

METALLKUNDLICHE UNTERSUCHUNGEN AN NÄGELN DER RÖMERSCHIFFE VON MAINZ*

Einleitung

Ende 1981 wurden bei Ausschachtungsarbeiten in Mainz die Reste mehrerer spätrömischer Holzschiffe gefunden (vgl. oben, Beitrag Höckmann). Die im 4. Jahrhundert n. Chr. erbauten schlanken Ruder- schiffe sind in der Kraweelbauweise konstruiert und dienten vermutlich militärischen Zwecken¹. Auf ein Gerippe von Längs- und Querverbänden sind stumpf aneinandergrenzende Planken genagelt, so daß eine glatte Oberfläche entstand. Die 2-3 cm starken Planken wurden mit sorgfältig geschmiedeten Eisen- nägeln mit Vierkantschaft (Abb. 1,1) am Holzgerippe befestigt. Überstehende Enden sind krampfenartig umgeschlagen. Hochbeanspruchte Konstruktionsteile wurden z. T. mit ungewöhnlich vielen Nägeln versehen.

Aufgrund der Verwendung der Schiffe zu militärischen Zwecken ist in Anbetracht des hohen metallurgi- schen Wissens der römischen Handwerker anzunehmen, daß die zum Bau der Schiffe verwendeten Nägel von ausgesuchter Qualität sein müssen. Daß nicht alle Nägel gleichermaßen für verschiedene Zwecke geeignet sind, weiß auch zu bestätigen, wer selbst bereits größere Mengen Eisennägel eingeschla- gen hat. Es ist daher nicht anzunehmen, daß in der Mehrzahl ältere, »gebrauchte« Nägel verwendet wur- den, die z. B. aus dem Fachwerk baufälliger Häuser herausgezogen wurden.

Metallkundliche Untersuchungen können viel zum Verständnis des Standes der Technik beitragen. Im Vordergrund stehen die Fragen nach der Qualität des Ausgangsmaterials, die durch den Gehalt an Legie- rungselementen und Schlackeneinschlüssen bestimmt wird, und nach der Technik der Weiterverarbei- tung, welche die Festigkeit des Endproduktes und damit dessen Qualität bestimmt. Weiterführende Fra- gestellungen sind die nach bewußten Einflüssen auf die Werkstoffeigenschaften durch Zulegieren von Elementen oder durch gezielte Wärmebehandlung der Metalle. Metallkundliche Untersuchungen kön- nen damit sowohl Aussagen über die Qualität als auch über die Herstellungstechnik dieser spätrömi- schen Eisennägel liefern.

Metallkundliche Grundlagen

Für die Formgebung von Eisen beim Schmieden sind im wesentlichen drei Temperaturbereiche wichtig (siehe Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm, Abb. 2,1)². Zum Verständnis der an den Römernägeln durchgeführten Untersuchungen sollen die in diesen Bereichen bei Kohlenstoffgehalten bis zu 0,4 Gew.-% auftretenden Gefüge am Beispiel des Gefüges von Nagel 2 aus Schiff 1 (Abb. 1,3) erklärt werden. Dies ist erstens der Temperaturbereich unter 730°C. Hier besteht das Gefüge aus der Ferrit-Phase mit je nach Kohlenstoffgehalt unterschiedlichen Anteilen an Zementit, das auch als perlitisches Gefüge

* Herrn Dr. H. E. Kolb danken wir für die Anregung zu dieser Arbeit und Herrn Dr. O. Höckmann für die freundliche Überlassung der Nägel. Außerdem sind wir Herrn Dr. Brinkmann für die metallographische Arbeit

und Herrn L. Neuß für die Durchführung der Schmiede- versuche zu Dank verpflichtet.

¹ O. Höckmann, 1982. – Ders. in: G. Rupprecht 1984, 44 ff.

² Werkstoffkunde Stahl. VDEh (1984).

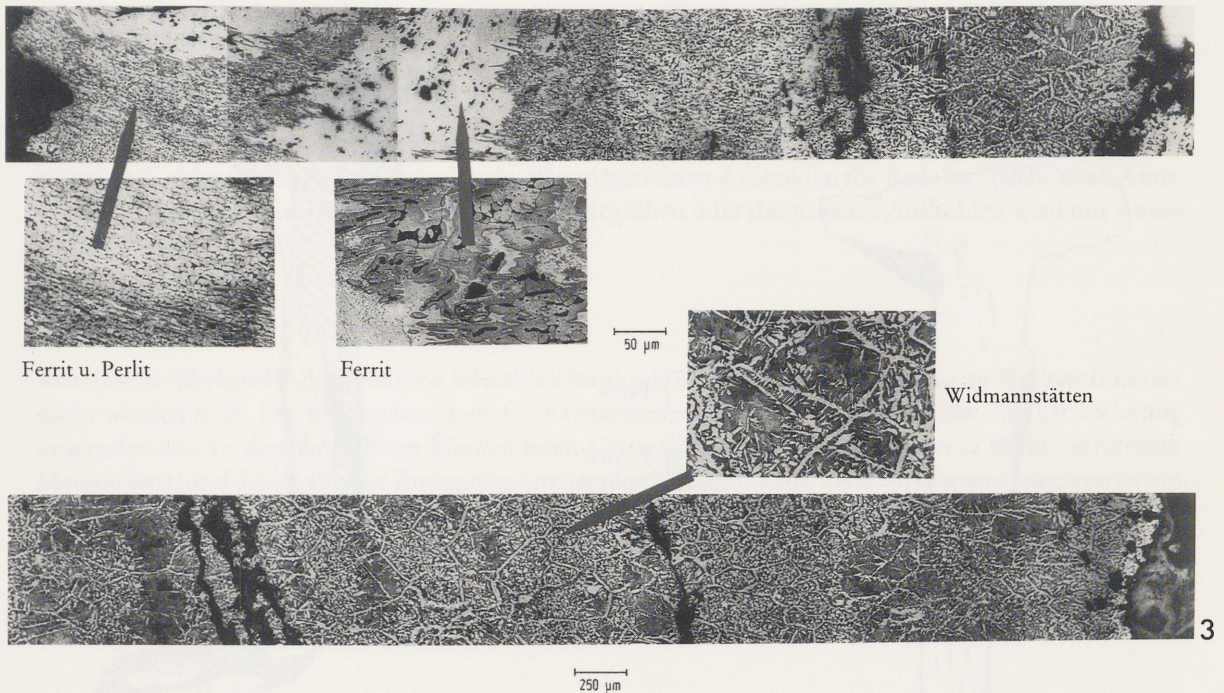
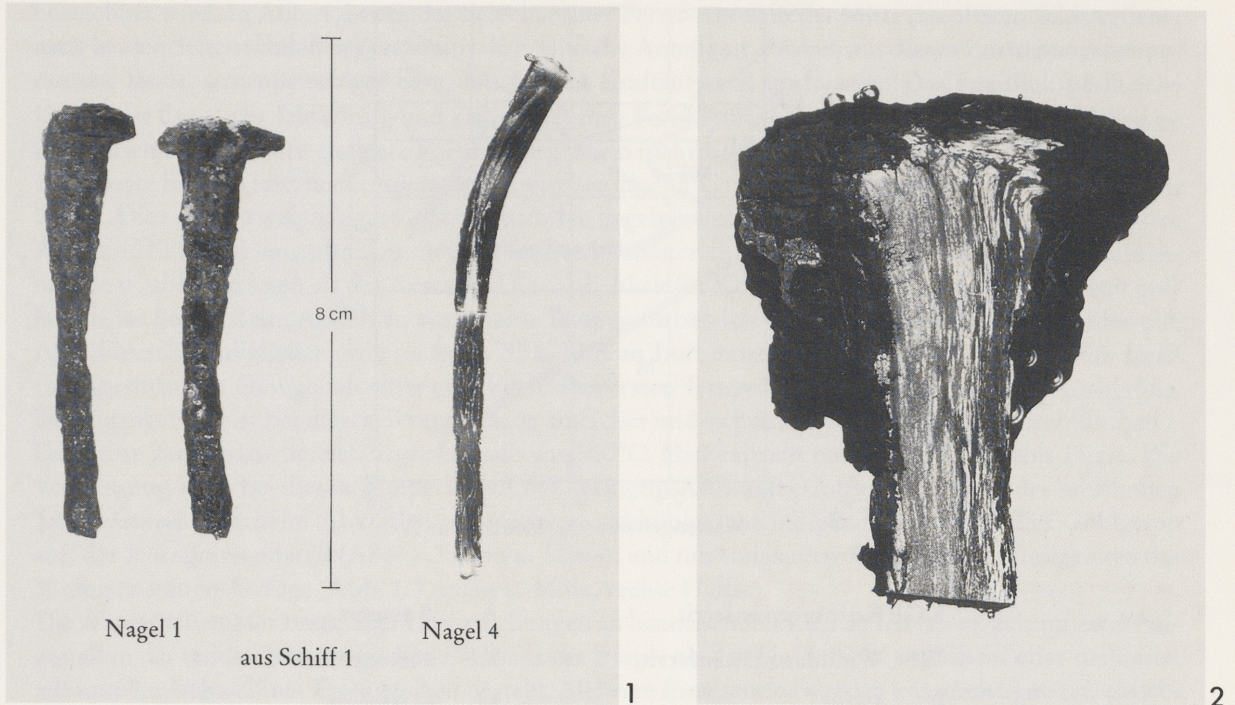
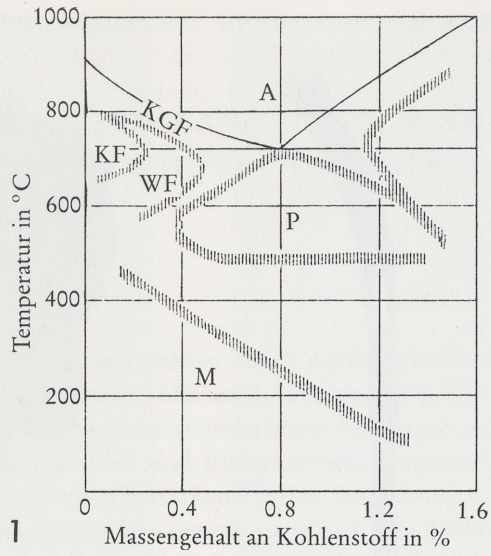


Abb. 1 1 Nägel 1 und 4 aus Schiff 1 von Mainz-Löhrstraße. – 2 Inhomogene Phosphorverteilung im Kopfbereich des Nagels 2 aus Schiff 1. – 3 Gefügeübersicht von Nagel 2 aus Schiff 1.



KGF Korngranzenferrit

WF Widmannstättenferrit

P Perlit

A Austenit

KF körniger Ferrit

M Martensit

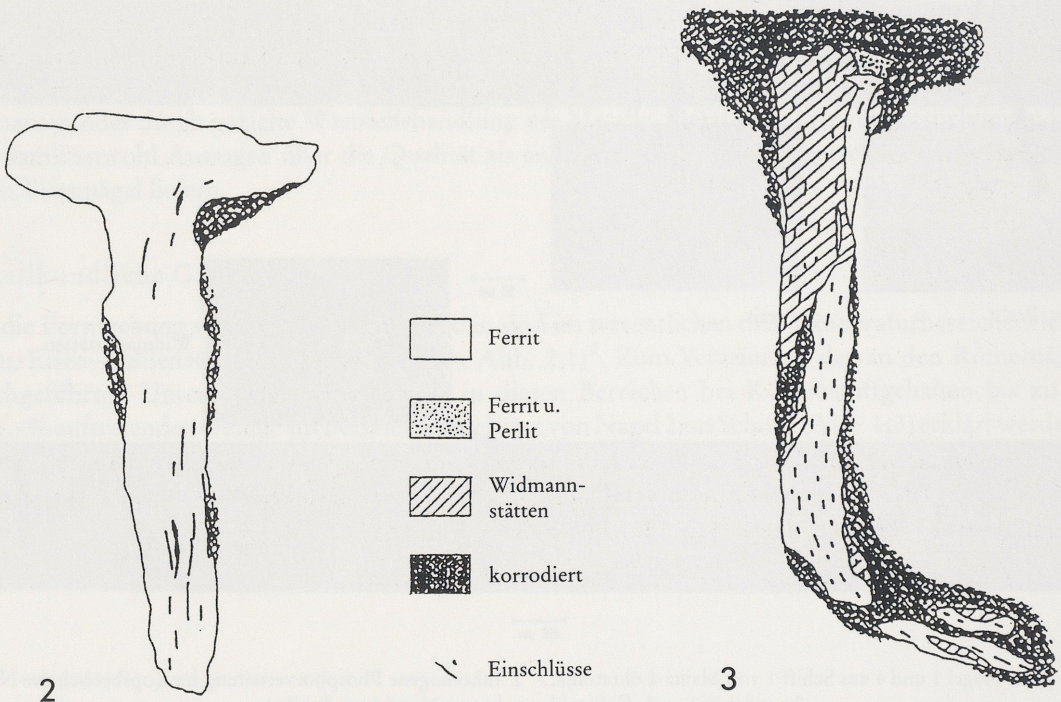


Abb. 2 1 Eisen/Kohlenstoff-Zustandsdiagramm (schematisch). – 2.3 Schematische Verteilung der Gefügeelemente: 2 in Nagel 1 aus Schiff 1; 3 in Nagel 2 aus Schiff 1.

bezeichnet wird. In Abb. 1,3 befindet sich ein reiner Ferrit-Anteil in der Mitte des oberen Bildstreifens; nach beiden Seiten schließen sich ferritisch/perlitische Anteile an. Proben mit diesen Entstehungstemperaturen lassen sich nur schwer bzw. mit hohem Kraftaufwand umformen. Das ferritisch/perlitische Gefüge ist dann sehr feinkörnig und zellig verformt. Ferner treten im Werkstück häufig Schmiederisse und -falten auf. Für aufwendigere Formgebung ist ein mehrmaliges Erwärmen notwendig.

Der zweite Bereich liegt bei Temperaturen zwischen ca. 730°C und – je nach Kohlenstoffgehalt – 800° bis 900°C. Dies ist ein zweiphasiges Gebiet. Das Eisen liegt in zwei Modifikationen vor, dem Ferrit und dem Austenit. Eine Kohlenstoffdiffusion läuft im Ferrit leichter ab, so daß dieser eher Kohlenstoff aufnehmen bzw. abgeben kann als der Austenit. Die Löslichkeit für Kohlenstoff ist allerdings im Austenit größer als im Ferrit. Beim Abkühlen aus diesem Temperaturbereich wandelt sich der Austenit wieder um. Abkühlgeschwindigkeiten, wie sie beim Abkühlen an Luft entstehen, führen dann wieder zum ferritisch/perlitischen Gefüge mit einer gegenüber dem ersten Temperaturbereich vergrößerten Korngröße. Die Formgebung ist bei diesen Temperaturen einfacher und sicherlich »in einer Hitze« durchführbar.

Der dritte Temperaturbereich liegt oberhalb von 900°C. Hier existiert nur noch die Austenit-Phase. Die Verformung kann bei diesen Temperaturen mit geringem Aufwand erfolgen. Aufgrund der sehr hohen Temperaturen tritt beim Abkühlen mit niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten ein spezieller Gefügetyp auf, der Korngrenzenferrit (Abb. 1,3 oben u. Mitte), und mit steigenden Abkühlgeschwindigkeiten das Widmannstätten-Gefüge (Abb. 1,3 unten u. Mitte, rechte Hälfte).

Die wesentlichen Merkmale aller Untersuchungen an historischen Eisenfunden lassen sich auf zwei Fragestellungen reduzieren. Es ist dies einerseits die Frage, ob das Fundobjekt aus einem oder mehreren zusammengeschweißten Eisenstücken besteht. Mehrere Eisenstücke wurden zusammengesetzt, entweder weil das zur Verfügung stehende Roheisen ein kleineres Volumen als der zu erstellende Gegenstand hatte³, oder weil durch die Verarbeitung unterschiedlicher Stahlgüten eine höhere Qualität des Objektes erzeugt werden sollte⁴. Da der Gehalt an Kohlenstoff im Eisen wesentlich dessen Eigenschaften bestimmt, betrifft die zweite Fragestellung eine eventuelle sekundäre Aufkohlung. Im Gegensatz zu einer unbeabsichtigten primären Aufkohlung als Folge der metallurgischen Prozesse ist eine sekundäre Aufkohlung das gezielte Einbringen von Kohlenstoff an besonders beanspruchten Stellen, z.B. einer Messerschneide. Dies führt zu einer erhöhten Festigkeit des Materials und ermöglicht das Härten des glühenden Stahls durch Abschrecken in Wasser. In der Literatur ist zu beobachten, daß bei einer inhomogenen Kohlenstoffverteilung relativ schnell von gezieltem Aufkohlen die Rede ist⁵ (siehe auch Anm. 3). Das »versehentliche« Aufkohlen beim Schmiedeglühen oder das primäre Aufkohlen wird nur wenig berücksichtigt⁶.

Untersuchungsmethoden

Metallische Werkstoffe besitzen eine kristalline Struktur, deren Art und Verteilung im Werkstoff untersucht werden muß. Die Phasen bestehen aus Kristalliten, die sich nach Form, Größe und Orientierung unterscheiden. In den Kristalliten können noch Gitterstörungen vorhanden sein (z.B. in verformten Materialien), und die chemische Zusammensetzung des Materials kann lokal (in Dimensionen von einem µm und darunter) verschieden sein. Alle diese Strukturparameter hängen von der Entstehungsgeschichte des Stückes ab. Ihre Messung kann daher Auskunft über die Herstellungsweise des Fundstückes geben. Im einzelnen wurden folgende Untersuchungsmethoden angewandt:

³ B. Neumann, Freiburger Forschungshefte D6, 1954, 51-65.

⁴ R. Pleiner in: Berichte über die Ausgrabungen in Hai-thabu 18: Archäometrische Untersuchungen (1983) 63-92.

⁵ O. Schaaber, Archäologie und Naturwissenschaften 1, 1977, 221-268.

⁶ J. Piaskowski in: Berichte über die Ausgrabungen in Hai-thabu 18, 45-62.

- Optische Mikroskopie zur Bestimmung der Verteilung von Gefügeelementen, Schlackeneinschlüssen, Rissen
- Rasterelektronenmikroskopie und Transmissionselektronenmikroskopie zur Klärung spezieller Probleme der Gefügeanalyse
- Elektronenbeugung zur Phasenanalyse in Verbindung mit:
- Chemische Analyse im Mikrobereich, EDX-Analyse
- Mikrohärtmessungen zur Festigkeitsbestimmung
- Quantitative Metallographie zur Bestimmung des lokalen Kohlenstoffgehaltes aus den Phasenverhältnissen

Bei historischen Eisenprodukten ist eine integrale chemische Analyse nicht sinnvoll, da aufgrund von fortgeschrittener Korrosion organischer Kohlenstoff durch mikrokristalline Risse diffundiert und zusammen mit den höheren Kohlenstoffgehalten in den Schlackeneinschlüssen so einen erhöhten Kohlenstoffgehalt vortäuscht. Daher wurde für diese Untersuchungen der Kohlenstoffgehalt aus den Phasenverhältnissen mittels Quantitativer Metallographie bestimmt. Ferner wurden zum Vergleich mit modernen Werkstoffen die in Vickersseinheiten bestimmten Härten in Zugfestigkeiten umgerechnet.

Metallkundliche Untersuchung

Die sieben untersuchten Eisennägel stammen aus drei verschiedenen Schiffen. Aus Schiff 1 standen vier, aus Schiff 7 ein und aus Schiff 9 zwei Nägel zur Verfügung. Die Nägel waren stark korrodiert. Trotzdem ließ sich ihre ursprüngliche äußere Form erkennen. Zwei Nägel sind schlank, der Rest von grober, dicker Form (Abb. 1,1). Alle Nägel sind ca. 6-8 cm lang und von rechteckigem Querschnitt. Die Nagelköpfe haben einen Durchmesser von ungefähr dem Dreifachen des Schaftquerschnittes, und die Ränder sind flach ausgeschmiedet. Aufgrund der stark fortgeschrittenen Korrosion ist eine genauere Bestimmung der Nagelabmessungen nicht möglich. Für die metallographischen Untersuchungen wurden die Korrosionsschichten von den Objekten entfernt und Längs- sowie Querschliffe angefertigt.

Schiff 1

Nagel 1 ist ca. 80 mm lang und hat einen quadratischen Querschnitt von 8 x 8 mm. Das Gefüge ist rein ferritisch und enthält damit weniger als 0,02 Gew.-% Kohlenstoff. Im Kernbereich des Nagels ist der Ferrit grobkörnig und wird zum Rand hin feinkörniger. Das Gefüge ist stark mit lang ausgeschmiedeten Schlacken durchsetzt (Abb. 2,2), die sich besonders im Bereich der Nagelspitze konzentrieren. Ferner ist in der Eisenmatrix inhomogen verteilter Phosphor mit einem Gehalt bis zu 0,9 Gew.-% nachzuweisen. Die Zugfestigkeit des für diesen Nagel verwendeten Materials wurde zu 640 N/mm² bestimmt.

Nagel 2 hat eine Länge von ca. 80 mm, einen Querschnitt von 6 x 6 mm und ist am Ende krampenartig umgeschlagen. Der Nagel fällt mit seinem inhomogenen Gefügebau auf (Abb. 1,3; 2,3). Eine Seite des Nagelkopfes und die anschließende Schaftseite bis zur Hälfte der Nagellänge besteht aus Korngrenzenferrit, der zum Nagelinneren in Widmannstätten-Gefüge übergeht. Die gegenüberliegende Kopfseite besteht aus zeiligem ferritisch/perlitischem Gefüge. Beide Bereiche sind im Nagelkopf durch ein rein ferritisches Gebiet getrennt, welches zum Schaft hin aufweitet und schließlich den gesamten Nagelschaft bildet. Der Ferrit liegt in rekristallisierter Form vor. Im Kopfbereich ist der Kohlenstoffgehalt mit 0,4 Gew.-% auf einer Seite relativ hoch, während er zur anderen Seite hin auf 0,2 Gew.-% abnimmt (Abb. 5,1). Im Schaft nimmt der Kohlenstoffgehalt zur Nagelspitze hin ab. Es ist nicht anzunehmen, daß hier lediglich kohlenstoffreichere Gebiete wegkorrodiert sind. An seinen Außenkanten ist Nagel 2 entkohlt.

Ferner sind im kohlenstoffreichen Gebiet bis zu 0,5 Gew.-% Phosphor enthalten; im kohlenstoffarmen Gebiet steigt der Phosphorgehalt bis auf 1,5 Gew.-% an. Die besonders im Kopfbereich inhomogene Phosphorverteilung des Nagels verläuft als Folge des Schmiedens faserartig parallel zur Nagellängsachse (Abb. 1,2). Der gesamte Nagel ist von fein verteilten, ausgeschmiedeten Schlacken gleichmäßig durch-

setzt. Im Bereich der Nagelkrümmung ist ein quer zur Nagellängsachse verlaufender Riß als Folge einer hohen Kaltverformung aufgetreten. Die Festigkeit variiert von 500 N/mm² am Schafttrand bis zu 850 N/mm² im Kern des Nagelkopfes.

Nagel 3 ist ca. 60 mm lang, bei einem Querschnitt von 6 x 8 mm. Er besteht aus reinem Eisen (Abb. 6,1). Im Rahmen der Nachweismöglichkeiten sind keine Legierungselemente bestimmbar. Das rein ferritische Gefüge ist im Kernbereich des Nagels grobkristallin mit inselartigen feinkörnigen Bereichen. Der Nagel ist besonders schlackenarm und weist eine Festigkeit von 650 N/mm² auf.

Nagel 4 ist mit einem Querschnitt von 5 x 5 mm sehr schlank und hat eine Länge von ca. 75 mm. Der Nagel ist leicht gebogen. Das ferritische Gefüge ist im Kopfbereich mit groblamellarem Perlit inselförmig durchsetzt. Der Schaft besteht im Kern aus ferritisch/perlitischem Gefüge, das zum Rand hin als Folge einer starken Entkohlung in Ferrit übergeht (Abb. 5,3). Das gesamte Gefüge ist mit Schlackenzeilen durchsetzt. In der Mitte des Nagels sind im Kernbereich zwei Risse von 5,6 bzw. 1,7 mm Länge und 0,2 mm Breite aufgetreten. Die Festigkeit dieses Nagels beträgt im Kernbereich 220 N/mm². Dies ist damit der von allen Nägeln geringste gemessene Betrag.

Schiff 7

Der einzige aus diesem Schiff untersuchte Nagel ist ca. 60 mm lang, hat einen Querschnitt von 5 x 5 mm und ist an seinem unteren Ende krampenartig umgeschlagen. Der Nagel besteht aus kohlenstoffhaltigem Eisen mit inhomogener Kohlenstoffverteilung. Das Gefüge ist ferritisch/perlitisch (Abb. 3,1; 6,3) mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,22 Gew.-% an der einen und 0,14 Gew.-% an der anderen Längsseite (Abb. 5,1). Beide Gebiete unterschiedlichen Kohlenstoffgehaltes sind durch ein rein ferritisches, grobkristallines Gebiet getrennt. Zusätzlich ist der Nagel am Schafttrand entkohlt. Der Nagel ist im Kern mit kleinen Schlackeneinschlüssen durchsetzt.

Im Bereich der Nagelspitze befindet sich eine außergewöhnlich große Schlacke. Sie bildet einen Winkel von ca. 15° zur Nagellängsachse. Dies ist ungewöhnlich, da aufgrund der Schmiedenumformung gewöhnlich alle Schlacken quer zur Umformrichtung und damit parallel zur Nagellängsachse orientiert sind. Ferner ist um die Schlacke ein ferritischer Hof in dem ferritisch/perlitischen Grundgefüge entstanden, der auf eine Kohlenstoffdiffusion aus der Eisenmatrix in der Schlacke hinweist. Die Festigkeit des Nagels liegt bei 740 N/mm².

Schiff 9

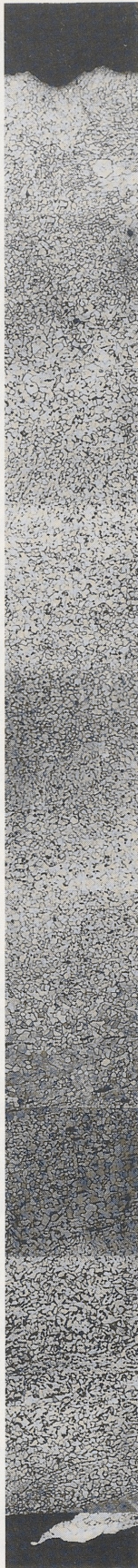
Nagel 1 hat eine Länge von 55 mm und einen Querschnitt von 8 x 8 mm. Das Gefüge des Nagels ist größtenteils rein ferritisch (Abb. 6,2). Als Besonderheit tritt am Schafttrand zusätzlich ein schmaler Gefügebereich aus Ferrit und Perlit als Folge eines in diesem Bereich erhöhten Kohlenstoffgehaltes von ca. 0,1 Gew.-% auf (Abb. 5,1). Im Nagel sind kaum Schlackeneinschlüsse enthalten. Auffällig ist, daß diese nur geringfügig ausgeschmiedet sind. Dieser Nagel weist eine Festigkeit von 500 N/mm² auf.

Nagel 2 hat einen rechteckigen Querschnitt von 6 x 8 mm bei einer erhaltenen Länge von 60 mm und ist besonders stark korrodiert. Der Nagelkopf besteht aus zeilig ausgeschmiedetem, ferritisch/perlitischen Gefüge (Abb. 3,2; 5,2) mit nur geringen Schwankungen im Kohlenstoffgehalt. Im Schaftbereich nimmt der Kohlenstoffgehalt von ca. 0,35 Gew.-% auf einer Seite auf 0,15 bis 0,2 Gew.-% zur anderen Schaftseite hin ab (Abb. 5,1). Auch dieser Nagel ist an den Außenkanten entkohlt. Auffällig ist die hohe Anzahl an Rissen im unteren Schaftbereich, aber auch die geringe Anzahl an Schlackeneinschlüssen (Abb. 6,1). Die Festigkeit reicht von 500 N/mm² im ferritischen bis zu 750 N/mm² im ferritisch/perlitischen Gebiet.

Schmiederversuche

Das Auftreten von Bereichen höheren Kohlenstoffgehaltes in Gefügen historischer Eisenfunde mit inhomogener Kohlenstoffverteilung wird häufig mit einer gezielten Aufkohlung erklärt. Andererseits kann dies auch ein Resultat von Auf- bzw. Entkohlungsprozessen unter verschiedenen Atmosphären im

250 μm



1

125 μm



2

Abb. 3 1 Gefügeübersicht von Nagel 1 aus Schiff 7 von Mainz-Löhrstraße. – 2 Gefügeübersicht von Nagel 2 aus Schiff 9.

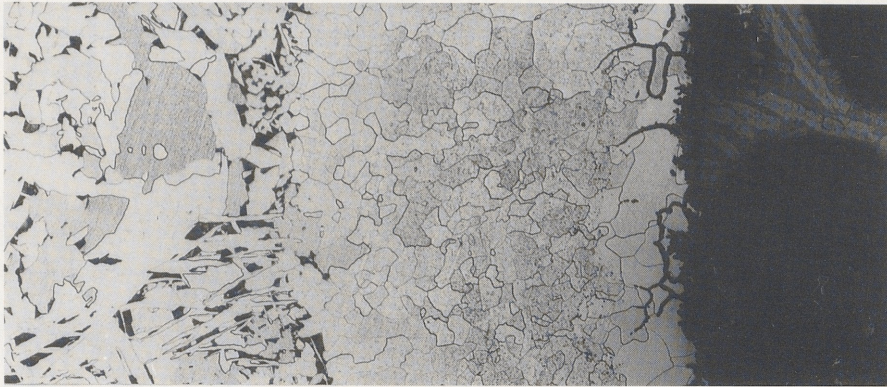
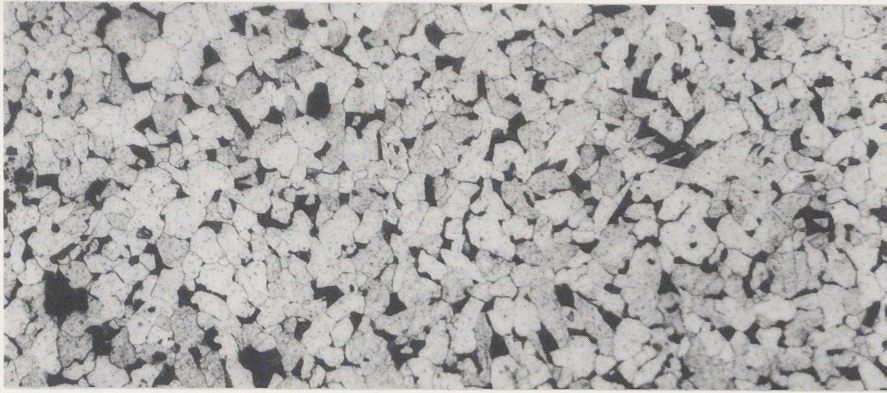


Abb. 4 1 Ausgangsgefüge des C15-Stahls. – 2 Entkohlter Bereich des Stahls aus Bild 1 nach dem Glühen in der Erdkuhle.
3 Aufgekohlter Bereich des Stahls aus Bild 1 nach dem Glühen in der Erdkuhle.

Schmiedefeuern sein. Dies zu überprüfen war das Ziel einer Arbeit, welche die Gefügeentwicklung bei einem Stahl mit 0,15 Gew.-% Kohlenstoff im Schmiedefeuern untersuchte. Es wurde die Temperatur des Feuers und durch verschiedene Positionen im Feuer die das Gut umgebende Atmosphäre variiert. Die Arbeiten wurden mit Hilfe zweier verschiedener Schmiedefeuertypen durchgeführt. Eine handelsübliche Feldschmiede und eine Erdkuhle (Abb. 6,4), beide mit Gebläse versehen, wurden verwendet. Um den vermuteten historischen Bedingungen nahe zu sein, wurde als Brennstoff Buchenholzkohle eingesetzt. Da bei industrieller Holzkohle weder deren Zusammensetzung aus den Holzarten noch die Herstellungsbedingungen bekannt sind, wurde die Buchenholzkohle von einem Köhler im Solling bezogen, der

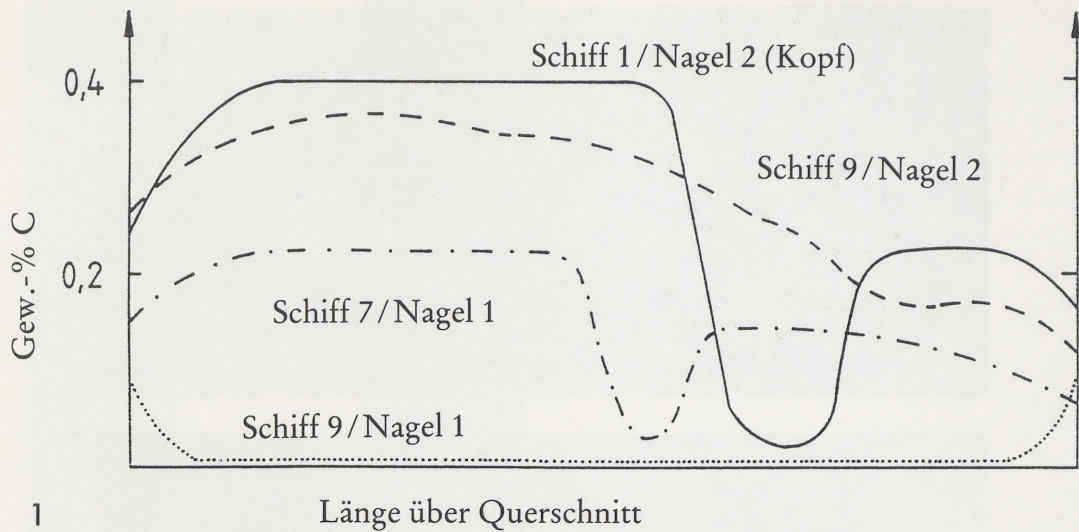


Abb. 5 1 Kohlenstoffverteilung über den Querschnitt bei verschiedenen Nägeln. – 2.3 Schematische Verteilung der Gefügeelemente: 2 in Nagel 2 aus Schiff 9; 3 in Nagel 4 aus Schiff 1.

diese in Meilern erzeugt. Die Proben wurden aus einem handelsüblichen unlegierten Stahl mit 0,15 Gew.-% Kohlenstoff gefertigt und hatten eine Länge von 80 mm bei einem Querschnitt von 6 x 6 mm. Im homogenisierten Ausgangszustand lag das Gefüge im ferritisch/perlitischen Zustand vor (Abb. 4,1).

Die Leistung der für die Schmiedefeuere verwendeten Gebläse wurde variiert. Die während des Glühens in den Proben entstehenden Temperaturen wurden im Kern einer Vergleichsprobe mit einem Thermoelement gemessen. Diese Temperatur lag ohne Verwendung eines Gebläses bei ca. 600°C und stieg mit dem Winddurchsatz bis auf 1150°C. In einem Fall ist während des Versuches in der Erdkuhle eine Eisenprobe angeschmolzen, d. h. es wurden ca. 1400°C erreicht.

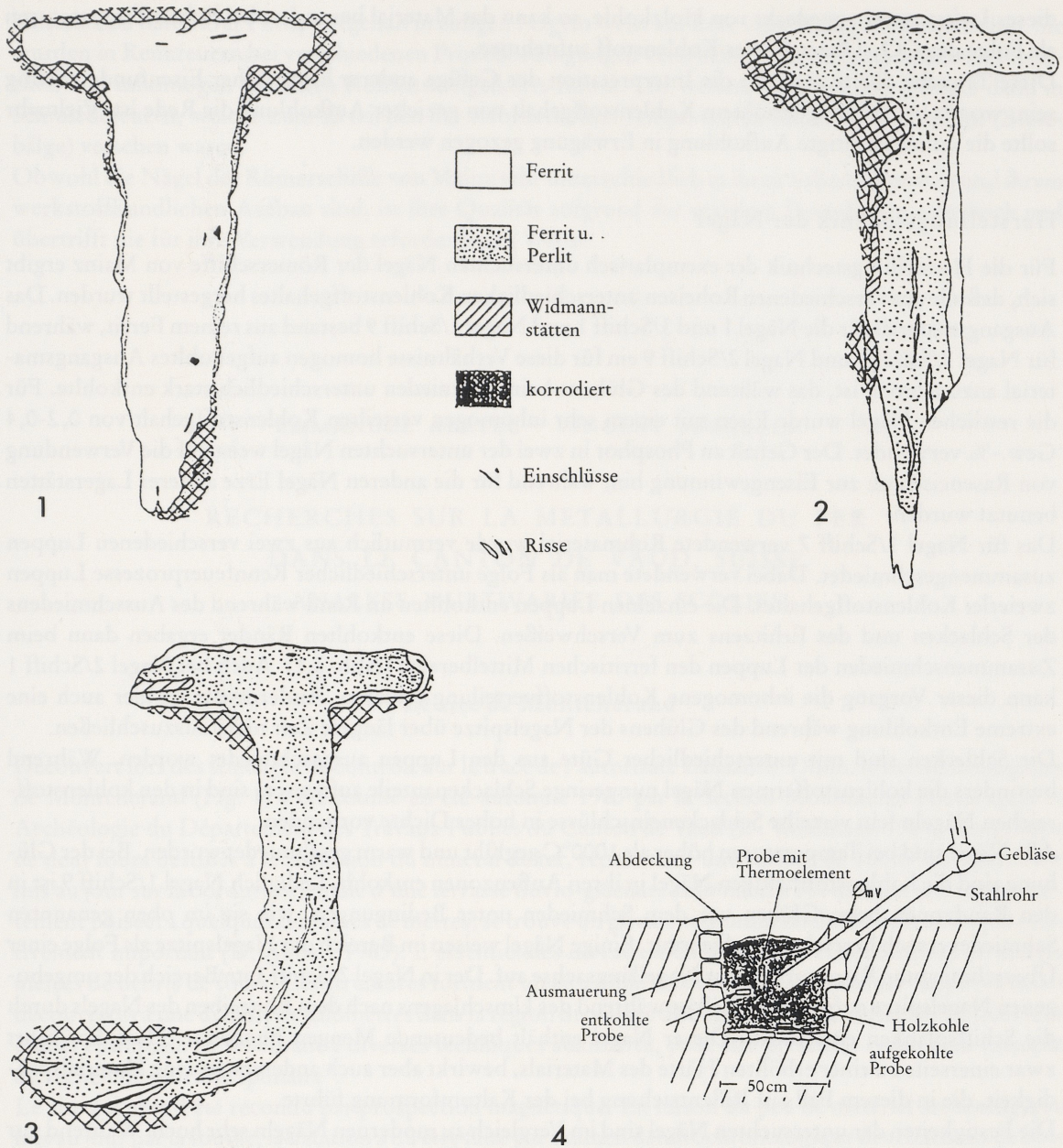


Abb. 6 1-3 Schematische Verteilung der Gefügeelemente: 1 in Nagel 3 aus Schiff 1; 2 in Nagel 1 aus Schiff 9; 3 in Nagel 1 aus Schiff 7. - 4 Querschnitt der zu Schmiedeversuchen verwendeten Erdkuhle.

Die Lage der Probe im Feuer beeinflusst den Grad der Auf- bzw. Entkohlung. Während bei der Feldschmiede die Luftzufuhr von unten erfolgte und damit das gesamte Glühgut durchströmte, wurde in der Erdkuhle die Luft von der Seite in halber Grubenhöhe zugeführt. Alle in der Feldschmiede bearbeiteten Proben waren am Rande entkohlt. In der Erdkuhle dagegen entkohnten lediglich die Proben, die im oberen Bereich des Feuers erwärmt wurden (Abb. 4,2). Proben, die im unteren Bereich des Feuers unterhalb der Luftdüse lagen, waren zwar stark erhitzt, aber überraschenderweise auch partiell aufgekohlte (Abb. 4,3). Dies läßt sich dadurch erklären, daß Proben im Bereich des Luftstromes des Gebläses aufgrund des Sauerstoffüberschusses in der Gasatmosphäre des Feuers entkohlen. Liegen die Proben dagegen abseits

dieses Luftstromes zugedeckt von Holzkohle, so kann das Material besonders bei hohen Temperaturen als Folge des CO₂-Überschusses Kohlenstoff aufnehmen.

Diese Tatsache dürfte auch für die Interpretation der Gefüge anderer historischer Eisenfunde wichtig sein, wo oft bei einseitig erhöhtem Kohlenstoffgehalt von gezielter Aufkohlung die Rede ist. Vielmehr sollte die unbeabsichtigte Aufkohlung in Erwägung gezogen werden.

Herstellungstechnik der Nägel

Für die Herstellungstechnik der exemplarisch untersuchten Nägel der Römerschiffe von Mainz ergibt sich, daß alle aus verschiedenen Roheisen unterschiedlichen Kohlenstoffgehaltes hergestellt wurden. Das Ausgangsmaterial für die Nägel 1 und 3/Schiff 1 und Nagel 1/Schiff 9 bestand aus reinem Ferrit, während für Nagel 4/Schiff 1 und Nagel 2/Schiff 9 ein für diese Verhältnisse homogen aufgekohltes Ausgangsmaterial anzunehmen ist, das während des Glühens beim Schmieden unterschiedlich stark entkohlte. Für die restlichen Nägel wurde Eisen mit einem sehr inhomogen verteilten Kohlenstoffgehalt von 0,2-0,4 Gew.-% verwendet. Der Gehalt an Phosphor in zwei der untersuchten Nägel weist auf die Verwendung von Raseneisenerz zur Eisengewinnung hin, während für die anderen Nägel Erze anderer Lagerstätten benutzt wurden.

Das für Nagel 1/Schiff 7 verwendete Rohmaterial wurde vermutlich aus zwei verschiedenen Luppen zusammengeschiedet. Dabei verwendete man als Folge unterschiedlicher Rennfeuerprozesse Luppen zweierlei Kohlenstoffgehaltes. Die einzelnen Luppen entkohnten im Rand während des Ausschmiedens der Schlacken und des Erhitzens zum Verschweißen. Diese entkohnten Ränder ergaben dann beim Zusammenschmieden der Luppen den ferritischen Mittelbereich (Abb. 3,1). Auch bei Nagel 2/Schiff 1 kann dieser Vorgang die inhomogene Kohlenstoffverteilung erklären. Andererseits ist hier auch eine extreme Entkohlung während des Glühens der Nagelspitze über längere Zeit nicht auszuschließen.

Die Schlacken sind mit unterschiedlicher Güte aus den Luppen ausgeschmiedet worden. Während besonders die kohlenstoffarmen Nägel nur geringe Schlackenanteile aufweisen, sind in den kohlenstoffreichen Nägeln fein verteilte Schlackeneinschlüsse in hoher Dichte vorhanden.

Alle Nägel sind bei Temperaturen höher als 1000°C geglüht und warm geschmiedet worden. Bei der Glühung sind die kohlenstoffhaltigen Nägel in ihren Außenzonen entkohlt. Lediglich Nagel 1/Schiff 9 ist in den Randzonen beim Glühen vor dem Schmieden unter Bedingungen, wie sie im oben genannten Schmiedeversuch herrschten, aufgekohlt. Einige Nägel weisen im Bereich der Nagelspitze als Folge einer Überschmiedung Risse parallel zur Nagellängsachse auf. Der in Nagel 2/Schiff 1 im Bereich der umgebogenen Nagelspitze aufgetretene Riß ist während des Umschlagens nach dem Eintreiben des Nagels durch die Schiffsplanken entstanden. Dieser Nagel enthält bedeutende Mengen Phosphor. Phosphor führt zwar einerseits zu einer erhöhten Härte des Materials, bewirkt aber auch andererseits eine Materialsprödigkeit, die in diesem Fall zur Rißentstehung bei der Kaltumformung führte.

Die Festigkeiten der untersuchten Nägel sind im Vergleich zu modernen Nägeln sehr hoch. Während zur Zeit für die Herstellung von Stiftnägeln ebenfalls kohlenstoffarme, unlegierte Stähle verwendet werden, ist deren Zugfestigkeit mit 330-460 N/mm² (s. Anm. 2) bedeutend geringer. Die für die Römernägel bestimmten Festigkeiten von 500-850 N/mm² entsprechen mehr denen von normal- bis hochfesten Baustählen. Lediglich Nagel 4/Schiff 1 hat mit 220 N/mm² eine extrem geringe Festigkeit. Diese führte sicherlich auch zur Verbiegung des Nagels beim Einschlagen in das Holz, wodurch seine erhaltene, gebogene Form entstand (Abb. 1,1 rechts).

Zusammenfassung

Sowohl die unterschiedlichen Qualitäten des verwendeten Ausgangsmaterials als auch die uneinheitlichen Abmessungen der Nägel weisen auf keine festen Vorschriften für die Produktion spätrömischer Nägel im germanischen Raum hin. Es ist auszuschließen, daß es sich bei den untersuchten Nägeln um ältere, beim Schiffsbau wiederverwendete Nägel handelt, da dies deutliche Spuren in den Werkstücken

hinterlassen hätte. Der Phosphorgehalt in einigen Nägeln weist auf Erze verschiedener Herkunft hin. Sie wurden in Rennfeuern bei verschiedenen Prozeßbedingungen verarbeitet, was zu Luppen unterschiedlichen und inhomogen verteilten Kohlenstoffgehaltes führte. Die weitere Verarbeitung erfolgte dann in Schmiedefeuern, welche zum Erreichen der erforderlichen Temperaturen mit einer Luftzufuhr (Blasebälge) versehen waren.

Obwohl die Nägel der Römerschiffe von Mainz sehr unterschiedlich in ihren äußeren Formen und ihrem werkstoffkundlichen Aufbau sind, ist ihre Qualität aufgrund der erzielten Festigkeiten sehr hoch und übertrifft die für ihre Verwendung erforderlichen Werte.

EMMANUEL ABETEL · VINCENT SERNEELS

RECHERCHES SUR LA METALLURGIE DU FER
DANS LE CANTON DE VAUD, SUISSE
ANALYSE MULTIVARIEE DES SCORIES

Le site de Montcherand

Découvert lors des sondages de contrôle sur le tracé de l'autoroute Lausanne-Dijon, le site archéologique de Montcherand (Fig. 1) a été fouillé en été-automne 1983 par la Section Monuments Historiques et Archéologie du Département des Travaux Publics du Canton de Vaud (D. Weidmann 1984). Un groupe de neuf fours destinés à la réduction du minerai de fer, répartis sur une surface de 300 m² environ, a été mis au jour sur la bordure orientale d'une terrasse fluvio-glaciaire culminant à 580 m, dans une région fortement boisée: à quelques centaines de mètres, se trouve un gisement de minerai de fer sidérolithique relativement important (D. Aubert 1963). L'essentiel des niveaux archéologiques était constitué de scories mêlées de débris de fours. Ces structures forment un ensemble relativement modeste par rapport à celles découvertes à une dizaine de kilomètres dans la région du village de Ferreyres (P.-L. Pelet 1973), mais leur étude, entreprise en recourant à diverses techniques auxiliaires, peut être présentée comme un exemple de recherche pluridisciplinaire¹.

Le site a d'abord été reconnu par prospection magnétique. En raison du peu de matériel archéologique mis au jour par la fouille, la datation a dû être faite par examen dendrochronologique des charbons de bois utilisés pour le chauffage des fours ou, dans certains cas, à partir de dosages du carbone 14: des tentatives de mesures de la rémanence magnétique ont été faites, alors que les diverses essences de bois utilisées ont été déterminées. Plusieurs scories ont fait l'objet d'une étude géochimique.

La prospection magnétique

L'Institut de Géophysique de l'Université de Lausanne, a procédé à l'exploration préliminaire du périmètre concerné à l'aide d'un magnétomètre à protons. Deux zones présentant des caractéristiques

¹ Elle répond d'ailleurs aux souhaits mêmes de P.-L. Pelet (1974, 798) qui, en parlant des exploitations sidérurgiques, relevait: «ces sites, les plus pauvres en éléments traditionnels de datation, sont en fait les plus intéressants, les plus

riches pour l'histoire du fer. Mais leur étude doit se fonder sur d'autres méthodes d'approche: physique du carbone, minéralogie, chimie, géobotanique, et surtout sur l'analyse des techniques de production».