangsmaterials durch Korrosion abgeplatzt.

Vorne im Schneidenbereich sind größere Schlackeneinschlüsse zu beobachten, die ebenfalls teilweise von Korrosion aufgeweitet wurden.

*Rücken*

Der Rücken zeigt eine ähnliche Situation wie die Probe der Schneide. Auch hier sind hauptsächlich länglich eingestreckte Schlacken entlang der Homogenisierungsschweißnähte zu finden (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.6–6.7 und 7.6–7.7 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VI–VII nach DIN 50 601.

*Rücken*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VI–VII nach DIN 50 601.

*Nital*

Die gesamte Probe besteht aus einem relativ feinkörnigen Ferrit, wobei die Härtewerte zwischen 102 HV 0,5/15 und 148 HV 0,5/15 variieren. Auch die Schneide zeigt keine auffälligen Merkmale, die auf eine Nachbearbeitung oder einen Härtingsversuch hindeuten könnten.

Nur entlang der Homogenisierungsschweißnähte ist der Ferrit etwas größer als im Rest der Probe.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 8. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 43E, F

**4. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Messer Fnr. 116/7** (Taf. 10–11)

- Erhaltene Gesamtlänge: 31,5 cm
- Länge Griffdorn: 8,5 cm
- Breite Griffdorn: 1,5 x 0,9 cm
- Breite Kugel: 2,3 cm
- Länge Griffdornende: 3,5 cm
- Breite Klinge max.: 5,5 cm
- Breite Rücken max.: 0,9 cm
- Probe Rücken: 10,5 cm

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist in einem mittelmäßigen Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Spitze ist nicht mehr erhalten und wurde auch nicht rekonstruiert. Die Schneide ist schon sehr stark korrodiert, daher konnte hier keine Probe entnommen werden.

*Probenentnahme (Taf. 49D)*

Aufgrund des schlechten Erhaltungszustandes des Messers an der Schneide und der starken Korrosion konnte nur eine Probe am Rücken entnommen werden, um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken*

Das untersuchte Material ist von mehreren länglichen Schlacken durchzogen, die vor allem im unteren Bereich zur Mitte des Messers hin verlaufen. Im Rückenbereich sind die Einschlüsse eher rundlich bis körnig. Ein markanter länglicher Einschluss befindet sich in der Mitte der Probe (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.4–6.8, 8.7–8.8 und 9.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngröße ist aufgrund des Gefüges nicht bestimmbar.

*Nital*

Das Messer besteht an dieser beprobten Stelle zum größten Teil aus einem feinen Perlit und geht nur im linken unteren Teil der Probe in ein ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur über.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 10. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 44A.

**5. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal/Süd:****Messer Fnr. 145/2** (Taf. 12–14)

Gesamtlänge: 25 cm

Breite Klinge max.: 3,5 cm

Breite Rücken max.: 0,5 cm

Probe Rücken: 14,5 cm

Probe Schneide: 9 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist restauriert, jedoch nicht komplett erhalten in das metallurgische Labor gelangt. Es ist bereits stark korrodiert und die Griffangel fehlt komplett.

*Probenentnahme* (Taf. 49E)

Um einen Querschliff anzufertigen wurde das Messer am Rücken und an der Schneide beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Das untersuchte Material ist relativ schlackenarm und nur von wenigen länglich eingestreckten Schlacken durchzogen. Nur im Bereich der Schneide sind einige rundliche Einschlüsse zu erkennen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.4 und 6.6 nach DIN 50 602).

*Rücken*

Die Probe des Rückens ist von mittlerem Schlackengehalt. Es sind zwei größere längliche Ansammlungen von rundlichen kleinen Schlacken zu erkennen, die sich durch die gesamte

Probe ziehen. Auch mehrere längliche Schlacken sind zu erkennen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.7–7.8 und 9.6–9.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße ist aufgrund des Gefüges nicht bestimmbar.

*Rücken*

Die Korngröße ist aufgrund des Gefüges nicht bestimmbar.

*Nital**Schneide*

Der gesamte Schliff zeigt ein ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur. Nur an der Schneide ist etwas mehr Perlit zwischen den Ferritkörnern zu erkennen.

*Rücken*

Auch die Probe des Rückens besteht aus einem ferritisch-perlitischen Gefüge in Widmannstättischer Struktur. Es ist eine markante Schweißnaht zu erkennen, die jedoch vermutlich vom Homogenisieren des Ausgangsmaterials stammt.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 13. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 44B, C.

**6. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Messer Fnr. 180/1** (Taf. 15–17)

Gesamtlänge: 34 cm

Länge Griffangel: 7 cm

Breite Griffdorn: 2 x 1 cm

Länge Griffdornende: 4 cm

Breite Klinge max.: 5,4 cm

Breite Rücken max.: 1 cm

Probe Rücken: 10 cm

Probe Schneide: 20,5 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist in einem gut restaurierten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Das Eisen ist an der Schneide und Spitze (wurde rekonstruiert) schon relativ stark korrodiert. Die restaurierten Stellen fangen teilweise an abzuplatzen.

*Probenentnahme* (Taf. 49F)

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde das Messer am Rücken und an der Schneide beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Das Material ist relativ schlackenarm und nur mit sehr feinen länglich eingestreckten Schlacken durchzogen, die sich vermutlich entlang der Homogenisierungsschweißnähte befinden (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.5–7.8 nach DIN 50 602).

*Rücken*

Im untersuchten Material des Rückens sind mehrere länglich eingestreckte Schlacken zu erkennen, die teilweise durch Korrosion erweitert wurden. Die Schlacken befinden sich vermutlich entlang der Homogenisierungsschweißnähte (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.–7.8 und größer nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.V–VII nach DIN 50 601.

*Rücken*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr. III–VI nach DIN 50 601.

*Nital**Schneide*

Die Schneide ist aus verschiedenen Gefügebildern aufgebaut, wobei eine Zweiteilung zu erkennen ist. Die linke Seite ist aus einem härteren Material, Perlit und perlitisch-ferritischem Gefüge und die rechte Seite aus einem weicheren ferritisch-perlitischem Gefüge der zum Rand hin in einen grobkörnigen Ferrit übergeht. Die Schneide, soweit erhalten, da die Probe stark korrodiert ist, besteht aus Perlit.

*Rücken*

Der Rücken ist ebenfalls aus mehreren Schichten aufgebaut. Perlit wechselt sich mit einem ferritisch-perlitischem Gefüge ab. Links zeigt sich wiederum ein Streifen grobkörnigen Ferrits. Der streifige Aufbau der Probe ist wahrscheinlich auf die Verwendung zwei verschiedener Stähle zurück zu führen.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 16. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 44D, E.

**7. Mannersdorf/Lgb. – Obere Kirchengasse:****Messer 246** (Taf. 18–20)

Gesamtlänge: 34,5 cm

Länge Griffdorn: 8 cm

Breite Griffdorn: 1,2 x 0,9 cm

Breite Kugel: 1,7 cm

Länge Griffdornende: 3 cm

Breite Klinge max.: 5 cm

Breite Rücken max.: 8 mm

Probe Rücken: 7 cm

Probe Schneide: 19,5 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Messer ist in einem relativ guten, restaurierten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Nur die Schneide ist etwas stärker von der Korrosion beschädigt worden. Auch die Spitze weist eine größere Fehlstelle auf.

*Probenentnahme* (Taf. 49G)

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde das Messer an der Schneide und am Rücken beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Die Probe weist wenige längliche eingestreckte Schlacken auf (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.8, 8.7 und 7.4 nach DIN 50 602<sup>42</sup>).

*Rücken*

Die Probe ist in der Mitte relativ schlackenarm, nur im oberen Randbereich nimmt der Schlackengehalt zu. Es sind größtenteils zeilig eingestreckte Schlacken vorhanden (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.5–7.8 nach DIN 50 602). An der linken Seite befinden sich zusätzlich einige größere körnige Schlacken (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 8.7 und 8.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Schneide*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VII–VIII nach DIN 50601.

*Rücken*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr. II–IV nach DIN 50601.

<sup>42</sup> DIN-Formen wurden anhand moderner Stähle entwickelt und nicht für antike Eisenprodukte, trotzdem ist es sinnvoll, die Schlacken und

Korngrößen in ein bekanntes System einzugliedern, um sie für Leser und Fachkollegen nachvollziehbar zu machen.

*Nital**Schneide*

Die Schneide zeigt einheitlich ferritisch-perlitisches Gefüge, hauptsächlich ist Korngrenzenperlit feststellbar. Entlang der gedachten Mittellinie verläuft vertikal eine aufgekohlte Schweißnaht durch den Schliff die stellenweise Grobkornbildung (Ferrit) erkennen lässt.

*Rücken*

Die Probe zeigt perlitisches Gefüge mit Ferrit an den Korngrenzen. Im oberen Randbereich ist Perlit vorhanden. Die Mitte der Probe ist durch ein Widmannstädtisches Gefüge gekennzeichnet.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 19. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 45A, B.

**8. Oggau: Messer Inv.-Nr.: 16 609** (Taf. 21–22)*Probenentnahme*

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde der Rücken des Messers in der Mitte beprobt. Aufgrund starker Korrosion war eine Beprobung der Schneide nicht möglich.

*Schlacken*

Das Material im gesamten Probenbereich ist relativ schlackenreich. Die Schlacken sind zumeist länglich eingestreckt. Auf der rechten Seite (Taf. 33) befindet sich die größte Häufung an Verunreinigungen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.7 und 7.8 nach DIN 50 602). Sie verlaufen annähernd parallel zu den Randbereichen, ziehen aber im oberen Bereich des Rückens des Messers in die rechte Richtung. Dies könnte ein Hinweis auf eine Faltung des Ausgangsmaterials sein. In der Mitte der Probe befindet sich eine etwas größere körnige Schlacke (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.8 und 8.5 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngrößen bei Nitalätzung entsprechen im Mittelbereich den Gefügebildern (GB) Nr. III und Nr. IV. Im äußeren Bereich ist eine Korngrößenbestimmung aufgrund des Gefüges nicht möglich.

*Nital*

Die Probe zeigt außer im Mittelbereich ein perlitisches Gefüge, bei dem es sich teilweise um einen lamellaren teilweise um einen körnig ausgebildeten Perlit handelt. Das körnige

Gefüge weist auf ein längeres Glühen des Metalls hin, bei dem sich die Zementitlamellen unter Einfluss der Oberflächenspannung teilen. Diese kleineren Partikel koagulieren zu kugelförmigen Körnern.<sup>43</sup>

Die Mitte der Probe zeigt ein perlitisch-ferritisches Gefüge, das sich um eine Schweißnaht gebildet hat.

Das Material der Probe scheint relativ homogen zu sein. Dies wird auch in der Ätzung nach Oberhoffer verdeutlicht (vergleiche Taf. 21). Dies lässt auf die Benutzung nur eines Eisenbarrens zum Fertigen des Werkstückes schließen.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessungen vergleiche Tafel 21. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 45C.

**9. Mörbisch 1968: Messer** (Taf. 23–25)*Erhaltungszustand*

Das Messer ist in einem äußerlich schlechten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Restaurierung des Stückes erfolgte nur unzulänglich, dadurch ist die Korrosion weit vorangeschritten.

*Probenentnahme* (Taf. 49H)

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde das Messer an der Schneide und am Rücken beprobt.

*Schlacken**Schneide*

Die Probe ist relativ schlackenarm, wobei eine komplette Beurteilung schwierig ist, da das Material bereits stark korrodiert ist.

Nur entlang der Schweißnähte befinden sich einige kleinere körnige und kurze längliche Schlackenzeilen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.3 und 8.3 nach DIN 50 602).

*Rücken*

Die Rückenprobe ist vor allem auf der rechten Seite (vergleiche Taf. 37) relativ schlackenreich (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.8, 8.4 und 9.7 nach DIN 50 602). Auch bei dieser Probe sind die Schlackenzeilen zusätzlich im Bereich von Schweißnähten zu finden.

*Korngröße**Schneide*

Die Korngrößen bei Nitalätzung entsprechen den Gefügebildern (GB) Nr. und Nr.VII und Nr.VIII nach DIN 50601.

<sup>43</sup> SCHUMANN 1990, 436.

*Rücken*

Die Korngrößen bei Nitalätzung entsprechen den Gefügebildern (GB) Nr. und Nr.VII und Nr.VIII nach DIN 50601.

*Nital**Schneide*

Die Probe besteht aus ferritisch-perlitischem Gefüge und scheint relativ homogen. Es sind, hauptsächlich im oberen Bereich der Probe, einige Schweißnähte zu erkennen, die vermutlich vom Homogenisieren des Ausgangsmaterials stammen. Das Gefüge der Probe und der geringe Kohlenstoffgehalt im Schneidenbereich lässt keine Vermutung auf einen Härteversuch des Messers zu.

*Rücken*

Die Probe des Rückens besteht aus perlitischem-ferritischem Material auf der linken Seite und aus ferritisch-perlitischem Gefüge auf der rechten Seite (vergleiche Taf. 23, 25). Die Schweißnaht, die durch die Mitte der Probe verläuft, trennt die zwei verschiedenen Gefügestrukturen und könnte ein Hinweis auf die Verwendung zweier unterschiedlicher Ausgangsmaterialien sein bzw. auf einen inhomogenen Eisenbarren, der gefaltet wurde. Auch die Ätzung nach Oberhoffer scheint diese Vermutung zu bestätigen.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessungen vergleiche Tafel 24. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 45D, E.

**10. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Schere Fnr. 139/5** (Taf. 26–27)

Gesamtlänge: 20 cm  
Länge Schneiden: 12,8 cm  
Länge Feder: ca. 15,5 cm  
Breite Schere max.: 4,7 cm  
Breite Feder: 1,5 cm  
Probe: Mitte der Feder

*Erhaltungszustand*

Die Schere ist in einem mittelmäßigen Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Das Werkstück ist bereits stark durch Korrosion angegriffen.

*Probenentnahme* (Taf. 50A)

Aufgrund des schlechten Erhaltungszustandes konnte die Schere nur an der Feder beprobt werden, um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken*

Das verwendete Material ist von mittlerem Schlackengehalt. Es sind viele Zonen zu erkennen, in denen sich Einschlüsse befinden. Die Schlacken sind meist klein und rundlich, jedoch

sind auch einige gröbere Schlackeneinschlüsse zu erkennen (vergleiche Taf. 27). Die Homogenisierungsschweißnähte sind im Federinneren teilweise aufgerissen. (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 7.8 und 9.7 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngröße wurde anhand der ehemaligen Korngrenzen, an denen sich der Ferrit gebildet hat, gemessen. Sie entspricht dem Gefügebild (GB) Nr. III und IV nach DIN 50 601.

*Nital*

Im Bereich des Außenrandes ist ein feiner Perlit zu sehen, der Richtung Federmitte in ein ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstätten Struktur übergeht. Auf der linken Seite (vergleiche Taf. 41) ist weiters ein grobkörniger Ferrit zu erkennen. Der Ferrit in Widmannstättenstruktur liegt fast ausschließlich an den ehemaligen Austenitkorngrenzen.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 26. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 46A.

**11. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd:****Schere Fnr. 160/5** (Taf. 28–29)

Gesamtlänge: 18,5 cm  
Länge Schneiden: 12,5 cm  
Länge Feder: ca. 12 cm  
Breite Schere max.: 3,8 cm  
Breite Feder: 1,2 cm  
Probe: Mitte der Feder

*Erhaltungszustand*

Die Schere ist in einem sehr schlechten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Korrosion ist bereits weit fortgeschritten.

*Probenentnahme* (Taf. 50B)

Aufgrund des schlechten Erhaltungszustandes konnte die Schere nur an der Feder beprobt werden um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken*

Neben mehreren länglich eingestreckten Schlackenzeilen, die vermutlich entlang der Homogenisierungsschweißnähte liegen, sind viele kleine Schlackeneinschlüsse zwischen den Ferritkörnern zu erkennen (vergleiche Taf. 45). (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.6–6.7 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht dem Gefügebild (GB) Nr.V–VI nach DIN 50 601.

*Nital*

Es ist ferritisches Material zu erkennen mit divergierenden Korngrößen. Entlang der Schlackenzeilen, die vermutlich entlang der Homogenisierungsschweißnähte liegen, sind die Körner des Ferrits näher zusammen und nicht durch Schlackeneinschlüssen getrennt. Die Korrosion ist bereits weit vorgeschritten und es ist nur mehr der innerste Kern der Feder erhalten.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 28. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 46B.

## 12. Sommerein – Flur Wolfsbründl 1909: Lanzenspitze 128 (Taf. 30–31)

Gesamtlänge: 32 cm  
Länge Blatt: 24, 5 cm  
Breite max. Blatt: 6 cm  
Dicke Mittelgrat: 0,5–1,6 cm am Blattende  
Breite Mittelgrat: 0,5–1,5 cm am Blattende  
Schaft max.: 2, 4 cm  
Tiefe Schaft: 7,8 cm  
Probe: 7 cm von Spitze

*Erhaltungszustand*

Die Lanzenspitze ist bis auf wenige Fehlstellen in einem guten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Der Schaft ist nicht komplett erhalten. Es sind zwei Löcher zu erkennen, die wahrscheinlich durch Korrosion entstanden sind, eines jedoch erweckt den Anschein als könnte es intentionell gefertigt worden sein um die Befestigung der Lanze am Stiel zu unterstützen jedoch kann diese Vermutung nicht gesichert werden.

Der Mittelgrat ist massiv geschmiedet und nur wenig zueinander versetzt.

*Probenentnahme* (Taf. 50C)

Die Probe wurde im vorderen Drittel der Blattspitze entnommen, um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken* (nach DIN 50601)

Das verwendete Material ist von mittlerem Schlackengehalt. Im Bereich der Schneide sind drei Schlackenbänder zu erkennen. Die linksseitige ist von länglicheren eingestreckten Schlacken gekennzeichnet (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.7 und 7.6 nach DIN 50 602), in der Mitte erkennt man sowohl körnig wie auch längliche Schlackeneinschlüsse (entsprechen etwa Bildreihen 7.3–7.5 und 8.2–8.3 nach DIN 50 602). Im rechten Bereich befinden sich einige größere Schlacken (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.8 und 8.7 nach DIN 50 602).

Im Mittelbereich der Probe sind die Schlacken länglich eingestreckt (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.8 nach DIN 50 602) und im Bereich der Mittelgrate der Lanzenspitze

erkennt man grobkörnige Schlacken (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 8.7–8.8 und 6.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr. III–VIII nach DIN 50601.

*Nital*

An der Schneide ist perlitisches Gefüge feststellbar, das teilweise in martensitisches Gefüge übergeht. In der Mitte der Probe ist perlitisch-ferritisches Gefüge zu erkennen, das zum Randbereich in ferritisch-perlitisches Gefüge übergeht. Das Gefüge im Bereich der Mittelgrate besteht aus ferritischem Gefüge.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 30. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 47A.

## 13. Oggau: Lanzenspitze 1 (Taf. 32–33)

*Erhaltungszustand*

Die Lanzenspitze ist in einem relativ guten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Tülle ist etwas lückenhaft, jedoch der Lanzenkörper gut erhalten, er weist nur wenige Fehlstellen auf.

*Probenentnahme* (Taf. 50D)

Die Lanze wurde in der Mitte beprobt, um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken*

In der Probe sind mehrere Schlackeneinschlüsse zu erkennen (vergleiche Taf. 33). An der Spitze sind einige länglich eingestreckte Schlacken neben vielen kleinen rundlichen Einschlüssen gelegen.

Die kleinen rundlichen Einschlüsse sind auf der gesamten Probe zu beobachten. Im Bereich der Grate sind die Schlacken etwas gröber und unregelmäßiger verteilt. (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 8.4–8.7 und 9.6–9.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht dem Gefügebild (GB) Nr. II nach DIN 50 601.

*Nital*

Der gesamte Bereich der Probe besteht aus einem grobkörnigen Ferrit.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 32. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 47B.



**14. Oggau: Lanzenspitze 2** (Taf. 34–35)*Erhaltungszustand*

Die Lanzenspitze ist in einem guten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Sie ist gut restauriert, jedoch sind die Seiten durch Korrosion lückenhaft und nicht vollständig erhalten. Auch der Schaft ist durch Korrosion nicht komplett. Der Lanzenkörper ist leicht verbogen.

*Probenentnahme* (Taf. 50E)

Die Lanze wurde in der Mitte beprobt, um einen Querschliff anzufertigen.

*Schlacken*

Die Lanzenspitze weist nur einen geringen Anteil an Schlacken auf (vergleiche Taf. 35). Die wenigen Einschlüsse sind relativ grobkörnig und eher am Rand und an der Spitze angesiedelt. (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 9.7–9.8 und größer nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht dem Gefügebild (GB) Nr. I–II nach DIN 50 601.

*Nital*

Der Kern der Probe besteht aus einem feinstreifigen Perlit, der zu allen Seiten in ein ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur übergeht. An der Spitze und zur rechten Seite des Mittelgrats geht das ferritisch-perlitische Gefüge in einen grobkörnigen Ferrit über.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 34. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 47C.

**15. Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd: Schwert Fnr. 127/4** (Taf. 36–37)

Gesamtlänge: 74 cm  
Länge Griffdorn: 10,5 cm  
Breite Griff: 0,9 cm  
Dicke Griff: 0,3 cm  
Max. Breite : 4 cm  
Breite Mittelgrat: 0,5 cm  
Probe : 10 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Schwert ist in einem mittelmäßigen Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Länge ist nicht komplett erhalten und die Seiten sind durch Korrosion zum Teil nicht vollständig. Der Klingenanatz ist an einer Seite leicht abgeschrägt, jedoch ist nicht zu erkennen, ob dies intentionell geschah.

*Probenentnahme* (Taf. 50F)

Das Schwert Mannersdorf/Flur Reinthal Süd 127/4 war bereits stark korrodiert, so dass nur eine Probe entnommen wurde, die nicht über die Mitte des Schwertes geführt werden konnte und ein Querschliff angefertigt.

*Schlacken* (nach DIN 50601)

Das Material ist relativ schlackenarm, nur in der Mitte befinden sich einige größere körnige Schlacken (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 8.7 und 8.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße*

Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.V–VII nach DIN 50 601.

*Nital*

Der Anschliff lässt sich in vier Zonen unterteilen. An der linken Seite befindet sich perlitisches Gefüge, welches bis zur Schneide reicht. Im Mittelbereich und zur rechten Seite hin ist ferritisch-perlitisches Gefüge zu erkennen, das stellenweise als Widmannstättengefüge ausgebildet ist. Am rechten Rand zeigt sich noch einmal ein schmaler Streifen perlitischen Gefüges, daran schließt ein schmaler Streifen ferritisch-perlitisches Gefüge an. (vergleiche Taf. 61).

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafel 36. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 48A.

**16. Au/Leithagebirge: Schwert** (Taf. 38–42)

Gesamtlänge: 71 cm  
Länge Griffdorn: 10 cm  
Breite Griff: 0,7–1,2 cm  
Dicke Griff: 0,6 cm  
Max. Breite: 4 cm  
Breite Mittelgrat: 0,5 cm  
Probe Spitze: 5,5 cm  
Probe Mitte: 22 cm  
Probe Griffdorn: 59 cm von der Spitze

*Erhaltungszustand*

Das Schwert ist in einem gut restaurierten Zustand in das metallurgische Labor gelangt. Die Korrosion ist komplett entfernt. Die Spitze (die ersten 10 cm) ist sehr gut erhalten. In der Mitte sind mehrere Fehlstellen zu erkennen, die ursprüngliche Breite ist nicht mehr erhalten. Der Griffdorn dürfte jedoch noch in seiner ursprünglichen Länge erhalten sein.

*Probenentnahme* (Taf. 50G)

Zur Herstellung eines Querschliffs wurde das Schwert an der Spitze, in der Mitte und am Griffangelansatz beprobt.

*Schlacken**Probe Spitze*

Die Probe ist von mittlerem Schlackengehalt. Im Klingenkörper sind einige länglich eingestreckte und einige körnige Schlacken vorhanden (vergleiche Taf. 38, 40). An der Schneide sind ausschließlich körnige Schlacken zu erkennen (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.6–6.7 und 9.8 nach DIN 50 602).

*Probe Mitte*

Die Probe ist ebenfalls von mittlerem Schlackengehalt (vergleiche Taf. 38, 40). Auch hier sind zur Klingennitte hin vermehrt länglich eingestreckte Schlacken zu beobachten, jedoch weniger körnige Einschlüsse als in der Probe der Spitze. Nur zur Schneide hin werden die Schlackeneinschlüsse etwas runder. Der Schlackengehalt an der Schneide ist bei der Probe Mitte weit geringer, als bei der Probe Spitze. (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.7–6.8 und 7.7–7.8 nach DIN 50 602).

*Probe Griffangel*

Zur Klingennitte hin sind die wenigen Schlacken länglich eingestreckt (vergleiche Taf. 42). Es zeigen sich nur wenige rundliche Schlacken. Eine größere lang gezogene Schlackenzeile dominiert das Bild der Probe. Sie zieht sich von der Schwertmitte bis zur Probenmitte und wird zunehmend verzweigter und gröber. Entlang dieser ist die Korrosion weit in die Probe eingedrungen.

Eine zweite markante Schlackenzeile findet sich an der linken Seite der Probe im unteren Drittel zur Schneide des Schwertes. Auch hier ist die Korrosion weit eingedrungen. (entsprechen etwa Bildreihen-Schaubild 6.7–6.8 und 9.8 nach DIN 50 602).

*Korngröße**Probe Spitze*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VII–VIII nach DIN 50 601.

*Probe Mitte*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VII–VIII am Rand und VI in der Mitte der Probe nach DIN 50 601.

*Probe Griffangel*

Die Korngröße bei Nitalätzung entspricht den Gefügebildern (GB) Nr.VII–VIII nach DIN 50 601.

*Nital**Probe Spitze*

Die Gefügestruktur besteht zum größten Teil aus Perlit, der an der Schneide etwas feinstreifiger ist, in der Mitte der Probe etwas gröber erscheint bzw. der Zementit ist gröber ausgeformt. In der Mitte der Probe zeigt sich am linken Rand eine Schweißnaht, die vermutlich beim Homogenisieren des Ausgangsmaterials entstanden ist. Diese ist nicht in der Probenmitte zu erkennen. Zur Schwertmitte hin verändert sich die Gefügestruktur ein wenig und zeigt am linken Rand ein perlitisch-ferritisches Gefüge, wobei der Ferrit zu einem großen Teil entlang ehemaliger Korngrenzen ausgebildet ist.

Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 48D.

*Probe Mitte*

Der Schliff weist zwei markante Gefügebilder auf. Die linke Seite ist ganz am Rand von einem ferritisch-perlitischem Gefüge geprägt, welches zur Mitte hin in ein perlitisch-ferritisches Gefüge übergeht. Ab der Mitte der Probe ist nur noch Perlit vorhanden, der zunächst etwas gröber ausgeformt ist und gegen den rechten Rand ziehend immer feiner wird. Die Gefügestruktur der linken Seite ist nicht komplett durchgehend, sondern bricht zur Mitte des Schwertes hin ab und geht auch hier in eine perlitische Struktur über. Die Zweiteilung der Gefügestruktur zieht sich jedoch bis in die Schneide, wobei der Ferritgehalt hier sehr gering und nur an den ehemaligen Korngrenzen ausgebildet ist.

*Probe Griffangel*

Fast der gesamte Schliff besteht aus einem ferritisch-perlitischem Gefüge, das in sich jedoch sehr inhomogen erscheint. An der Schneide ist der Ferrit sehr feinkörnig und fast in gleichem Maße wie der Perlit vorhanden. Ab dem unteren groben aufkorrodierten Schlackeneinschluss wird der Ferrit etwas größer und im Gefüge deutlich gegenüber dem Perlit vorrangig. In der Mitte der Probe treten die größten Ferritkörner auf, jedoch wurden die beiden Seiten, getrennt durch die markante Schlackenzeile unterschiedlich entwickelt. An der rechten Seite bleibt der Ferrit länger grobkörnig und wird erst im oberen Drittel zur Klingennitte hin feinstreifiger bis fast hin zu einer Widmannstätten ähnlichen Struktur. Zur linken Seite der Schlackenzeile ist der Ferrit etwas kleiner und stärker durchmischt mit perlitischem Gefüge. Diese Gefügestruktur geht im oberen Drittel dann vollständig in ein perlitisches Gefüge über.

Ätzung nach Oberhoffer und Härtemessung vergleiche Tafeln 39 und 41. Schematische Darstellung der Gefügeverteilung vgl. Taf. 48B.

## Interpretation

Der Niet des Messers Mannersdorf Fnr. 4/20 besteht aus einem kohlenstoffreichen Material welches als perlitisches Gefüge ausgebildet ist. Nur am Nietkopf sind nach der Ätzung mit Oberhoffer weniger Legierungselemente zu erkennen, hier ist auch die Härte des Gefüges etwas geringer (321 HV 0,5/15), als im Rest des Nietkörpers. Durch das zusätzliche Kompriemieren des Materials beim Einschlagen des Niets reichen die Härtewerte von 330 bis 350 HV 0,5/15. An der Basis des Niets sind deutliche Verformungsspuren des Gefüges zu erkennen, die ebenfalls beim Einschlagen des Niets zustande gekommen sind. Die Halterung des Messergriffs weist unterschiedlichere Gefügestrukturen auf. Die Seite näher des Nietkopfes ist von perlitischer Struktur, jedoch nicht von gleicher Härte wie der Niet. Das Material scheint mindestens einmal gefaltet worden zu sein, es sind auf einer Seite die Reste zweier Schweißnähte zu erkennen. Die Härtewerte der Halterung bewegen sich zwischen 300 HV 0,5/15 und 315 HV 0,5/15. Die Seite in der Nähe der Nietbasis ist flacher ausgeschmiedet als die gegenüberliegende. Auch hier ist perlitisches Gefüge zu erkennen, die Härtewerte liegen bei 230 HV 0,5/15.

Das Material des Klingenkörpers besteht aus weitgehend unlegiertem Material, das mehrmals gefaltet wurde. Es sind mehrere Homogenisierungsschweißnähte zu

erkennen entlang derer sich auch die länglichen Schlackeneinschlüsse befinden. Das Material besteht aus ferritisch-perlitischem bis perlitisch-ferritischem Gefüge, wobei im unteren Drittel zur Schneide hin perlitisch-ferritisches Gefüge zu erkennen ist. Das Ausgangsmaterial, wobei es sich vermutlich um Stahl gehandelt hat, wurde gefaltet und ausgeschmiedet, der Griff ist ebenfalls aus dem Material ausgeschmiedet. Am Ende des Griffes wurde das Material gespalten, flächig ausgeschmiedet und mit Hilfe eines Niets am unteren Klingensatz befestigt.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 13/19 wurde vermutlich aus zwei verschiedenen Stählen unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts oder einem sehr inhomogenen Eisenbarren geschmiedet. Das Material ist relativ schlackenreich, wobei sich die Schlacken hauptsächlich entlang der Homogenisierungsschweißnähte<sup>44</sup> befinden. Bei der Probe aus dem Rückenbereich sind unterschiedliche Kohlenstoffgehalte auch im Gefüge zu erkennen. Es wechseln sich perlitisch-ferritische Gefüge mit ferritisch-perlitischen Gefügen ab. Am Rücken selbst ist Perlit vorherrschend. Die Probe der Schneide besteht aus Perlit, es sind nicht so viele Schlacken wie im Rückenbereich zu erkennen, jedoch befinden sie sich auch hier entlang der ehemaligen Homogenisierungsschweißnähte. Das Gefüge des Messers lässt eine Wärmebehandlung vermuten. Die Härtewerte des Messers liegen im Rückenbereich zwischen 200 HV 0,5/15 und 330 HV 0,5/15, eine Gefügezeile weist Werte unter 130 HV

0,5/15 auf. Die Härtewerte der Schneide liegen zwischen 300 HV 0,5/15 und 400 HV 0,5/15.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 29/6 zeigt lagigen Aufbau und das Gefüge besteht aus feinkörnigem Ferrit. Das Ausgangsmaterial wurde vermutlich mehrmals gefaltet und homogenisiert, wobei die Homogenisierungsschweißnähte anhand der Schlackenzeilen noch deutlich sichtbar sind. Die Härtewerte liegen zwischen 100 HV 0,5/15 und 150 HV 0,5/15. Die Schneide weist keinerlei Spuren einer Nachbearbeitung auf um eine bessere Qualität zu erzielen. Das Messer ist von einfacher Machart. Der Prozess des Homogenisierens bedarf einiger Erfahrung, jedoch wurden weitere Maßnahmen zur Verbesserung des Messers unterlassen. Es ist anzunehmen, dass sich die Klinge im alltäglichen Gebrauch sehr schnell abgenutzt hätte und ein oftmaliges Nachschleifen vonnöten gewesen wäre. So ist bei diesem Messer zu überlegen, ob es nicht „nur“ gefertigt wurde um kurze Zeit später vergraben zu werden.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 116/7 konnte aufgrund der vorangeschrittenen Korrosion nur am Rücken beprobt werden. Die Probe zeigt, dass das Material sehr schlackenreich ist, wobei sich eine längliche Schlacke markant durch die Mitte des Rückens zieht. Sie liegen vermutlich zu einem Großteil an den Homogenisierungsschweißnähten. Zur Spitze hin laufend ist ein schmales Band höherer Legierungs-Zusammensetzung zu erkennen, das vielleicht bei der letzten Faltung des Materials eingearbeitet wurde. Das Gefüge zeigt im Rückenbereich ein perlitisches Gefüge, zur Mitte des Messers hin ist ein ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur zu erkennen. Die Härtewerte liegen zwischen 120 HV 0,5/15 und 140 HV 0,5/15 im unteren Bereich und zwischen 160 HV 0,5/15 und 260 HV 0,5/15 im Rückenbereich. Vermutlich wurde das Messer abschließend einer Wärmebehandlung unterzogen, um das Material widerstandsfähiger zu machen.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 145/2 wurde aus zwei Lagen Metall unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts geschmiedet. Es scheint, als wären zuerst die beiden Eisenbänder zusammengeschweißt und dann der Längsseite nach gefaltet worden sein, sodass die kohlenstoffreiche Zone im Inneren liegt und die kohlenstoffarme außen, wobei das innere Band einen markant höheren Schlackengehalt aufweist. Die Schweißnaht ist gut ausgeführt und lässt sich bis in den Schneidenbereich verfolgen. Die gesamte Probe zeigt ein gleichmäßig ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur. Die Härtewerte im Klingenkörper liegen zwischen 120 HV 0,5/15 und 200 HV 0,5/15, im Schneidenbereich sind Werte bis maximal 220 HV 0,5/15 zu messen.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 180/1 wurde aus mindestens zwei Lagen Metall unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts geschmiedet. Das Material wurde mehrmals gefaltet bis es zu seiner endgültigen Form umgearbeitet wurde. Dadurch ist auch

<sup>44</sup> HERDITS 2000.

der streifige Gefügeaufbau entstanden. Die Härtewerte liegen zwischen 130 HV 0,5/15 und 260 HV 0,5/15 im Rückenbereich und zwischen 150 HV 0,5/15 und 270 HV 0,5/15 im Schneidenbereich. Das Material ist von einer starken Inhomogenität gekennzeichnet, es wechseln sich weiche mit härteren Schichten ab, die so eine größere Elastizität des Materials gewährleisten.

Das Messer Mannersdorf–Obere Kirchengasse Fnr. 246 wurde aus mindestens zwei unterschiedlichen Eisen unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts gefertigt. Es wurde mehrmals gefaltet und ausgeschmiedet, wobei im Rückenbereich mehr Schlacken vorhanden sind als im Schneidenbereich; dies ist wahrscheinlich auf den Homogenisierungsprozess zurückzuführen. Auffällig ist, dass das Gefüge im Rückenbereich härter ist als im Schneidenbereich. Im Außenbereich zeigt sich ein perlitisches Gefüge mit Ferrit an den ehemaligen Austenitkorngrenzen und perlitisches-ferritisches Gefüge im inneren Bereich der Rückenprobe. Dies könnte wiederum auf die Längsfaltung des Ausgangsmaterials vor dem Ausschmieden des Messers hindeuten. Die Schneide besteht aus feinkörnigem ferritisch-perlitischem Gefüge, das direkt an der Schneide hohe Härtewerte zeigt. Dies kann auf ein zusätzliches Schmieden der Schneide hindeuten um diese zu härten. Die Härtewerte liegen zwischen 140 HV 0,5/15 und 260 HV 0,5/15 an der Spitze und zwischen 140 HV 0,5/15 und 270 HV 0,5/15 im Rückenbereich.

Das Messer Fnr. 16609/Oggau war bereits so stark korrodiert, dass nur eine Probe aus dem Rückenbereich entnommen werden konnte. Es handelt sich hierbei vermutlich um homogenes Ausgangsmaterial, das mehrmals gefaltet wurde. Dies zeigen auch die Schlackenzeilen und die Homogenisierungsschweißnähte. Bevor das Messer ausgeschmiedet wurde, gab es eine letzte Faltung des Materials entlang der Längsachse. Auch hier ist das Gefügebild ähnlich dem des Messers Fnr. 246/Obere Kirchengasse. Ein härteres perlitisches Gefüge umschließt ein perlitisches-ferritisches Gefüge im Kern der Probe. Aufgrund der geringen Größe der Probe ist eine detailliertere Aussage schwierig, jedoch scheint der Vorgang ähnlich dem bei Messer Fnr. 246/Obere Kirchengasse.

Das Messer Mörbisch 1968 wurde aus mindestens zwei Eisenbarren unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts hergestellt. Auch hier ist eine markante durch die Probe verlaufende Schweißnaht zu beobachten, die vermutlich von der letzten Faltung des Ausgangsmaterials stammt. Aufgrund der Art der Restauration des Messers und der Beschichtung, konnte sich die Ätzung nicht vollständig entwickeln. Auch hier zeigt sich wieder ein Gefüge im Rückenbereich ähnlich dem einiger anderer Messer. Perlitisches Gefüge im Außenbereich und weicherer ferritisch-perlitischer Gefüge im Innenbereich des Messers ist festzustellen. Die Schneide ist hier ebenfalls aus weicherem ferritisch-perlitischen Gefüge. Die Härtewerte liegen in den ferritisch-perlitischen Zonen zwischen 120 HV 0,5/15 und 180 HV 0,5/15 in den perlitischen Gefügezonen

zwischen 180 HV 0,5/15 und 280 HV 0,5/15. Die Spitze der Schneidenzone weist deutlich höhere Werte auf als der Rest der Probe Schneide, bis zu 218 HV 0,5/15, was auf eine Nachbearbeitung des Materials zur Härtung hindeutet.

Die Schere Mannersdorf Fnr. 139/5 konnte aufgrund der starken Korrosion nur an der Feder beprobt werden. Bemerkenswert ist, dass die Feder auch nach so langer Zeit im Boden noch elastisch ist. Der Bereich besteht aus Eisen das kohlenstoffarm und weitgehend unlegiert ist. Er wurde mehrmals gefaltet und danach länglich ausgeschmiedet, was sich in den länglichen Schlackenzeilen in der Probe zeigt. Im Randbereich der Probe zeigt sich ein perlitisches Gefüge zur Mitte der Feder hin geht dieses in ein perlitisches-ferritisches Gefüge in Widmannstädtischer Struktur über, jedoch zeigt sich dieses nur im Randbereich, so dass ein harter Kern in der Mitte von weichen Randzonen flankiert wird. Dies führt zu einer besseren Elastizität der Feder.

Auch bei der Schere Mannersdorf Fnr. 160/5 zeigt sich, dass das Ausgangsmaterial mehrmals gefaltet und danach länglich ausgeschmiedet wurde. Es sind nach der Ätzung mit Oberhoffer Spuren von Legierung zu erkennen, jedoch nicht wesentlich mehr als bei der Schere Fnr. 139/5. Das Gefüge besteht aus feinkörnigem Ferrit. Dies kann auf ein längeres Weichglühen hindeuten. Auch hier blieb die Elastizität erhalten.

Das Material der Lanzenspitze Sommerein-Wolfsbründl Fnr. 128 besteht aus mindestens zwei verschiedenen Stählen unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts, die miteinander verschweißt und mehrmals gefaltet wurden, um das Eisen zu homogenisieren.

Bei der Ätzung nach Oberhoffer zeigt sich, dass der Homogenisierungsprozess oftmals wiederholt wurde. Die Schlacken sind länglich eingestreckt und befinden sich entlang der Homogenisierungsschweißnähte. Die Mittelgrate wurden vermutlich über einem Gesenk gefertigt. Sie zeigen grobkörniges ferritisches Gefüge und sind mit größeren rundlichen Schlackeneinschlüssen durchzogen. Dies kann darauf hindeuten, dass die Grate nicht nachbearbeitet wurden. Zwischen den Graten befindet sich ferritisch-perlitisches Gefüge, das zur Spitze hin in ein perlitisches-ferritisches dann in ein perlitisches Gefüge übergeht. An der Spitze sind größere Bereiche zu sehen, die martensitisches Gefüge aufweisen. Dies deutet auf eine Aufkohlung der Lanzenspitze hin und stellt dieses Stück technologisch an die Spitze der untersuchten Eisengegenstände. Die Härtewerte an der Spitze liegen zwischen

500 HV 0,5/15 und 680 HV 0,5/15. Der Rest der Lanzenspitze zeigt Werte zwischen 140 HV 0,5/15 und 250 HV 0,5/15.

Die Lanzenspitze Oggau 1 wurde aus einem homogenen Eisenbarren gefertigt. Es zeigen sich nur sehr geringe Legierungselemente. Der Stahl wurde länglich ausgeschmiedet und dann zur Lanzenspitze umgeschmiedet. Es wurde für die Mittelgrate kein Gesenk verwendet, sondern sie wurden direkt aus dem Material ausgeschmiedet. Das Gefüge besteht im gesamten Probenkörper aus gleichmäßigem Ferrit. Auch die

Schlackeneinschlüsse lassen keine Vermutung auf eine besondere Verarbeitung der Lanzenspitze zu. Nur eine der länglichen Schlackenzeilen an der Spitze könnte ein Hinweis auf eine einmalige Faltung des Ausgangsstabes sein. Die Härtewerte liegen zwischen 80 HV 0,5/15 und 110 HV 0,5/15.

Die Probe der Lanzenspitze Oggau 2 zeigt in der Oberhofferätzung zwei markante Zonen. Eine weitgehend unlegierte und eine legierte, die die Probe der Länge nach trennen. Auch in der Ätzung mit 3% Nitallösung sind diese Zonen zu erkennen. Die unlegierte Seite besteht aus feinstreifigem perlitischem Gefüge, die Legierte geht von einem ferritisch-perlitischen in ein grobkörnig ferritisches Gefüge über. Auch die Spitze der Probe besteht aus grobkörnigem Ferrit. Die Grate der Lanze sind wie die der Lanzenspitze (kurz) aus dem Material direkt herausgearbeitet worden. Die Härtewerte liegen zwischen 150 HV 0,5/15 und 180 HV 0,5/15. In einer Zone vor der Spitze konnte ein Wert von 429 HV 0,5/15 gemessen werden, dies ist vermutlich auf ein Legierungselement in diesem Bereich zurückzuführen.

Die Ätzung nach Oberhoffer zeigt, dass das Schwert Mannersdorf Fnr. 127/4 aus mindestens zwei Eisenbarren unterschiedlichen Kohlenstoffgehalts zusammengeschweißt und dann gefaltet wurde. Dadurch entsteht ein Gefüge, in dem sich weichere mit härteren Zonen abwechseln, um eine gewisse Elastizität zu gewährleisten. Die Schneide scheint in dem beprobten Abschnitt des Schwertes nicht bearbeitet zu sein.

Nach der Ätzung mit Oberhoffer sind bei der Probe des Schwertes Au/Leithagebirge mehrere Schweißnähte zu erkennen, die vermutlich vom Homogenisieren des Ausgangsmaterials stammen. Die Probe Spitze lässt sogar vermuten, dass die Schneide aufgeschweißt wurde, jedoch ist dies in den anderen Proben nicht zu verifizieren. Die Gefügeverteilung lässt weiters annehmen, dass zwei verschiedene Materialien unterschiedlicher Legierung verwendet wurden, jedoch mit ähnlichem Kohlenstoffgehalt. In der Probe Griffangel ist eine der Homogenisierungsschweißnähte nicht vollständig verarbeitet worden und etwas aufkorrodiert. Auch ist in diesem Bereich das Gefüge weicher. Die Härtewerte liegen zwischen 90 HV 0,5/15 und 190 HV 0,5/15. Die beiden Proben Mitte und Spitze zeigen ein etwas härteres Gefüge mit Werten zwischen 130 HV 0,5/15 bis 280 HV 0,5/15. Die Schneiden sind jeweils etwas härter und deuten auf eine Nachbearbeitung hin, jedoch gibt es keine Anzeichen für eine Aufkohlung der Klinge. Das Schwert ist lagig aufgebaut und ist im Bereich der Schneide etwas härter. Der Bereich der Griffangel ist in der Ausführung nicht von gleicher Qualität wie der Rest der Probe.

<sup>45</sup> Exemplarisch sei auf folgende Publikationen verwiesen: PLEINER 1982; MAURER 1993; MIHOK, PRIBULÁ, PIETA 2000; PRESSLINGER 1998/99; SCHAABER 1963; SALA 1990.

<sup>46</sup> Beschreibung eines Homogenisierungsprozesses bei: HERDITS 1998. Es wird beschrieben, dass die Luppe, nachdem diese zu einem rechteckigen Quader geschmiedet wurde, in diesem Verarbeitungsstadium noch immer schwer schmiedbar ist, da durch grobe Inhomogenitäten in der Koh-

## Zusammenfassung

Die untersuchten Fundstücke aus dem Gräberfeld Mannersdorf und Umgebung zeigen in ihrer Herstellungstechnologie und Ausführung ein relativ einheitliches Bild, das der Technologie der Latènezeit entspricht.<sup>45</sup> Weiters zeigen die für die Herstellung verwendeten Ausgangsmaterialien in Mannersdorf sehr unterschiedliche Elementgehalte. Die starke Inhomogenität des verwendeten Eisens kann darauf hindeuten, dass für die Produktion aus mehreren Erzbasen importiert wurde.

Die Herstellungs- und Bearbeitungstechnologie der Stücke ist sehr ähnlich, jedoch ist nicht festzustellen, ob es sich hier um einen Werkstattkreis handelt. Bei einem Großteil der Stücke konnte ein Homogenisierungsprozess<sup>46</sup> festgestellt werden, um die Qualität des Materials zu verbessern.

Bei den Messern Mannersdorf Fnr. 13/19, Fnr. 116/7, Fnr. 180/1, Fnr. 246/Obere Kirchengasse, Oggau 16609 und Mörbisch 1968 handelt es sich um Hiebmesser, die annähernd die gleichen Ausmaße haben, jedoch alle unterschiedliche Griffe aufweisen. Die Messer Fnr. 13/19, Fnr. 116/7 und Fnr. 246/Obere Kirchengasse haben einen Knauf, der unterschiedlich ausgeformt ist. Er diente vermutlich nur als Verzierungselement. Die Griffe der Messer Fnr. 180/1 und „Mörbisch“ sind einfacher ausgeformt. Das Ende des Messers Mörbisch 1968 wurde sogar länglich ausgeschmiedet und danach eingedreht. Die Messer scheinen jedoch alle einen ähnlichen metallurgischen Aufbau zu haben. Das Ausgangsmaterial wurde homogenisiert und dann ausgeschmiedet. Es scheint, dass es vor der endgültigen Formgebung noch eine abschließende Faltung entlang der Rückenachse gegeben hat bzw. ein Barren der der Längsachse nach gespalten und danach zusammengeschweißt wurde. Dies erzielte durch die Inhomogenität des Ausgangsmaterials unterschiedliche Ergebnisse bei der Zusammensetzung. Es wäre bei einer Schweißung eine Gefügesymmetrie zu erwarten, die sich jedoch nicht in allen Fällen entwickelt.

Bei dem Messern Fnr. 246/Obere Kirchengasse entstand so ein harter Kern mit weichem Mantel, die Schneide selber ist jedoch wieder weicher, was vermutlich durch eine Wärmebehandlung passierte, bei der die Abkühlgeschwindigkeit zu gering war. Bei den Messern „Mörbisch“ und Oggau 16609 zeigt sich ein umgekehrtes Bild. Ein weicher Kern wird von härterem Material umgeben, die Schneide ist, soweit beprobt werden konnte, ebenfalls weicher. Dem gegenüber ist das Messer Fnr. 12 aus Grab 562 aus Pottenbrunn<sup>47</sup> zu stellen. Auch

lenstoffverteilung bei einer Wärmebehandlung (härten, anlassen) immer wieder Risse entstanden. Ebenso führte das Aufplatzen grober Schlackeneinschlüsse zur Zerstörung der Werkstückoberfläche. Erst durch weiteres Ausschmieden der Luppe zu einem Flachstab (vgl. HERDITS 1998, 74, Abb. 6) und Faltung zu einem Paket sowie der anschließenden Feuerschweißung konnte eine akzeptable Qualität des Schmiedeeisens erzielt werden.

<sup>47</sup> HERDITS 2002.

hier zeigt sich ein weiches Gefüge in der Mitte mit einer senkrecht verlaufenden Hauptschweißnaht, umgeben von etwas härterem Gefüge an den Rändern. Auch der streifige Aufbau der Messer aus Mannersdorf ist denen in Pottenbrunn ähnlich. Bei einem Vergleich der Fundstücke mit der Ätzung nach Oberhoffer zeigte sich, dass ein ähnlicher Schmiedeprozess bei den Stücken angewendet wurde.

Auch für das Messer Fnr. 145/2 ist im Gräberfeld von Pottenbrunn ein Vergleichsstück zu finden. Der Griff des Messers Fnr. 7 aus Grab 2 ist, gleich dem aus Mannersdorf, mit Nieten befestigt worden, die Griffangel fehlt. Auch die geschwungene Form ist gleich. Jedoch ist die Schmiedetechnik eine andere. Das Messer aus Pottenbrunn wurde nach dem Schmieden im kalten Zustand bearbeitet. Dies wird durch in den Ferritkernen auftretenden Gleitlinien sichtbar. Das Messer aus Mannersdorf hingegen zeigt keinerlei Hinweise auf Schmiedeprozesse im kalten Zustand. Eine Schweißnaht in der Mitte des Messers zeigt, dass das Material vor dem Schmiedevorgang nochmals der Länge nach gefaltet wurde. Trotz der unterschiedlichen Kohlenstoffgehalte der Stähle besteht das Material aus einem gleichmäßigen ferritisch-perlitischen Gefüge in Widmannstädtischer Struktur. Das Messer wurde nach dem Schmiedeprozess vermutlich nochmals abschließend erwärmt und über einen längeren Zeitraum abgekühlt.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 29/6 ist ein kleineres Schneidmesser, für fast jede Funktion im alltäglichen Gebrauch zu benutzen. Auch hier wurde das Material mehrmals gefaltet, bevor es zu seiner endgültigen Form ausgeschmiedet wurde. Das Gefüge besteht aus feinkörnigem Ferrit und weist keinerlei feststellbare Anzeichen auf eine Nachbearbeitung im warmen oder kalten Zustand auf. Das Messer ist einem Fundstück, Messer Fnr. 56<sup>48</sup>, aus Schwarzenbach zur Seite zu stellen. Auch hier zeigt sich ein ausgeprägtes Zeilengefüge, das durch mehrfaches Falten des Ausgangsmaterials entstand.

Das Messer Mannersdorf Fnr. 4/20 stellt durch sein Design eine Besonderheit dar. Das Ausgangsmaterial wurde mehrmals gefaltet und ausgeschmiedet. Die Klinge zeigt zwei verschiedene Gefüge; im Mittelbereich ferritisch-perlitisches Gefüge, das im Schneidenbereich in perlitisch-ferritisches Gefüge übergeht.

Die Griffangel wurde länglich ausgeschmiedet und gebogen, der Endteil geteilt und die Enden flächig ausgeschmiedet. Um die angewendete Schmiedetechnologie mit der die beiden Endteile an das Messer befestigt wurden beurteilen zu können, wurde an geeigneter Stelle eine Probe entnommen. Es zeigte sich, dass die Griffangel an den Klängenansatz mit einem Niet befestigt wurde. Diese Methode bietet bei guter Verarbeitung den bestmöglichen Halt des Griffes und wurde im Fall des Messers Fnr. 4/20 gut ausgeführt.

Die Herstellungstechniken der Messer zeigen, dass die Schmiede bereits gute Kenntnisse des Materialverhaltens ihrer Werkstücke besaßen. Es konnte zwar kein Prozess der Aufkohlung festgestellt werden, doch wurde das Materialverhalten durch Homogenisieren und Doppeln deutlich verbessert. Ebenfalls konnte festgestellt werden, dass der Vorgang der Wärmebehandlung in unterschiedlicher Intensität und Ausführung bekannt war und in der Produktion der Messer angewendet wurde. Der Prozess des Homogenisierens erfordert ebenfalls einige Erfahrung des Schmiedes. Er ist, wie bei den Funden in Mannersdorf zu erkennen war, jedoch nicht immer zum Vorteil der Klängen verlaufen. Es zeigt sich, dass die Kenntnisse über verbessernde Schmiedetechniken und Materialprüfverfahren bereits bekannt waren, jedoch ist eine Aussage zum Stand des Wissens in diesem Bereich noch nicht möglich.

Lanzenspitze Oggau 1 wurde aus einem relativ homogenen Barren Eisen gefertigt. Der Barren wurde ohne Homogenisierung zu einem länglichen Stab ausgeschmiedet, der zu der Lanzenspitze ausgearbeitet wurde. Die Mittelgrate wurden ohne Gesenk direkt aus dem Material herausgearbeitet. Das Gefüge im gesamten Probenbereich besteht aus gleichmäßig grobkörnigem Ferrit.

Die Lanzenspitze Oggau 2 ist von ähnlichem Aufbau, auch hier ist der Mittelgrat nicht abgesetzt, sondern direkt aus dem Material herausgearbeitet. Es entsteht ein rhomboider Querschnitt der Lanze. Die längere Lanzenspitze zeigt jedoch einen differierenden Aufbau im Gefüge zur kürzeren Lanzenspitze (beide Oggau). Auf der rechten Seite ist grobkörniger Ferrit zu erkennen, der zur linken Seite der Probe in Perlit übergeht (vergleiche Tafel 34). Das perlitische Gefüge zieht sich über die gesamte Seite bis zur Spitze hin, die jedoch wieder aus weicherem Ferrit besteht. Der starke Kontrast im Gefüge ist vermutlich auf die unterschiedlichen Legierungselemente des Eisens zurückzuführen (vergleiche Tafel 35).

Die Lanzenspitze Sommerein-Wolfsbründl Fnr. 128 zeigt ein anderes Bild, als die Lanzenspitzen aus Oggau. Die Mittelgrate sind über einem Gesenk herausgearbeitet und weisen größere Schlacken auf als der Rest der Probe. Das Gefüge im Bereich der Mittelgrate ist weicher und besteht aus grobkörnigem Ferrit. Der Lanzenkörper ist von einem unterschiedlichen Aufbau gekennzeichnet. Im Mittelbereich ist weiches ferritisch-perlitisches Gefüge zu sehen, das zur Spitze hin in perlitisches Gefüge übergeht (vergleiche Tafel 31). Bemerkenswert ist, dass die Spitze offensichtlich aufgekohlt wurde um eine höhere Härte des Materials zu erzielen. Da die Aufkohlung nur im vorderen Schneidenbereich zu erkennen ist, stellt sich die Frage wie diese durchgeführt wurde. Es ist jedoch zu vermuten, dass der Lanzenkörper abgedeckt wurde, um ein Eindiffundieren des Kohlenstoffs zu verhindern. Eine Möglichkeit des Prozesses des Aufkohlens wird von Hannes Her-

<sup>48</sup> MEHOFER, VIAS.

dits<sup>49</sup> in einem Experiment beschrieben. Für diesen Prozess ist ein gezieltes Wissen notwendig. Es scheint, als würde die Lanzenspitze vom technologischen Standpunkt her nicht in das restliche Bild der untersuchten Stücke passen. Es ist bei diesem Fundstück an Importware<sup>50</sup> zu denken.

Beide Scheren, Mannersdorf Fnr. 139/5 und Fnr. 160/5, konnten nur an der Feder beprobt werden, deshalb kann keine Aussage über die Qualität der Klingen getroffen werden. Beide Federn wurden aus einem Eisenbarren geschmiedet. Die Materialien wurden mehrmals gefaltet und ausgeschmiedet. Es sind in beiden Proben Schlackenzeilen zu erkennen, die vermutlich durch die Spannung, die beim Schneiden entsteht, etwas aufgesprungen sind. Das Gefüge in Schere Fnr. 160/5 ist feinkörnig-ferritisch, in Probe Fnr. 139/5 zeigt sich perlitisches Gefüge am Rücken, das zur Mitte hin in ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmannstättischer Struktur übergeht. Beide Federn der Scheren waren zum Zeitpunkt der Beprobung noch voll funktionsfähig. Die beiden Proben weisen zwar unterschiedliche Gefüge auf, jedoch scheint es als wären beide Scheren gut und zweckdienlich ausgeführt.

Die beiden hier behandelten Schwerter sind von inhomogenem Aufbau geprägt. Die Legierungselementverteilung scheint ungeordnet und nicht beabsichtigt. Das Ausgangsmaterial wurde homogenisiert und danach länglich ausgeschmiedet. Die Schwerter sind in Form und Länge annähernd gleich. Der Klingensatz bei Schwert Mannersdorf Fnr. 127/4 ist einseitig leicht abgeschragt, was eventuell durch eine Beschädigung passiert sein könnte, jedoch zeigt eine Untersuchung an weiteren latènezeitlichen Schwertern, dass es sich hier um ein häufiger vorkommendes Phänomen handelt. Auch die Schwerter von Holubice<sup>51</sup>, Brno-Maloměřice und Křenovice zeigen ähnliche Griffangelansätze wie Schwert Fnr. 127/4 aus Mannersdorf. So ist es eher unwahrscheinlich, dass es sich hier um Zufall bzw. um eine Beschädigung handelt. Viel eher scheint dieses Detail mit Absicht beim Schmiedeprozess eingeflossen zu sein, bzw. bei einem bestimmten Vorgang während des Schmiedeprozesses entstanden zu sein. Es kann sich hier zum Beispiel um eine Verbesserung bei der Halterung des Griffs handeln, es ist jedoch noch nicht geklärt um welche und ob sie wirklich eine Funktion hatte.

Die Werkstücke aus Mannersdorf sind von durchschnittlich guter Schmiedequalität in Bezug auf die Verwendbarkeit der Gegenstände.

<sup>49</sup> H. Herdits beschreibt, dass das Aufkohlen eines Schweißseisenbandes, welches aus zuvor durchgeführten Experimenten zur Eisenerzhütung stammt, zusammengerollt wird und anschließend in einem dicht verschlossenen, mit Holzkohlestaub gefüllten Tongefäß für etwa 2 Stunden bei ca. 800–900°C im offenen Holzfeuer geglüht wird. Das Stück war nach der Behandlung an den Oberflächen aufgekohlt, im Inneren verblieb ein weicher Kern. Der eindiffundierte Kohlenstoff verteilte sich nicht gleichmäßig, sondern wurde an den Gefügeschichtungen und

Es wurden bereits verschiedene Techniken angewendet, die einiger Erfahrung und schmiedetechnischen Wissens bedürfen, jedoch scheint es, dass diese Techniken noch nicht in ausgereifter Form angewendet werden konnten. Das Homogenisieren des Ausgangsmaterials bringt eine gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente, um die Schmiede- und Gebrauchsqualität zu erhöhen. Teilweise ist zu vermuten, dass zwei Stäbe unterschiedlichen Legierungsgehalts zusammengeschweißt und verarbeitet wurden, das heißt, man wusste bereits über die Vorteile Bescheid, Materialien mit unterschiedlichem Materialverhalten in einem Werkstück zu verarbeiten. Die Ausführung der einzelnen Fundstücke zeigt unterschiedliche Ergebnisse. Es scheint als konnte noch nicht genau abgeschätzt werden, in welcher Form sich die Schweißung am positivsten für das Werkstück auswirken würde. Für das Homogenisieren ist die Nutzung des Feuerschweißens von großer Wichtigkeit. Genau diese Homogenisierungsschweißnähte zeigen die Verarbeitungsgenauigkeit des Schmiedes. Die Werkstücke aus Mannersdorf zeigen sehr häufig Schlackeneinschlüsse an diesen Nähten, was zeigt, dass vermutlich noch nicht erkannt wurde, wie weit man beim Homogenisierungsprozess zu gehen hat.

Auffällig ist, dass viele der verwendeten Metalle relativ kohlenstoffarm sind. Der Vorgang des Schmiedens mit kohlenstoffarmen Stählen ist ein Arbeiten bei Temperaturen unter 1000°C, obwohl bei höheren Temperaturen, das Material plastischer wäre und dadurch leichter schmiedbar. Nach dem warmen Schmiedeprozess ist oft eine Bearbeitung im kalten Zustand zu erkennen<sup>52</sup>, die das ferritische Gefüge zwar etwas spröder macht, jedoch auch härter. Bei den Proben aus Mannersdorf sind jedoch abgesehen vom Schwert 127/4 keine Verformungen zu erkennen, die beim Schmieden im Kaltzustand passiert sein könnten. Dies könnte auch daran liegen, dass alle Gegenstände nach dem Überschmieden nochmals geglüht wurden.

Der Prozess des Anlassens wurde bei mehreren Stücken vollzogen. Durch ein längeres Glühen bei bestimmter Temperatur, entspannt sich das Gefüge wieder, es verliert zwar dadurch auch wieder an Härte, jedoch auch seine Sprödeheit, die es beim Härten erlangt hat.

Der Vorgang des Härstens und des Anlassens ist öfters bei den Stücken zu beobachten. Beim Härten wird versucht durch schnelles Abkühlen, dem Werkstück mehr Härte zu verleihen. Es ist zu beobachten, dass bei einigen Werkstücken an der Schneide und im äußeren Bereich eine höhere Härte erzielt werden konnte, was vermutlich durch den Prozess des Härstens passierte.

Schlackeneinschlüssen verschiedenartig gebremst. Durch Verschweißen zweier solcher Bänder wurden Klingensrohlinge hergestellt. Der Anschlag entlang des Klingentrückens erweckte primär den Eindruck, als wären nicht zwei sondern insgesamt fünf Lagen – drei harte und zwei weiche – miteinander verschweißt worden. HERDITS 2000, 66, Abb. 15, Abb. 16.

<sup>50</sup> Vgl. Anhang 1, die Lanze weist den höchsten Mangengehalt auf.

<sup>51</sup> PLEINER 1993.

<sup>52</sup> HERDITS 2002.

Eine Aufkohlung ist hier aufgrund der Untersuchungen nicht in Betracht zu ziehen. Nur bei einem Fundstück ist der Prozess des Zementierens nachzuweisen. Es handelt sich um die Lanzenspitze Sommerein-Wolfsbründl Fnr. 128, die sich durch ihre Bearbeitung aus den restlichen Fundstücken heraushebt. Der Prozess des Aufkohlens ist sehr langwierig und bedarf eines sehr spezifischen Wissens. So ist zu überlegen, ob diese Lanzenspitze in der gleichen Gegend produziert wurde wie der Rest der Stücke oder ob ihre Einzigartigkeit vielleicht an Import denken lässt oder die Lanzenspitze zu einem späteren Zeitpunkt hergestellt wurde.

Nach der Untersuchung der Fundstücke aus dem Gräberfeld Mannersdorf und Umgebung scheint es, dass sich hier ein Spektrum an Eisenartefakten und Schmiedetechniken darstellt, das sich gerade in einem technologischen Wandel befindet. Man weiß über verschiedenste „moderne“ Techniken bereits Bescheid, kann diese bis zu einem gewissen Punkt auch anwenden, jedoch mangelt es offensichtlich noch an genug Erfahrung, um immer das gewünschte Ziel zu erreichen.

Mannersdorf stellt dadurch einen wichtigen und gleichzeitig interessanten Zeitpunkt in der Entwicklung und Anwendung der Eisenmetallurgie in der Latènezeit dar.

### Chemische Analysen (Peter Spindler)

Die Randbedingung für chemische Analysen an archäologischen Objekten wie den vorliegenden Eisen-Artefakten ist größtmöglicher Informationsgewinn aus möglichst unzerstörten Proben. Nun bietet das Spektrum chemischer Analysemethoden auch prinzipiell zerstörungsfreie Verfahren wie die Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA), die jedoch mit einigen oft entscheidenden Nachteilen behaftet sind. Zum einen bezieht sich das Attribut „zerstörungsfrei“ nur auf den eigentlichen Messvorgang, nicht aber auf die Vorbereitung der Proben zur Analyse. Limitierender Faktor ist hierbei oft die Größe der Probenkammer des Messgerätes, in die das Artefakt passen muss, sowie die Oberflächenbeschaffenheit der Messprobe, die bei archäologischen Proben oft nicht repräsentativ für die chemische Zusammensetzung im Kern des Objektes ist. Ein weiterer Nachteil liegt in der für die jeweilige Fragestellung oft unzureichenden Nachweisstärke, die wiederum stark von der messbaren Probengröße abhängig ist.

Daher sind für die chemische Analytik im Rahmen archäologischer Fragestellungen Methoden einzusetzen, die eine ausreichend präzise und empfindliche Multielementanalytik bei möglichst geringem Materialverbrauch erlauben. Hier hat sich in den letzten Jahren die ICP-MS (induktiv gekoppeltes Plasma-Massenspektrometrie) wegen ihrer universellen Anwendbarkeit durchgesetzt. Die Methode vereint in sich die Vorteile einer raschen, präzisen und sehr empfindlichen Multielementanalytik bei relativ einfacher Handhabung. Wegen der hohen Empfindlichkeit kommt man dabei mit sehr geringen Probenmengen aus, die Methode ist allerdings nicht zerstörungsfrei. Messbar ist prinzipiell das ganze Periodensystem der Elemente,

die Einschränkungen ergeben sich aus den Mess- und Umweltbedingungen selbst.

### Messprinzip der ICP-MS

Die zu messende Probe wird über ein Trägergas (Argon) in die sogenannte Fackel eingebracht. Über eine gekühlte Kupferspule am Ende der Fackel wird eine hochfrequente Wechselspannung angelegt, die dort die Bildung eines Plasmas mit Temperaturen von einigen tausend Kelvin anregt, in dem die im Probenaerosol vorhandenen chemischen Bestandteile bis auf die Elemente zerlegt und ionisiert werden. Dieses „Ionen-gas“ gelangt in einen evakuierten Massenfilter bestehend aus Sampler- und Skimmerkonus, Licht-Stopp-Blende, Ionenoptik, Quadrupol-Massenspektrometer und Detektor und wird dort nach dem Verhältnis Masse : Ladung zeitlich aufgetrennt. Die Detektorimpulse werden in einem Vielkanalanalysator gesammelt und im Rechner ausgewertet.

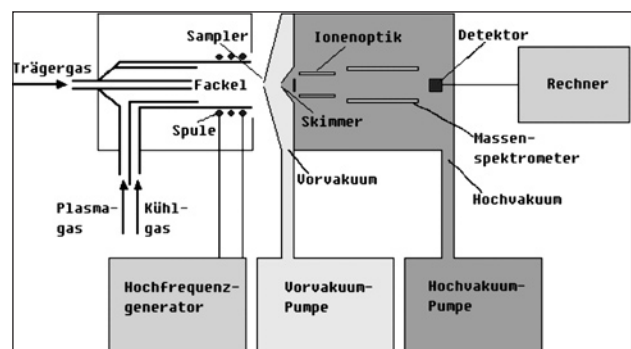


Abb. 2: Schematische Darstellung der ICP-MS.

Die Methode ist standardgebunden, das heißt, man benötigt Kalibrierstandards, um die gemessenen Zählraten in Konzentrationen umzurechnen.

Üblicherweise wird die Messprobe vor der Analyse in Lösung gebracht und über einen Zerstäuber in ein Aerosol verwandelt, das in die Fackel eingetragen wird (man spricht von „nasschemischer Analyse“). Es ist jedoch auch möglich, die Probe direkt mit gebündelten und fokussierten hochenergetischen Laserpulsen abzutragen und als Aerosol über ein Trägergas in die Fackel zu transportieren. Dieses Verfahren bezeichnet man als Laser-Ablation-ICP-MS oder kurz LA-ICP-MS.

### Herstellung der Messlösungen

Für die nasschemischen Analysen wurden aus den zur Verfügung gestellten polierten Anschliffen der Artefakte an vorher markierten Stellen Materialproben von ca. 10–100 mg entnommen. Diese Proben wurden genau eingewogen und in einem Gemisch von HCl-HNO<sub>3</sub>-HF gelöst. Diese Lösungen wurden dann mittels ICP-MS bzw. ICP-OES (für Schwefel) nach entsprechender Verdünnung gemessen.



## LA-ICP-MS

Der Vorteil der LA-ICP-MS besteht in der äußerst geringen Substanzmenge (nur wenige µg), die von der Probe abgetragen wird, sodass die Messstelle am Artefakt kaum sichtbar ist, sowie in der hohen örtlichen Auflösung, die es erlaubt, feinste Strukturunterschiede bis in den 10µm-Bereich zu erfassen. Die Probengröße ist allerdings ähnlich wie bei der RFA limitiert. Nachteilig wirkt sich jedoch bei der Lasertechnik aus, dass es kaum geeignete Standards mit ausreichender Homogenität und den Messproben angepasster Matrix gibt. Das macht die für quantitative Messungen notwendige Kalibrierung sehr schwierig. Im Falle der Eisenproben war der Umweg über interne Standardisierung möglich, da deren Eisengehalte nahe bei 100% lagen. Es konnte daher Eisen als interner Standard definiert und alle gemessenen Element-Zählraten auf Eisen normiert werden. Die

normierten Zählraten wurden dann über zwei nasschemisch zertifizierte Eisenstandards in die Elementkonzentrationen umgerechnet. Durch die aufwendige Kalibrierung ist der Messfehler bei der LA-ICP-MS mit ca. 10–20 rel.% größer als bei der nasschemischen ICP-MS mit ca. 5–10 rel.%.

## Technische Angaben zu den verwendeten

## Analysegeräten:

ICP-MS:	Perkin Elmer Sciex ELAN 6100 Plasmaleistung 1100 W Crossflow-Zerstäuber (für Nasschemie) Autosampler PerkinElmer AS 91
Laser:	New Wave LUV 266X Wellenlänge 266 nm Messraster ca. 1mm x 1mm

		LA-ICP-MS					Elementar- analysator	ICP- OES	ICP- MS
Interne ProbenNr:	Externe ProbenNr:	Mn	Co	Ni	Cu	As	C	S	P
		mg/kg	mg/kg	mg/kg	mg/kg	mg/kg	%	mg/kg	mg/kg
KE - 1724 / 2005	Lanzenspitze Oggau1	24	1000	1400	78	99	0.05	<10	690
KE - 1725 / 2005	Lanzenspitze Oggau2	280	4	19	16	11	0.72	21	230
KE - 1726 / 2005	Messer Mörbisch 1	91	1300	43000	79	830	0.32	29	1800
KE-1726-2	Messer Mörbisch 2	87	1600	48000	89	1100	0.35	23	320
KE - 1727 / 2005	Schwert Mitte (A)	530	2800	640	74	270	0.87	<10	550
KE-1727-2	Schwert Spitze (B)	370	2100	460	66	180	0.87	11	540
KE - 1728 / 2005	Schwert Griffangel	780	1400	320	56	160	0.55	12	390
KE - 1729 / 2005	Messer 4/20 Schneide	690	110	570	75	74	0.81	27	480
KE - 1730 / 2005	Messer 13/19 (1)	280	120	490	71	32	k.M.	16	810
KE-1730-2	Messer 13/19 (2)	1800	160	630	210	31	1.50	25	980
KE - 1731 / 2005	Messer 29/6 (1)	670	240	820	330	680	0.40	17	1100
KE-1731-2	Messer 29/6 (2)	330	390	540	62	390	0.36	55	750
KE - 1732 / 2005	Messer 116/7 Rücken	710	75	330	110	17	0.81	16	850
KE - 1733 / 2005	Schwert 127/4 (?)	24	470	710	130	41	0.59	29	390
KE - 1734 / 2005	Lanzenspitze 128	1000	14	59	15	46	0.41	16	430
KE - 1735 / 2005	Schere 139/5 Rücken	830	16	120	77	16	0.64	118	610
KE - 1736 / 2005	Messer 145/2 (1)	80	67	74	520	550	0.41	102	840
KE-1736-2	Messer 145/2 (2)	76	280	310	34	92	0.48	44	270
KE - 1737 / 2005	Schere 160/5 Rücken	160	180	760	80	43	0.27	394	1400
KE - 1738 / 2005	Messer 180/1 (1)	570	110	420	65	36	0.76	39	950
KE - 1738 - 2	Messer 180/1 (2)	650	100	410	81	20	0.76	26	630
KE - 1739 / 2005	Messer 246 (2)	140	190	1700	170	41	0.49	17	840
KE-1739-2	Messer 246 (1)	430	200	1300	160	28	0.45	24	940
KE - 1740 / 2005	Oggau Messer 1660	320	130	960	79	21	1.4	14	230

Tab. 1: Analyseergebnisse

Die Analysen von Kohlenstoff wurden mittels Elementaranalysator (Carlo Erba) durchgeführt. Dabei wird die Probe im Sauerstoffstrom verbrannt und das entstandene CO<sub>2</sub> gaschromatographisch gemessen.

Die Analysen von Schwefel erfolgten in den oben beschriebenen Aufschlusslösungen mittels ICP-OES (induktiv gekoppeltes Plasma – optische Emissionsspektrometrie) VARIAN Vista. Das Anregungsprinzip ist gleich wie bei ICP-MS, nur

erfolgt hier die Detektion auf optischem Weg über Beugungsgitter mit Halbleiterdetektor.

**LA-ICP-MS:** Messfeldgröße: ca. 1mm<sup>2</sup>, Interner Standard: Fe Aufschluss für **Nasschemie** (ICP-MS und ICP-OES) ca. 30–90 mg EW in 10 ml, HNO<sub>3</sub>–HF–HCl (1ml+9ml H<sub>2</sub>O)

Die Proben für Nasschemie und **Elementaranalyse** wurden mittels Minitrennscheibe im Ganzen aus den Laser-Anschliffen herausgetrennt.

## Literatur

- BARGEL H.J., SCHULZE G.  
2000 Werkstoffkunde, 7. Auflage, Berlin.
- BEITZ W., KÜTTNER K.–H.  
1990 Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau, 17. Auflage, Berlin.
- BEYER, BORN, WEBER  
1998 Tomographiedaten von tauschierten Eisenfunden, Acta Praehistorica et Archaeologica 30, Berlin, 256–269.
- BOLL P. O., ERISMANN T. H., MUSTER W. J.  
1981 Metallkundliche Untersuchungen eines frühen Eisenschwertes. In: HAEFNER H., Frühes Eisen in Europa, Schaffhausen, 45–51.
- DAIM F., MEHOFER, M. BENDEGUS, T.  
2005 Zu den langobardischen Schmiedegräbern in Poysdorf und Brün. In: POHL W., PETER E. (Hg.) Die Langobarden – Herrschaft und Identität, Forschungen zur Geschichte des Mittelalters, Band 9, Wien.
- FRIESINGER, H., PIETA, K., RAJTAR J. (Hg.)  
2000 Metallgewinnung und Verarbeitung in der Antike (Schwerpunkt Eisen). Archaeologica Slovaca Monographiae Tomus III, Nitra.
- GERWIN, W.  
1999 Die Korrosion archäologischer Eisenfunde im Boden – Zusammenhänge mit Bodeneigenschaften. In: Arbeitsblätter für Restauratoren 1/ 99 Gruppe 19, 32. Jahrgang, 173–182.
- HERDITS, H.  
1998 Technotypologische Betrachtungen und experimentallarchäologische Untersuchungen zu den frühmittelalterlichen Rennöfen von Unterpullendorf, Burgenländische Heimatblätter 60/ 2, Eisenstadt 1998, 73–76.  
2000 Schweißisen – seine Herstellung, Bearbeitung und Veredelung im archäologischen Experiment. In: FRIESINGER, H., PIETA, K., RAJTAR, J. (Hg.), Metallgewinnung und Verarbeitung in der Antike (Schwerpunkt Eisen). Archaeologica Slovaca Monographiae Tomus III, Nitra, 63–73.
- 2002 Die technotypologische Untersuchungen an Eisenartefakten aus dem Gräberfeld von Pottenbrunn. In: RAMSL P.C., Das eisenzeitliche Gräberfeld von Pottenbrunn, Niederösterreich, Fundberichte aus Österreich, Materialheft A 11, Wien, 281–301.
- HOUGARDY, H. P.  
Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle. 2. neu bearbeitete Auflage Düsseldorf.
- LYCHATZ, B., JANKE, D.  
2000 Experimentelle Simulation der frühen Eisenverhüttung, Arbeits- und Forschungsberichte zur Sächsischen Bodendenkmalpflege 42, Dresden 2000, 307–317.
- MAURER, H. P., BAUSCH, K. E.  
1993a Zur Technik latènezeitlicher Eisenschmiede, Archäologie in Deutschland 1993/ 2, Stuttgart, 30–32.  
1993a Archäometallurgische Untersuchungen an Schlacken und Eisenfunden der latènezeitlichen Schmiedewerkstatt Kundl-Lus und aus dem Oppidum Manching, Archäologisches Korrespondenzblatt 23, Mainz, 313–327.
- MEHOFER, M.  
2002 Frühgeschichtliche Schmiedegräber in Mitteleuropa, Unveröffentlichter Untersuchungsbericht, Wien.  
Technotypologische Untersuchungen an latènezeitlichen Fundstücke aus Schwarzenbach/NÖ, unveröffentlichter Bericht des metallographischen Labors des VIAS.
- MIHOK L., PRIBULÁ, E., PIETA, K.  
2000 Metallographic Analysis of latène iron objects from Liptovská mara Site. In: FRIESINGER, H., PIETA K., RAJTAR, J. (Hg.), Metallgewinnung und Verarbeitung in der Antike (Schwerpunkt Eisen). Archaeologica Slovaca Monographiae Tomus III, Nitra, 119–134.

- MOOSLEITNER, F.,  
1998/99 Eisendepotfunde aus Salzburg, ArchA, Wien, 500–511.
- PIASKOWSKI, J.  
1970 Technologie der Eisenherstellung im großmährischen Reich (Folgerungen aus den Forschungen R. Pleiner), Acta Archaeologica Carpathica 11, Krakau 1970, 111–126.  
1971 Über die Kennzeichen der Zementation und des Schweißens an den frühmittelalterlichen eisernen Gegenständen (Diskussion mit R. Pleiner), Acta Archaeologica Carpathica 12, Krakau, 127–159.  
1974 Metallkundliche Untersuchungen an Eisengegenständen aus dem Gräberfeld von Környe, Acta Archaeologica Academiae Scientiarum Hungaricae 26, Budapest, 117–134.
- PIETA, K.  
2000 Ein Depot latènezeitlicher Eisengegenständen aus Liptovska Mara. In: FRIESINGER, H., PIETA, K., RAJTAR, J. (Hg.), Metallgewinnung und Verarbeitung in der Antike (Schwerpunkt Eisen). Archaeologica Slovaca Monographiae Tomus III, Nitra, 136–160.
- PLEINER, R.  
1970 Zur Schmiedetechnik im römerzeitlichen Bayern, Bayrische Vorgeschichtsblätter 35, München, 113–142.  
1973 Eisenschmiede im frühmittelalterlichen Zentraleuropa. Die Wege zur Erforschung eines Handwerkszweiges, Frühmittelalterliche Studien 9, Berlin, 79–93.  
1982 Untersuchungen zur Schmiedetechnik auf den keltischen Oppida, Pamatky Archeologické 73, 86–173.  
1993 The Celtic Sword, Oxford.
- PRESSLINGER, H.  
1998/99 Keltischer Stahl aus Linz. Metallkundliche Voruntersuchungen der Depotfunde vom Gründberg, Stadtgemeinde Linz, Oberösterreich, ArchA, Wien, 511–515.
- RAMSL, P.C., HERDITS, H.  
1998 Technotypologische Untersuchungen an Eisenobjekten im latènezeitlichen Gräberfeld von Pottenbrunn, NÖ Archäologie Österreichs 9/2, Wien, 59–65.
- RUPRECHTSBERGER, E., URBAN O. H.  
1997 Gründberg, Fundberichte aus Österreichs 36, Wien, 812.  
1998 Der Keltenschatz vom Linzer Gründberg. Neueste Ergebnisse 1998, Linzer Archäologische Forschungen, Sonderheft XXII, Linz.
- SALAČ, V.  
1990 Vývoji a struktura halstatského zelezárství v Podkrusnohori ve světle nových nálezů (Die Entwicklung und Struktur der hallstattzeitlichen und latènezeitlichen Eisenverhüttung im Erzgebirgsvorland im Lichte neuer Funde), Pamatky Archeologické 81, Praha, 208–232.
- SCHAABER, O.  
1963 Beiträge zur Frage des norischen Eisens. Metallkundliche Grundlagen und Untersuchungen an Funden vom Magdalensberg, Carinthia I 153, Klagenfurt 1963, 129–281.
- SCHRADER, A.  
1957 Ätzheft zur Schlißherstellung und Gefügeentwicklung für die Metallographie, 4. Auflage, Berlin.
- SCHRADER, A., ROSE, A.  
1989 Gefüge der Stähle, De Ferri Metallographia II/ Neuaufgabe, Düsseldorf.
- SCHUMANN, H.  
1990 Metallographie, 13. Auflage, Stuttgart.
- SCOTT, D.  
1991 Metallography and Microstructure of ancient and Historic Metals, Singapore.
- SISMANOGLU, S., SPERL, G.  
1993 Untersuchungen zur traditionellen Schmiedetechnik in Lykien, In: Akten des II. internationalen Lykien-Symposiums, Ergänzungsbände zu den Tituli Asiae Minores Nr. 18, Wien, 203–208.
- SPERL, G.  
2000 Der Eisenprozeß der Latènezeit in Mitteleuropa. In: FRIESINGER, H., PIETA, K., RAJTAR, J. (Hg.), Metallgewinnung und Verarbeitung in der Antike (Schwerpunkt Eisen). Archaeologica Slovaca Monographiae Tomus III, Nitra, 109–111.
- SZAMEIT, E., MEHOFER, M.  
2002 Technologische Untersuchungen an Waffen des Frühmittelalters aus Oberösterreich, Jahrbuch des Oberösterreichischen Musealvereines, Gesellschaft für Landeskunde, Band 147, 1. Abhandlung, Linz, 127–168.
- THOMA, C.,  
1995 Zerstörungsfreie Untersuchungsmethoden. In: POTHMANN, A. (Hg.), Das Zerimonialschwert der Essener Domschatzkammer, Quellen und Studien, Veröffentlichungen des Instituts für kirchengeschichtliche Forschung des Bistums Essen 4, Münster, 22–32.
- URBAN, O. H., RUPRECHTSBERGER, E.  
1997 Keltische Eisendepotfunde vom Gründberg, Archäologie Österreichs 8/2, Wien, 35.

VIGNERON, A.

- 1999 Möglichkeiten der Typologisierung von damastrierten Schwertern mit Hilfe moderner computertomographischer Verfahren. In: Arbeitsgemeinschaft für Restauratoren, RGZM (Hg.), Arbeitsblätter für Restauratoren 32/ 2, Mainz, 305.

WESTPHAL, H.

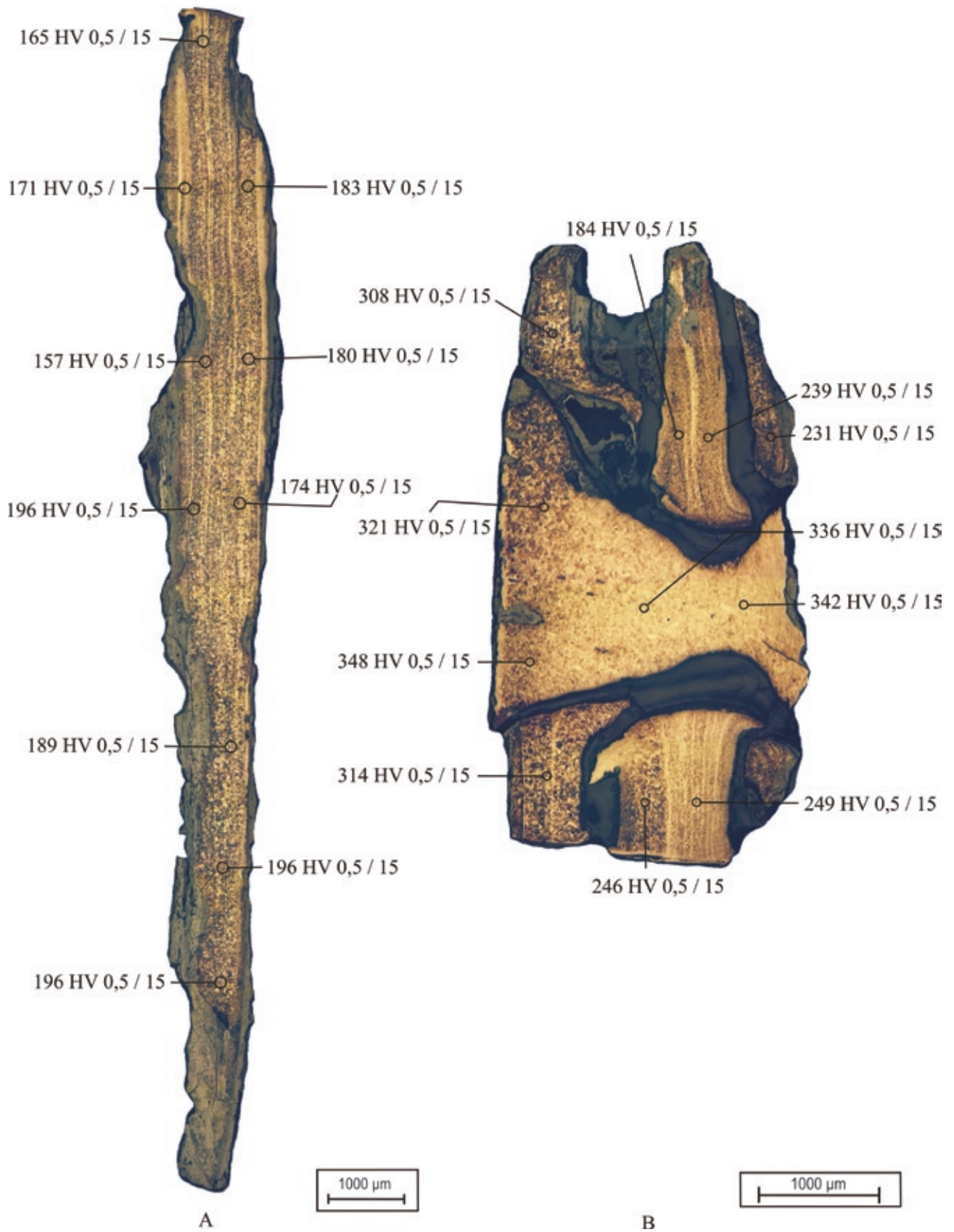
- 1984 Besondere Schweißtechniken an 2 Saxklingen des 7. Jahrhunderts von Lembeck (Stadt Dorsten), Ausgrabungen und Funde in Westfalen-Lippe 2, 283.
- 1991 Untersuchungen an Saxklingen des sächsischen

Stammesgebietes, Schmiedetechnik, Dekoration, Studien zur Sachsenforschung 7, 271–365.

- 1995a Ein römischer Prunkdolch aus Haltern. Untersuchungen zur Schmiedetechnik und Konstruktion, Ausgrabungen und Funde in Westfalen-Lippe 9 B, Mainz, 95.
- 1995b Die Untersuchung und Restaurierung des Essener Schwertes. In: POTHMANN A. (Hg.) Das Zerimonialschwert der Essener Domschatzkammer Quellen und Studien. Veröffentlichungen des Instituts für kirchengeschichtliche Forschung des Bistums Essen 4, Münster, 33–77.



Tafel 1: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 4/20, Ätzung mit Nital, A: Schneide, B: Niet.



Tafel 2: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 4/20, Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung, A: Schneide, B: Niet.

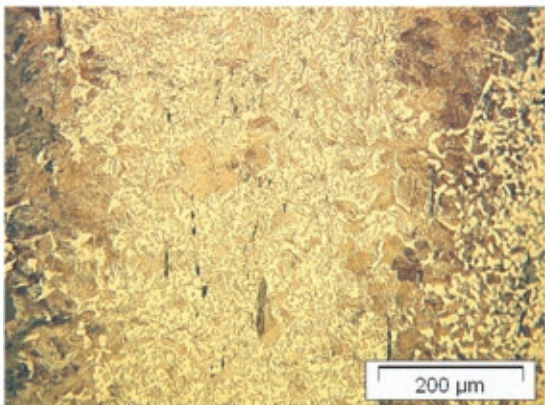


Abb.1. Perlitisch-ferritisches Gefüge an der Schneide

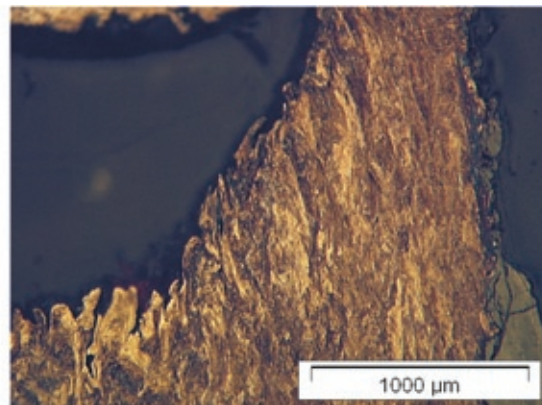


Abb.2. Deformiertes Gefüge am Niet

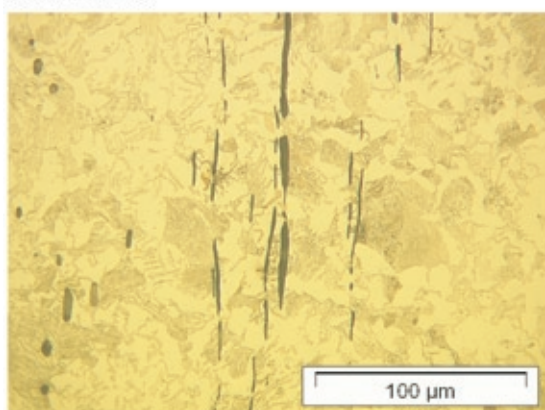


Abb.3. Schlackenzeilen in ferritisch-perlitischem efüge

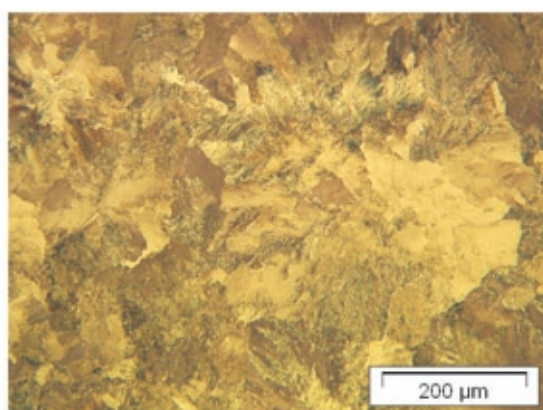


Abb.4. Feinststreifiger Perlit im Niet

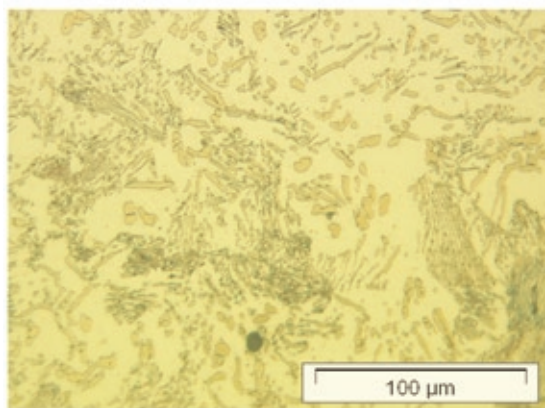


Abb.5. perlitisches Gefüge, sowohl lamellelarer wie auch globularer Perlit ist erkennbar.

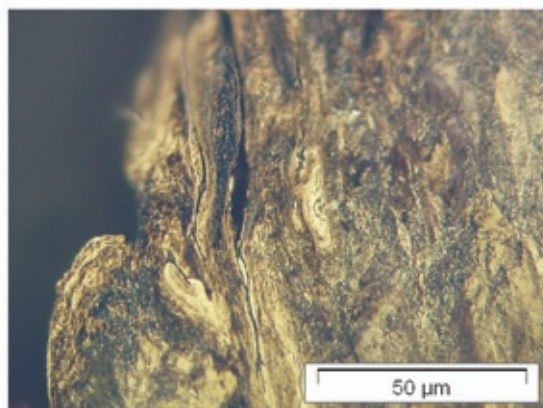


Abb.6. Stark deformierte Perlitstruktur am Niet

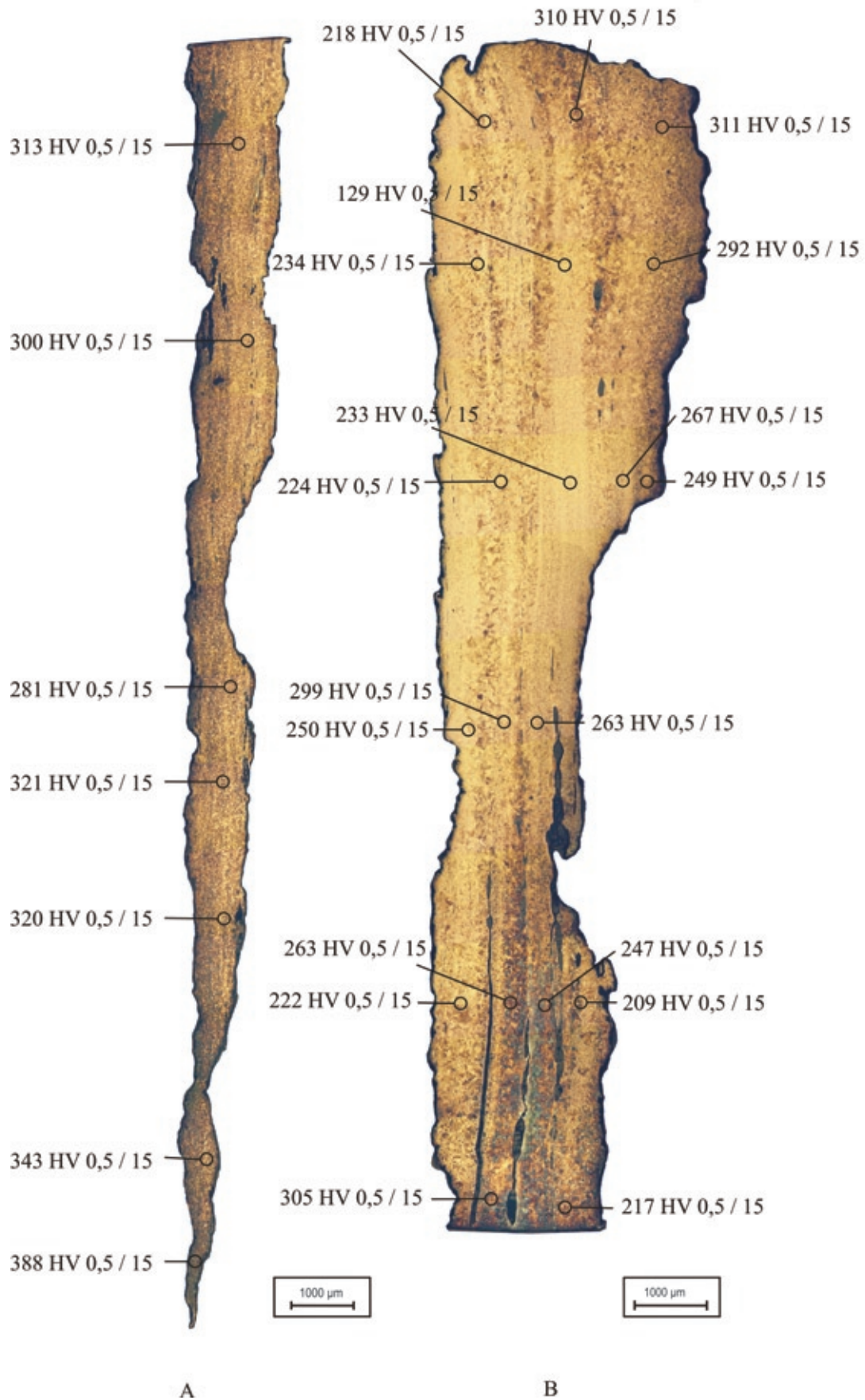
A

B



Tafel 4: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 13/19, Ätzung mit Nital, A: Schneide, B: Rücken.





Tafel 5: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 13/19, Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung, A: Schneide, B: Rücken.

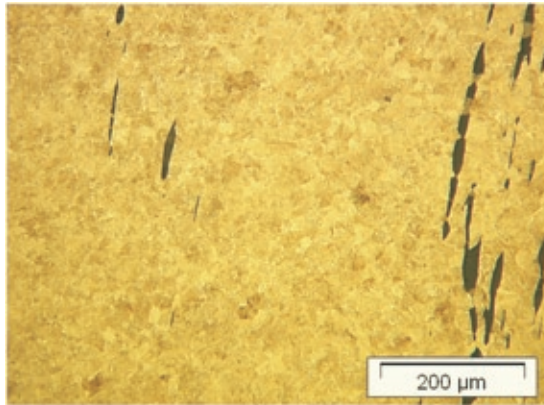


Abb.1. Perlit mit Ferrit an den Korngrenzen aus der Mitte der Schneide

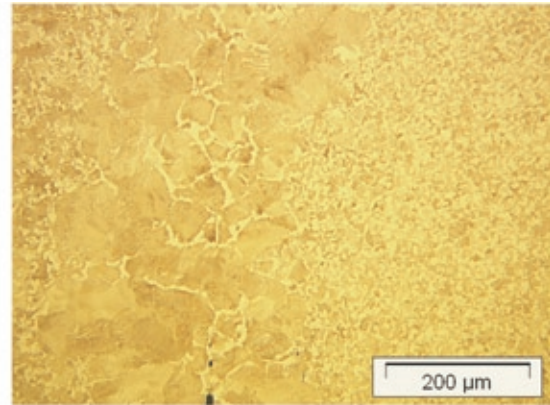


Abb.2. Perlit mit Ferrit an den Austenitkorngrenzen, Mitte der Probe Rücken

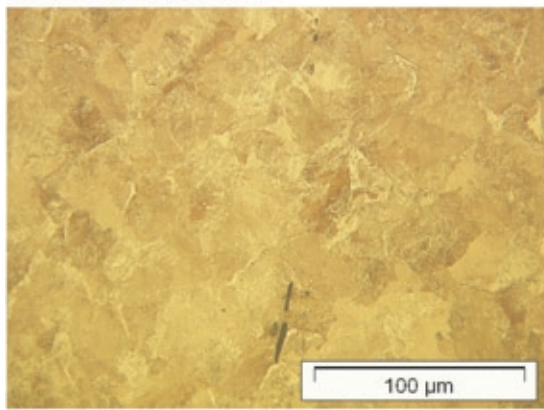


Abb.3. Perlit mit Ferrit an den Korngrenzen an der Schneide

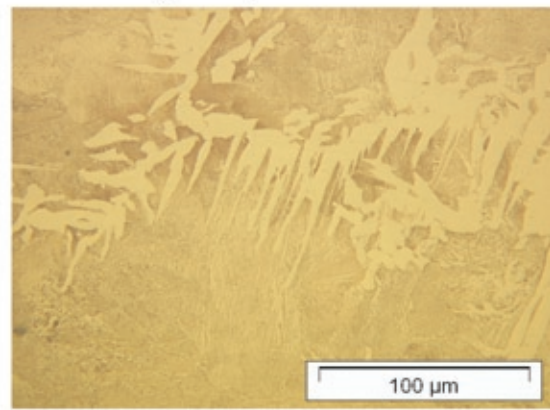


Abb.4. Ferrit in Widmanstättischer Struktur, Rücken

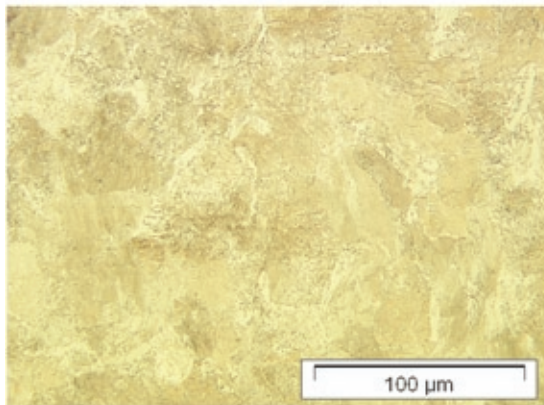


Abb.5. Perlitisches Gefüge an der Schneide

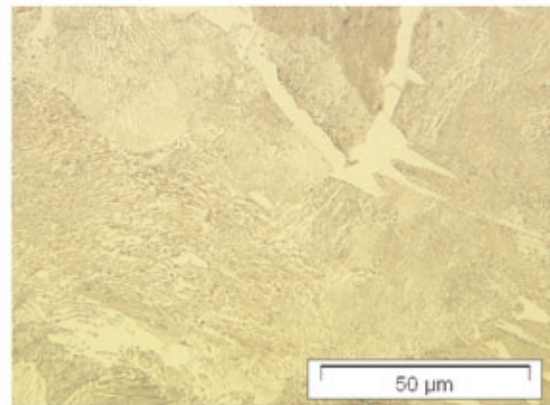


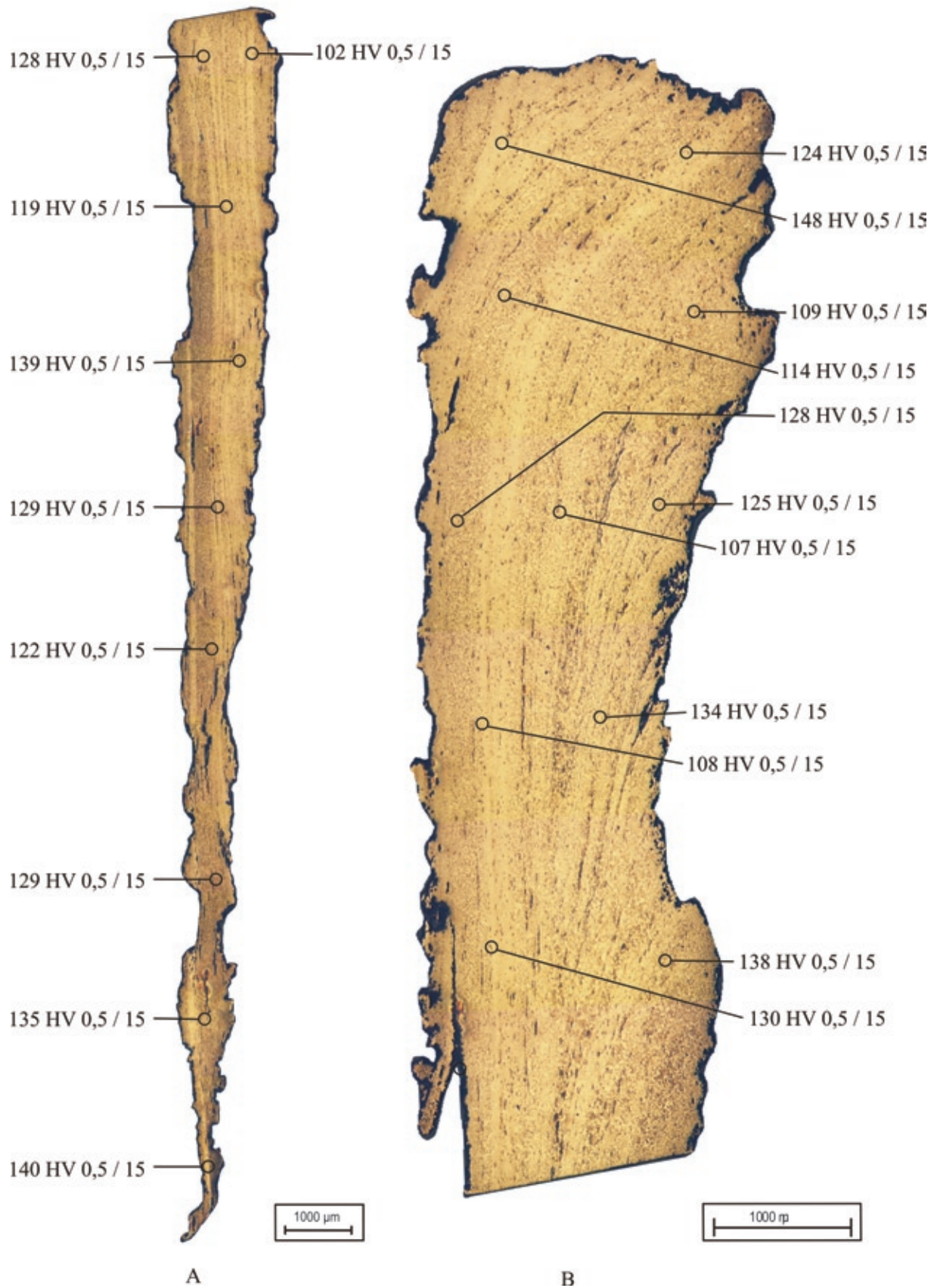
Abb.6. Perlitisches Gefüge, Rücken

A

B



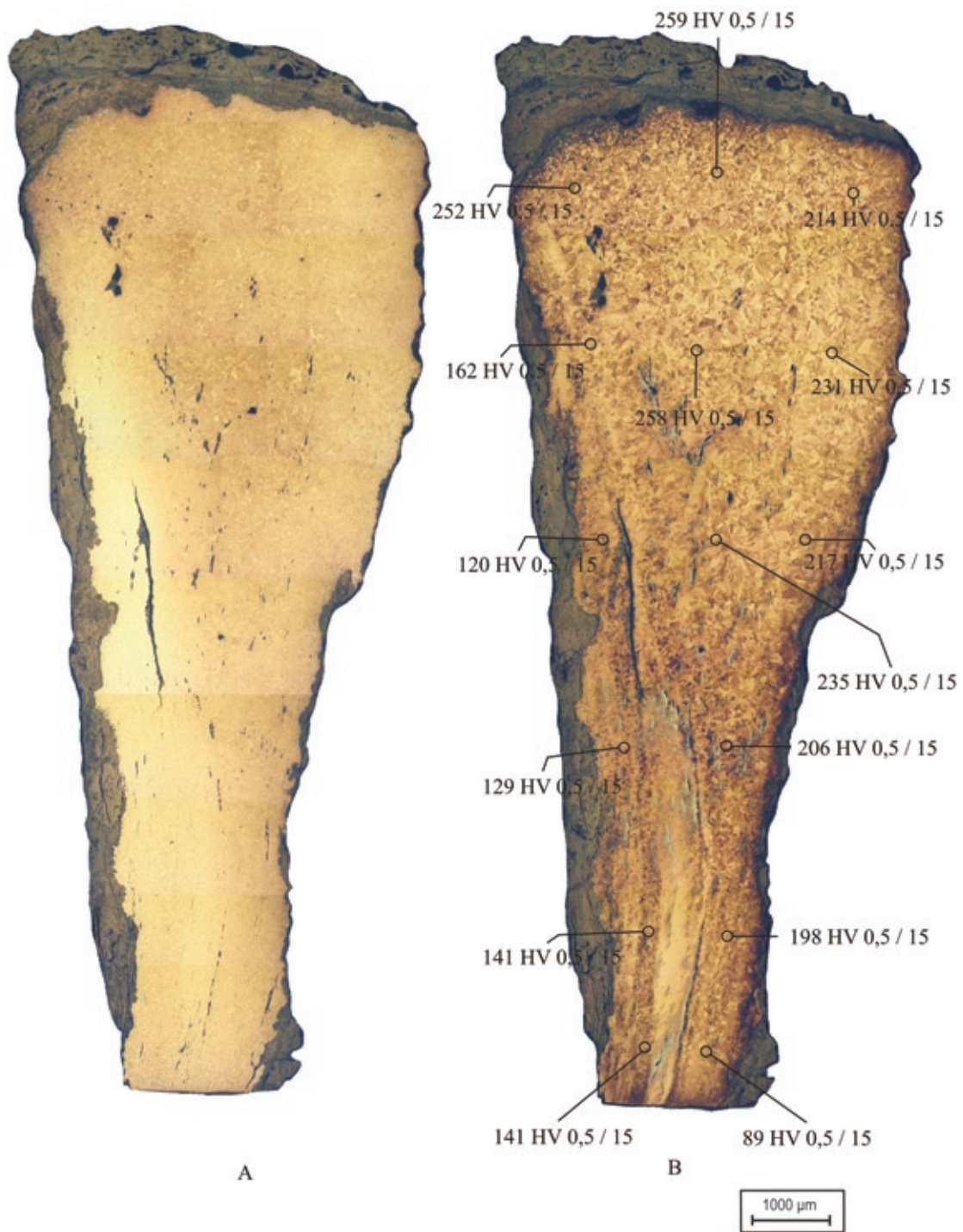
Tafel 7: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 29/6, Ätzung mit Nital, A: Schneide, B: Rücken.



Tafel 8: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinhthal Süd, Messer Fnr. 29/6, Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung, A: Schneide, B: Rücken.



Tafel 9: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 29/6, Detailbilder, A: Schneide, B: Rücken.



Tafel 10: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 116/7, Rücken, A: Ätzung mit Nital, B: Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung.

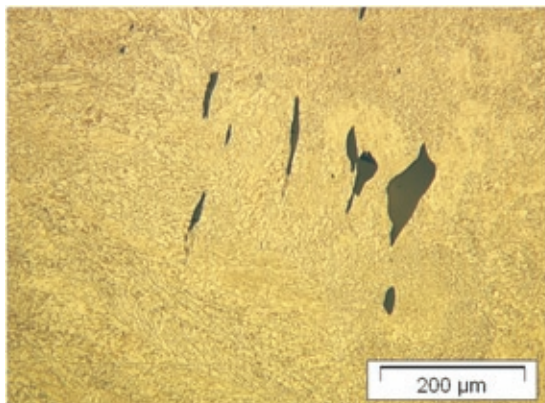


Abb.1. Feines Perlitisches Gefüge am Rücken des Messers

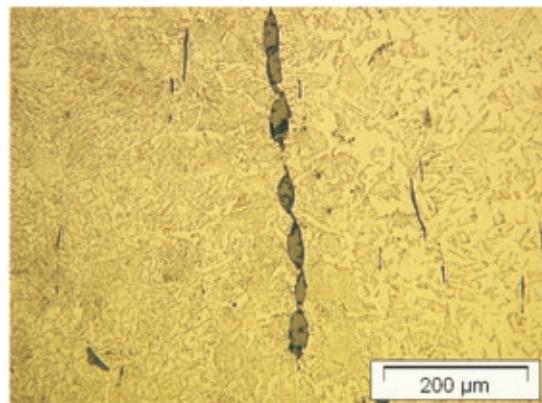


Abb.2. Rechts ferritisch-perlitisches Gefüge in Widmanstättischer Struktur

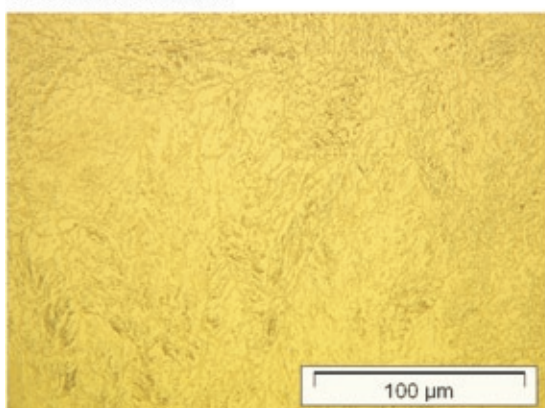


Abb.3. Homogen verteilter Perlit

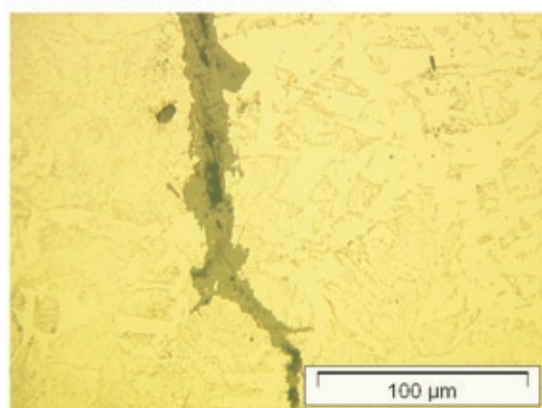


Abb.4. Aufkorrodierte Schlackenzeile in ferritisch-perlitischem Gefüge

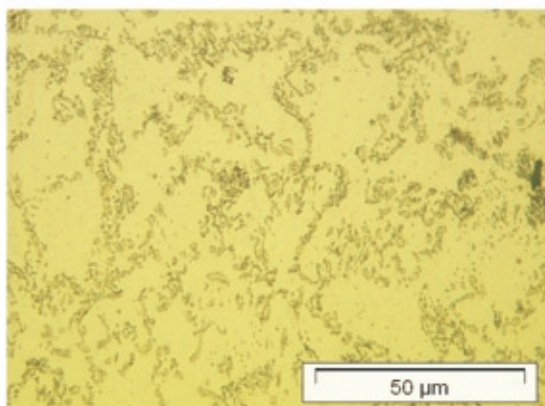


Abb.5. Globularer Zementit im Perlitgefüge

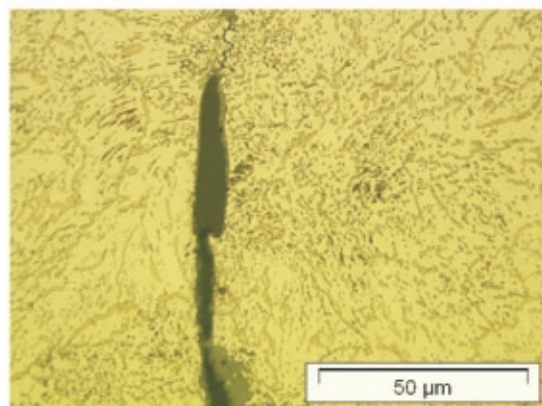
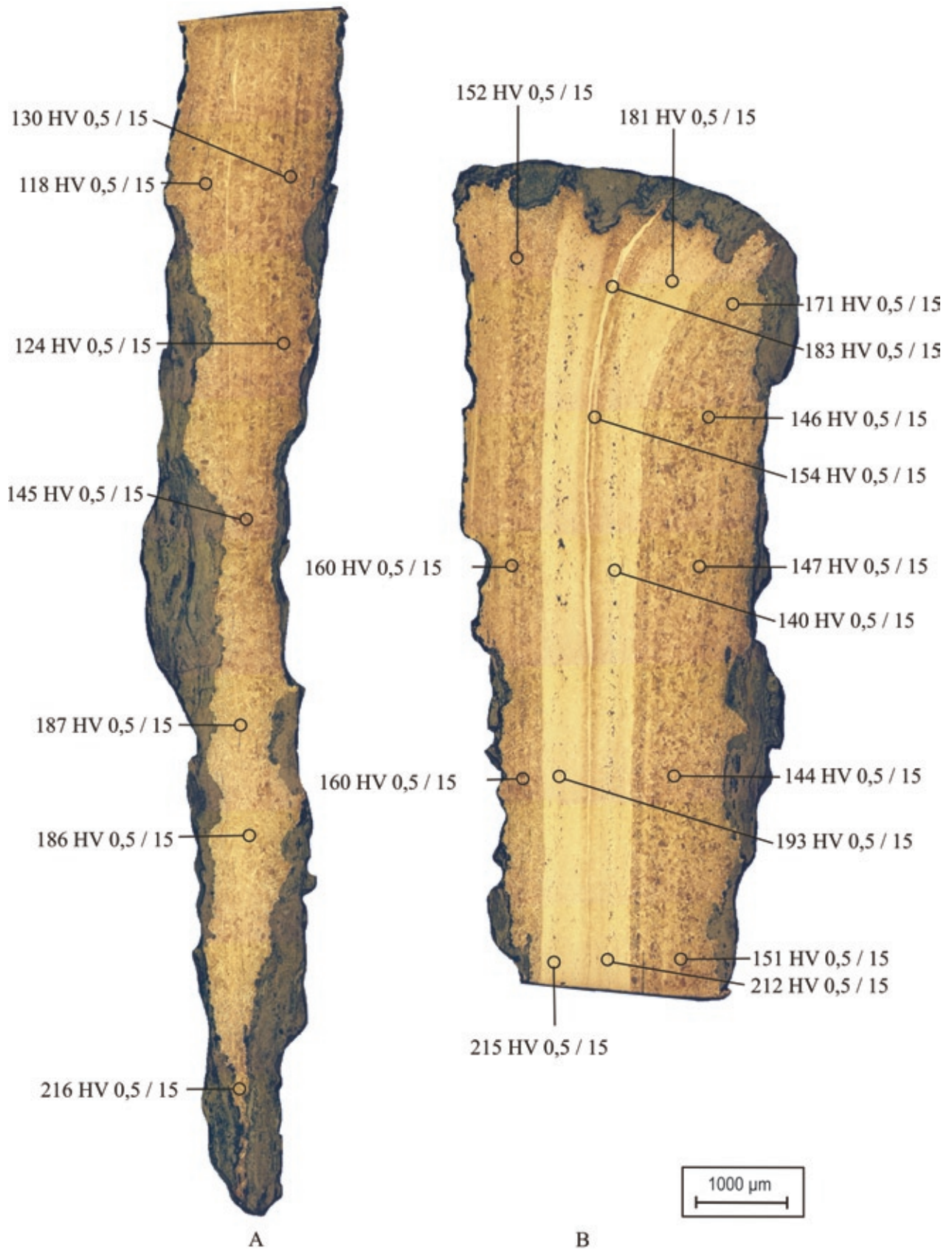


Abb.6. Schlackenzeile und Zementitzeilen im Perlitgefüge, Probe Mitte



Tafel 12: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 145/2, Ätzung mit Nital, A: Schneide, B: Rücken.





Tafel 13: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 145/2, Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung, A: Schneide, B: Rücken.

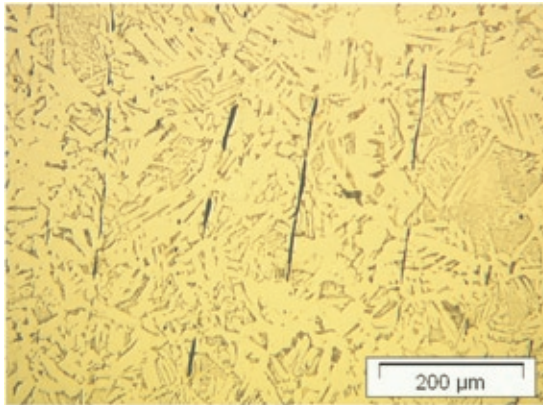


Abb.1. Schlackenzeilen im Widmannstättengefüge, Schneide

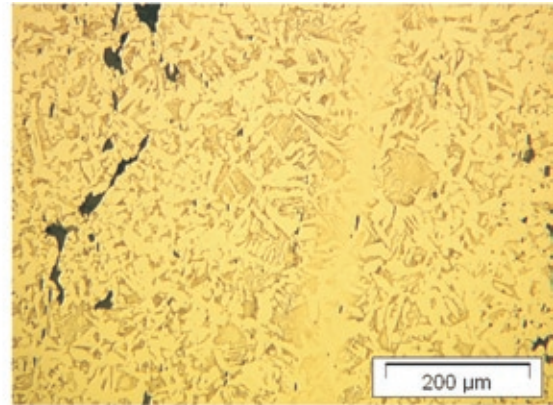


Abb.2. Homogenisierungsschweißnaht mit Schlackeneinschlüssen im Rücken

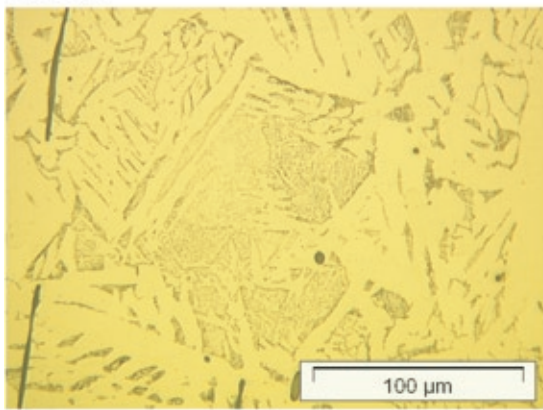


Abb.3. Perlitinseln im nadeligen Ferrit, Schneide

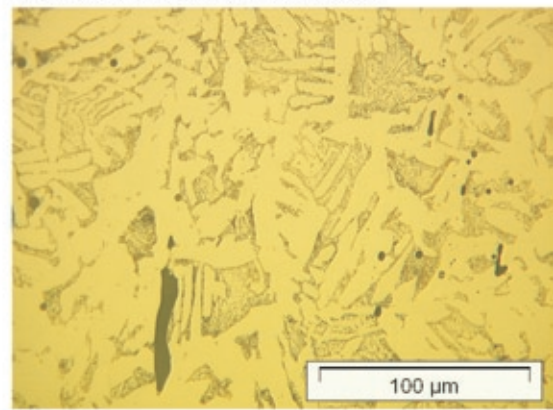


Abb.4. Widmannstätten Gefüge im Rücken

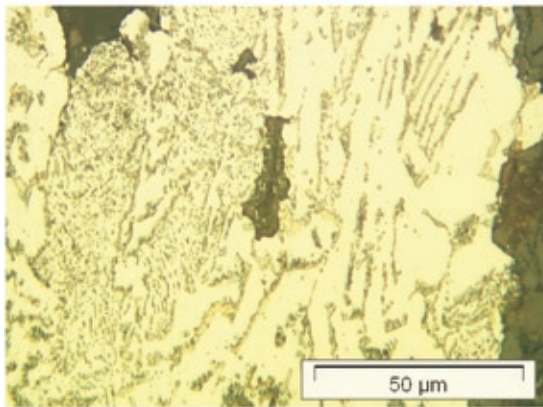


Abb.5. Leicht deformiertes Gefüge an der Schneide

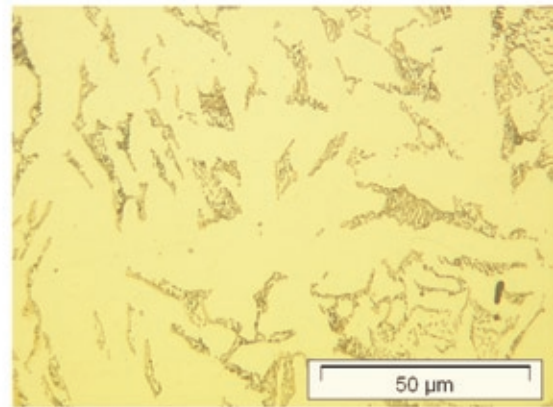


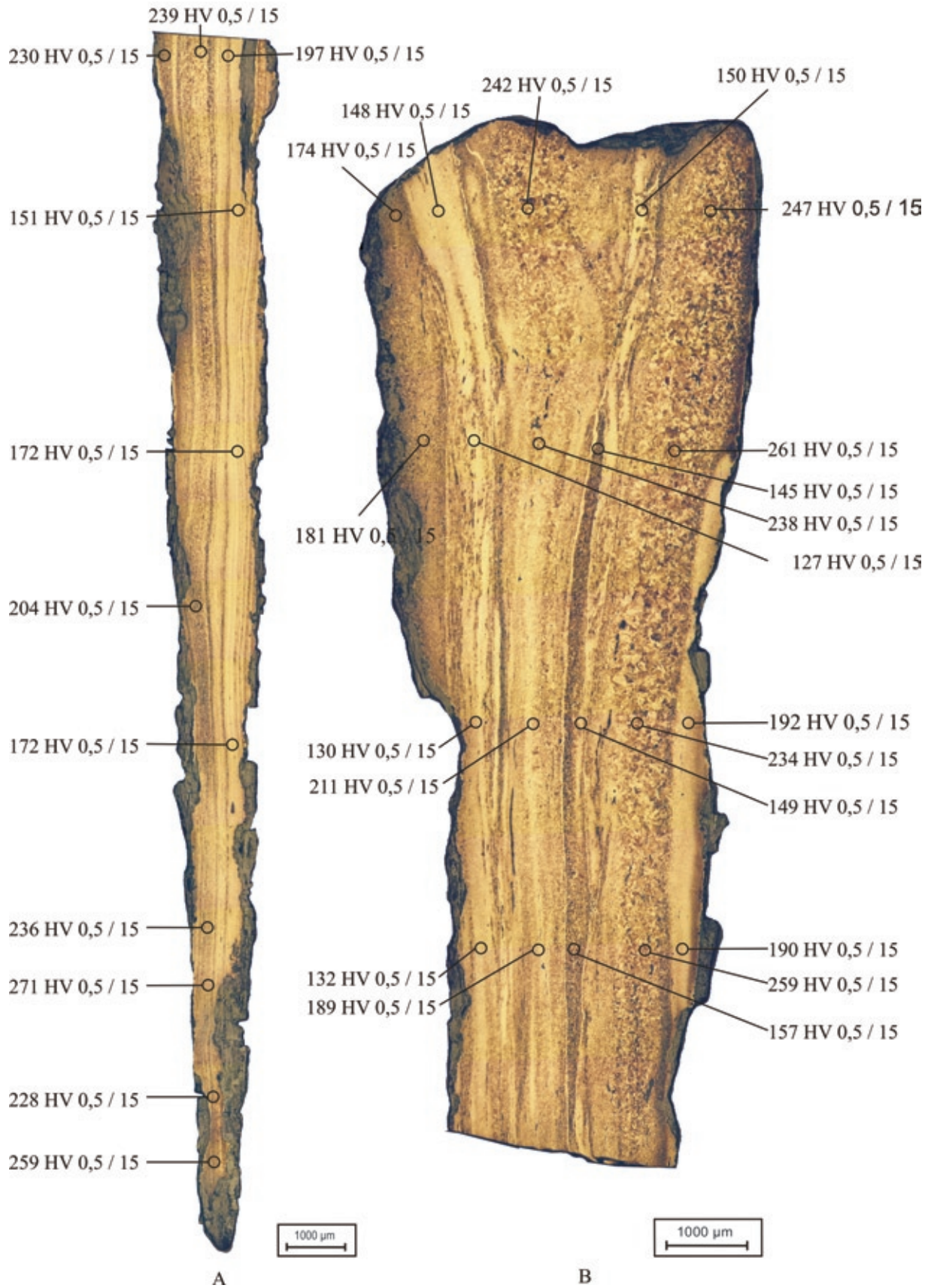
Abb.6. Perlitinseln im Ferrit, Rücken

A

B



Tafel 15: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinthal Süd, Messer Fnr. 180/1, Ätzung mit Nital, A: Schneide, B: Rücken.



Tafel 16: Mannersdorf/Lgb. – Flur Reinhthal Süd, Messer, Fnr. 180/1, Ätzung nach Oberhoffer – Härtemessung, A: Schneide, B: Rücken.