

Office translation

**Material Testing Laboratory
of the State of Brandenburg -**
Instructed to perform material
testing for the state Berlin

Examination Report

No. 1.3/00/3664

2 copies

Client	TOP STORY Filmproduktion GmbH Mrs. Jutta Rabe August-Bebel-Straße 26-53 14482 Potsdam
Contents	Material examination of a part of the starboard front bulkhead of the ferry "Estonia" in order to prove mechanically caused structure deformations.
Instructions received	06.09.2000
Material received	01.09.2000
Material delivered by	client
Time period of examination	08.09.2000 to 28.09.2000

1. Contents of Instructions

The part supplied from the starboard front bulkhead of the ferry "Estonia" was
according to agreement examined as follows:

- Scanning electron microscope (SEM) examination
- Chemical composition (piece analysis)
- Metallographic examinations
- Micro hardness process measurements
- Examination report

2. Statements Concerning the Objects to be Examined

2.1 Object to be examined

The triangular steel sample of the starboard front bulkhead has according to clients two sides (cathodes) which are fracture edges and one side (hypotenuse) which was flame-cut during cutting off of the sample. The fracture edges and the parts of the surfaces are corroded. The area marked side 1 shows besides red paint remains also partly broken parts of the white top layer. This side is according to clients the outside of the bulkhead. The area marked side 2 is, besides the mentioned corroded parts, exclusively covered by white paint. (Pictures 1, 2.)

2.2 Preparations of Specimen

After the drawing up of a sample plan (picture 7) macroscopic overview photos were made (pictures 1 – 6) and the material separated for the different examinations.

The SEM examinations were carried out at the non-treated fracture areas and thereafter at one specimen after removal of the loose corrosion products.

In order to determine the chemical composition a facing and a polish specimen were made of the respective sample.

The metallographic specimens were micro-cut, imbedded, treated and structured.

Table 1: Distribution of specimen and markings.

Run. No.	Specimen Mark of Client	Mark of Specimen	Type of Specimen	Remarks
1	PART OF	13/00/3664 V011	fracture surface	SEM examination
2		13/00/3664 V021	fracture surface	SEM examination
3		13/00/3664 S011	facing section	piece analysis
4		13/00/3664 G011	section, middle micro instead of cross	structure, area distant from the fracture edge

5	STARBOARD	13/00/3664 G012	section from the middle opposite G011 turned by 90°	structure, area distant from the fracture edge
6	FRONT	13/00/3664 HMV012	at section G012	Micro-hardening process
7	BULKHEAD	13/00/3664 G021	section parallel to fracture edge	structure, pages ¾ fracture edge
8		13/00/3664 G022	section transverse to fracture edge	structure, pages ¾ fracture edge
9		13/00/3664 HMV022	section G022	Micro-hardening process
10		13/00/3664 G031	section parallel to fracture edge	structure, pages ¾ fracture edge
11		13/00/3664 G032	section transverse to fracture edge	structure page 3, fracture edge
12		13/00/3664 HMV032	at section G032	Micro-hardening process

3. Examination carried out and Results

3.1 SEM Examinations

Examination technique : Topographic and analytic examinations of fracture surfaces

Examination installation : SEM digital scanning microscope DSM 940 A of Messrs. CARL ZEISS OBERKOCHEN with EDX set of Messrs. LINK/OXFORD INSTRUMENTS LTD.

Examination results:

Due to the extensive corrosion appearance it was no more possible to establish on the fracture surface indications of its characteristics. The fracture surface does not show a uniform appearance picture. Besides the areas with a thick layer of corrosion products - specimen 1.3/00/3664 V021 (picture 8) and specimen 1.3/00/3664 V011 (picture 10) – there are areas recognizable where part of the corrosion layer is cracked off (pictures 11 and 12). The chemical composition of the surface areas shown by the pictures is compiled in *Table 2*. The composition of the fracture surface area with the thick corrosion layer shows a high iron and oxygen content as well as a relatively high silicium concentration, which cannot be explained by the silicium content of the steel (*Table 2, column 2-4*). The silicium distribution of the fracture surface area shown on picture 8 is

shown on picture 9. Accordingly the silicium is mainly present in 5-10 µm big particles. It has to be assumed that small sand particles are contained in the layer of corrosion products.

Besides the mentioned elements also sulphur is contained in considerable quantities in this layer. The other elements mentioned in *Table 2* can in substance be traced back to sea water, whereby it has to be noted that chlorine was not found in these fracture surface areas.

In the fracture surface areas, where a part of the layer of corrosion products was cracked off (pictures 11 and 12) also a sulphur concentration of more than 10% – besides a high content of oxygen and iron – could be determined (*Table 2, columns 5, 6*). It is not possible to determine by means of the results of the analysis in which chemical bound form the sulphur is present. The source for the sulphur contamination cannot be stated. Based on the analysis of the attached paint remains the coating can be excluded as the source of the sulphur supply.

Table 2 : Compilation (element %) of the different fracture surface areas (element %).

	1.3/00/3664 VO21	1.3/00/3664 VO11	1.3/00/3664 VO21	1.3/00/3664 VO21	1.3/00/3664 VO11
Element	Picture 8	Picture 10	Picture 11 Position 1	Picture 11 Position 2	Picture 12
1	2	3	4	5	6
OXYGEN (O)	45,2	34,7	43,4	24,5	29,7
SODIUM (Na)	0,7	0,8	1,5	0,0	0,9
MAGNESIUM (Mg)	0,2	0,6	0,5	0,8	0,4
ALUMINIUM (Al)	0,4	0,1	0,2	0,0	0,0
SILICIUM (Si)	1,8	1,5	2,3	0,1	3,1
PHOSPHORUS (P)	0,4	0,6	0,7	0,0	0,2
SULPHUR (S)	1,0	1,5	1,2	11,6	14,5
POTASSIUM (K)	0,1	-	0,1	0,0	0,0
CALCIUM (Ca)	0,1	0,3	0,2	0,2	0,1
CHROMIUM (Cr)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
MANGANESE (Mn)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
IRON (Fe)	50,0	59,9	49,8	62,8	51,1

Picture 13 shows a fracture surface area with the layer of corrosion products having been more or less cracked-off (specimen 1.3/00/3664 VO11). The chemical composition of this fracture surface area is stated in *Table 3, column 2*. In the fracture surface area only to a small extent covered by corrosion products small quantities of nickel are present. Nickel as well as chrome and manganese could also be proved in those parts of the fracture surface (*Table 3, column 3*) where the thick layer of corrosion products had been removed mechanically (picture 14). While the manganese being an alloy part is present in non-alloyed building steels, the contents of nickel and chrome cannot be explained. On the SEM picture of this fracture surface area (picture 14) a crack is visible. It cannot be excluded that in addition to this fracture (through-running crack) further cracks (secondary cracks) do exist in the material.

Table 3 : Composition (element %) of different fracture surfaces and surface areas.

	1.3/00/3664 VO11	1.3/00/3664 VO11	1.3/00/3664 VO21	1.3/00/3664 VO21	1.3/00/3664 VO21
Element	Picture 13	Picture 14	Picture 15	Picture 16	Picture 17
1	2	3	4	5	6
OXYGEN (O)	5,9	33,6	31,2	23,5	12,4
SODIUM (Na)	0,1	0,9	0,7	0,0	0,4
MAGNESIUM (Mg)	0,1	0,0	0,0	1,4	0,6
ALUMINIUM (Al)	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0
SILICIUM (Si)	0,1	0,3	2,2	0,1	1,1
PHOSPHORUS (P)	0,0	0,0	0,6	0,0	0,1
SULPHUR (S)	0,8	4,3	1,0	12,5	0,6
CHLORINE (Cl)	0,0	0,2	0,1	0,0	0,0
POTASSIUM (K)	-	0,0	0,3	0,0	0,0
CALCIUM (Ca)	0,0	0,0	0,1	0,3	0,2
TITANIUM (Ti)	0,0	0,0	-	0,0	0,1
CHROMIUM (Cr)	0,0	0,1	0,0	0,0	0,2
MANGANESE (Mn)	0,0	0,3	0,0	0,0	0,7
IRON (Fe)	92,8	59,7	63,2	62,1	81,2
NICKEL (Ni)	0,2	0,6	0,0	0,0	1,3
COPPER (Cu)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,9

For the purpose of comparison areas of the inner surface near the fracture edge have been examined. Pictures 15-17 (specimen 1.3/00/3664 V021) show respective surface areas and their chemical composition is shown in columns 4 to 6 of *Table 3*. The appearance forms of the corroded areas of the inner surface are similar to those of the fracture surface. The surface area with completely attached corrosion layer consists mainly of the oxidizing products of iron (*Table 3, column 4*). Similar to the composition of the fracture surface (*Table 2, columns 2-4*) also at the inner surface increased concentrations of silicon and sulphur are present. Also at the areas of the inner surface, where the layer of corrosion products is partly cracked off, the composition of the respective areas complies with the fracture surface, i.e. also in areas of the inner surface a sulphur content of more than 10% has been established. In way of the area of the inner surface (picture 17) where the layer of corrosion products was mostly cracked off, the elements nickel (1.3%), copper (0.9%) and chromium (0.2%) could be proved. These elements are neither parts of the steel nor of the coating.

3.2 Chemical Composition (piece analysis)

Specimen treatment	Facing and polish micro-sections
Testing installation	glow discharge spectral-meter

Testing result

The analysis result is shown in *Table 4, page 31*. The chemical composition of the specimen determined can be compared with building steel St 37-2, material no. 1.0037 according to EN 10025 (*Table 4*).

The specimen 1.3/00/3664 S011 shows within the tolerances a particularly low sulphur content.

3.3 Structure examination

3.3.1 Metallographic examination

Examination technique : Metallographic treatment, etching technique and
light microscopy

Examination installation : Automatic polishing set TF 250 JEAN WIRTZ,
stereo-microscope CZ JENA GMBH,
Camera upright microscope Neophat 32 CZ JENA
GMBH,
Picture analysis system Imtron 2000 Messrs.
IMTRONIK GMBH

Examination results

The micro sections of the specimens 13/00/3664 G011 and 13/00/3664 G012 were taken from the presumably less strained area of the fracture occurrence.

The take-away location is ca. 5 cm off the fracture edges and ca. 3 cm off the flame-cut hypotenuse.

The specimen 13/00/3664 G031, extending into the flame-cut area, revealed a welding strain through the different heat diffusion zones up to a distance of max. 6 mm. Consequently it has to be concluded that specimens 13/00/3664 G011 and 13/00/3664 G012 did not sustain structure changes due to heat as a result of the flame-cutting process.

The metallographic examinations of specimen 13/00/3664 G011 and 13/00/3664 G012 revealed a fine, recrystallized, slightly lammellar ferrite, perlite structure with manganese sulphide slag and secondary cementite precipitations along the grain edges. The structure mainly consists of ferrite.

The perlite is structured fine to middle lamellar and built up distinctly lamellar. The light microscope examination did not reveal any changes by eventual mechanical influences (pictures 18-21). This structural condition can be compared with the structure of a finely granular non-alloyed building steel.

The micro sections of specimen 13/00/3664 G021 and 13/00/3664 G022 as well as 13/00/3664 G031 and 13/00/3664 G032 have been taken from the fracture areas of the steel sample (sample plan, picture 7).

There are significant differences of the structure conditions in the micro sections of the specimens recognizable which depend on the place from where the specimens were taken.

The structure of specimen 13/00/3664 G021, which had been taken ca. 1 cm off the fracture edge (turned 90° as to specimen 13/00/3664 G022), shows only minor changes (picture 22, 23), as for example slight changes in the perlite grain (picture 23), which is partly still granular and partly a destruction of the lamellae in the grain is visible. The grain is compared to the grain of specimens 13/00/3664 G011 and 13/00/3664 G012 slightly stretched (picture 22).

The structure of specimen 13/00/3664 G022 shows significant changes in way of the fracture edge area (pictures 26-33). These plastic deformations in the micro range do indicate exposure to extremely heavy shock forces such as happens from the effects of a substance detonating.

The resulting heat, which is created during such a shock by the internal friction whilst overcoming the sliding resistance, is responsible for the changes within the structure. Since the sliding does not occur in phases but undulatively (as a consequence of the movements of displacements), this is also recognizable as undulative formation of the structural parts (pictures 26-33). The shearing bands created are in particular clearly visible on the pictures 27 and 28. The initial structural parts are extensively destroyed. On the overview of the micro section of specimen 13/00/3664 G022, pictures 24 and 25, the undulative condition of the structural parts is recognizable also in the macro range. The undulative condition of the fracture edge is located at the inside of the bulkhead.

Whether the jagged lines on the right hand side of picture 32 indicate internal cracks has to be established by further examinations.

The in volume panel-shaped iron carbide parts of the perlite are unable to resist the strong micro processes. The destruction of this perlite, marked on the micro section as lamellar structure, becomes particularly clear on pictures 29, 31 and 33. A destruction of the lamellae has occurred which cannot occur by any comparable mechanical technological influence. The processes of explosive treatments of metallic materials as for example explosive hardening and

explosive cladding have to be excluded. These processes show in surface-near areas comparable effects.

The structures of specimen 13/00/3664 G031 (pictures 34-37) also show only minor changes, comparable to those of specimen 13/00/3664 G021, which is primarily recognizable by a change of the perlite grain (picture 35).

Also here it is established that there are slight changes in the perlite grain (pictures 35, 37), which partly is still lamellar and which partly shows a destruction of the lamellae in the grain. Stretching of the grains in comparison to the grains of the specimen 13/00/3664 G011 and 13/00/3664 G012 is hardly visible (picture 22).

3.3.2 Measurements of the micro hardening development

Examination technique : Metallographic treatment, micro hardening measurement

Examination installation : Micro hardening examination set, computer controlled HMV2000, SHIMADZU

Examination results

The hardening development measurements have been performed from the edge (fracture edge respectively surface side 1) to the core of specimen 13/00/3664 G012, 13/00/3664 G022 and 13/00/3664 G032 (perpendicular to the fracture edge).

For a better recording of the hardening in the edge-near area the micro hardening development measurements were performed by HV 0.05 (small indentation diagonal). In the immediate vicinity of the surfaces the respective measuring point 1 is situated.

The results of the measurements are listed up in tables 5, 6 and 7 (pages 32-34).

The hardening values of steel ST37-2 used for comparison purposes have been established to be in the range between HV 105 to HV 145 after change of the tensile strength R_m to Vickers HV. The lowest hardening values measured of the specimen are with HV 281 substantially higher than the hardening values of an uninfluenced material of this class.

It has to be concluded that the pressure waves also in areas, where by means of light microscopes, only little deformation is recognisable, did result in hardening due to structure deformation in the micro range; (deformation of the perlite grain, change of the solidification density).

In way of measuring point 1 of specimen 13/00/3664 G022 the strongest hardening was measured to be HV 515. The hardening values of fracture distant specimen 13/00/3664 G012 show the same increase of hardening as the other specimen, however, without reaching the peak values in the fracture near areas.

The fluctuations of the hardening values do result from the small force (small indentation diagonals) on the recording of small structure areas, which are different in their hardening (soft ferrite, hard perlite).

4. Summary and Discussion of Results

In order to prove mechanically caused changes of the grain structure material testings were performed. Due to the strong corrosion appearances on the fracture surface the fracture characteristics could no more be established by means of scanning electron microscopic examination. The composition of the surface areas by a thick corrosion layer shows a high content of iron and oxygen and a distinct silicium concentration, which cannot be explained by the silicium content of the steel. In way of the fracture areas with partly cracked off corrosion layer sulphur concentrations of more than 10 p.c. could be proved in addition to oxygen and iron contents. The source of the sulphur contamination cannot be stated.

In way of the surface areas, where the cracking off of the corrosion layer was far-reaching, small quantities of nickel have been analysed. Nickel as well as chrome and manganese could also be proved in way of the areas where the thick corrosion layer had been removed mechanically. The contents of the nickel and chrome cannot be explained.

In way of an area of the inner surface with far-reaching cracked off corrosion layer – apart from nickel (1.3%) and chrome (0.2%) – also copper (0.9%) could be proved.

The chemical composition of the sample was established and compared with building steel St 37-2, material no. 1.00037, according to EN 10025. The analysed sample has within the tolerances a particularly low phosphorus content.

The metallographic examinations of the micro sections from the less strained area revealed a fine, recrystallized, slightly lamellar ferrite, perlite structure with manganese sulphide slag and secondary cementite precipitations along the grain edges. The major proportion of the structure is ferrite. The perlite is structured fine to middle lamellar and clearly built up lamellated. This structure picture is comparable to the structure of a fine-grained, unalloyed building steel. The strained micro-section specimens from the fracture area of the starboard front bulkhead show an extensive destruction of the initial structure components. These plastic deformations within the micro range indicate exposure to extremely heavy shock forces, such as happens from the effects of a substance detonating.

The resulting heat, which is created during such a shock by the internal friction whilst overcoming the sliding resistance, is responsible for the changes within the structure. Since the sliding does not occur in phases but undulatively (as a consequence of the movements of displacements) this is also recognizable as undulative formation of the structural parts. Already at a distance of ca. 9 cm from the specimen strained strongest only little changes to the structural characteristics were established.

Based on these results it is probable that the main strained area is to be found at another part of created hole.

During the micro hardness process measurements the hardness values have been compared with those of the St 37-2 steel. According to the established revaluation of tensile strength R_m of St 37-2 steel the hardness values should have been within a range of HV 105 to HV 145. The lowest hardness value of the measured specimen is with HV 281, however substantially higher than the hardness values of an uninfluenced material of this class.

It has to be concluded that the pressure waves also in areas, where by means of light microscopes, only little deformation is recognisable, did result in hardening due to structure deformation in the micro range; (deformation of the perlite grain, change of the solidification density).

The highest hardening has been established in way of the immediate fracture area of the specimen being most strongly strained.

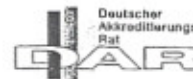
For this hardness increase as well as for the determined structure deformations detonative influence is probable.

Berlin, 29.9.00

Materialprüfungsamt des Landes Brandenburg

Beauftragt mit der Durchführung der
Materialprüfung für das Land Berlin

Enclosure 3



DAP-P-02.313-00-95-01

Untersuchungsbericht

Nr.: 1.3/00/3664

2 Ausfertigungen

Auftraggeber

TOP STORY Filmproduktion GmbH
Frau Jutta Rabe
August – Bebel- Straße 26- 53
14482 Potsdam

Inhalt

Materialuntersuchungen an einem Teil des Steuerbord-
frontschottes des Fährschiffes „Estonia“, zum Nachweis
mechanisch verursachter Gefügeveränderungen

Auftrag vom / Zeichen	06.09.2000
Auftragseingang	06.09.2000
Materialeingang	01.09.2000
Materialanlieferung	Auftraggeber
Materialentnahme	Auftraggeber
Untersuchungszeitraum	Vom 08.09.2000 bis 28.09.2000

Der Untersuchungsbericht umfaßt 34 Seiten, davon 23 Seiten Tabellen/Abbildungen

Die Untersuchungsergebnisse beziehen sich nur auf die zur Untersuchung vorliegenden Proben.

Das zu untersuchende Material wird zurückgeliefert.

Veröffentlichungen von Untersuchungsberichten, auch auszugsweise, sowie der Verweis auf Untersuchungen zu Werbezwecken
bedürfen in jedem Einzelfalle der widerruflichen schriftlichen Einwilligung des MPA.

MPA Brandenburg, Müggelseedamm 109, 12587 Berlin, Telefon (030) 64 186-0, Telefax (030) 64186 177

Dezernat 1.3, Schadensfälle/Korrosion Telefon (030) 64186-131

1. Inhalt des Auftrages

An dem angelieferten Teilstück des Steuerbordfrontschottes des Fährschiffes „Estonia“ zum Nachweis mechanisch verursachter Gefügeveränderungen wurden laut Absprache die folgenden Untersuchungen durchgeführt:

- Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung
- Chemische Zusammensetzung (Stückanalyse)
- Metallographische Untersuchung
- Mikrohärteverlaufsmessung
- Untersuchungsbericht

2. Angaben zu den Untersuchungsgegenständen

2.1 Untersuchungsobjekt

Bei der vorliegenden dreieckigen Stahlprobe des Steuerbordfrontschottes handelt es sich laut Auftraggeber bei zwei Dreiecksseiten (Katheten) um Bruchkanten und bei der dritten Seite (Hypothense) um eine schweißbelastete Kante, die beim Abtrennen der Probe entstanden ist. Die Bruchkanten und Bereiche der beiden Oberflächen sind korrodiert. Die mit Seite 1 bezeichnete Fläche weist neben roten Farbresten noch partiell gebrochene Teile der weißen Deckschicht auf. Diese Fläche ist laut Auftraggeber die Außenfläche des Schottes. Die mit Seite 2 bezeichnete Fläche ist neben den genannten korrodierten Gebieten ausschließlich mit einer ehemals weißen Farbschicht bedeckt (Bilder 1, 2).

2.2 Probenvorbereitung

Nach der Erstellung eines Probenplanes (Bild 7) wurden makroskopischen Übersichtsfotos angefertigt (Bilder 1- 6) und das Material für die einzelnen Untersuchungen herausgetrennt.

Die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen sind an den unbehandelten Bruchflächen und danach an einer Probe nach Entfernung der locker anhaftenden Korrosionsprodukte durchgeführt worden.

Für die Bestimmung der chemischen Zusammensetzung wurde die entsprechende Probe mit einem Plan- und Feinschliff versehen.

Die metallographischen Proben wurden mit einem Feinschnitt getrennt, eingebettet, präpariert und strukturiert.

Tabelle 1: Aufteilung der Proben mit Probenbezeichnung

lfd. Nr	Probenbez. Auftraggeber	Probenbez. MPA	Probenart	Bemerkungen
1	Teilstück des Steuer- bord- front- schottes	13/00/3664 V01 1	Bruchfläche	REM-Untersuchung
2		13/00/3664 V02 1	Bruchfläche	REM-Untersuchung
3		13/00/3664 S01 1	Planschliff	Stückanalyse
4		13/00/3664 G01 1	Schliff, Mitte	Gefüge, bruchkantenfernes Gebiet
5		13/00/3664 G01 2	Schliff aus Mitte gegenüber G011 um 90° gedreht	Gefüge, bruchkantenfernes Gebiet
6		13/00/3664 HMOV01 2	an Schliff G01 2	Mikrohärteverlauf
7		13/00/3664 G02 1	Schliff parallel zur Bruchkante	Gefüge, Seite 3/ 4, Bruchkante
8		13/00/3664 G02 2	Schliff quer zur Bruchkante	Gefüge, Seite 3/ 4, Bruchkante
9		13/00/3664 HMOV02 2	an Schliff G02 2	Mikrohärteverlauf
10		13/00/3664 G03 1	Schliff parallel zur Bruchkante	Gefüge Seite 3, Bruchkante
11		13/00/3664 G03 2	Schliff quer zur Bruchkante	Gefüge Seite 3, Bruchkante
12		13/00/3664 HMOV03 2	an Schliff G03 2	Mikrohärteverlauf

3. Durchgeführte Untersuchungen und Ergebnisse

3.1 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung

Untersuchungsverfahren	Topographische und analytische Untersuchungen an Bruchflächen
Untersuchungseinrichtung	Rasterelektronenmikroskop - Digitales Scanning Mikroskop DSM 940A der Firma Carl Zeiss Oberkochen mit EDX-Gerät der Firma Link/Oxford Instruments GmbH
Untersuchungsergebnisse	

Auf Grund der starken Korrosionserscheinungen konnten auf der Bruchoberfläche keine Merkmale mehr ermittelt werden, die einen Hinweis auf die Bruchcharakteristik geben können. Die Bruchfläche weist kein einheitliches Erscheinungsbild auf. Neben Bereichen mit einer dicken Schicht von Korrosionsprodukten Probe 1.3/00/3664 V021 (Bild 8) und Probe 1.3/00/3664 V011 (Bild 10), sind Bereiche zu erkennen, bei denen ein Teil der Korrosionsschicht abgeplatzt ist (Bilder 11 und 12). Die chemische Zusammensetzung der in den Bildern dargestellten Oberflächenbereiche ist in der Tabelle 2 zusammengefaßt. Die Zusammensetzung der Bruchflächenbereiche mit der dicken Korrosionsschicht weist einen hohen Eisen- und Sauerstoffgehalt und eine relativ hohe Siliziumkonzentration, die nicht durch den Siliziumgehalt des Stahls erklärt werden kann, auf (Tabelle 2, Spalten 2-4). Die Siliziumverteilung des in Bild 8 dargestellten Bruchflächenbereichs zeigt das Bild 9. Danach liegt das Silizium vorwiegend in ca. 5 bis 10 µm großen Partikeln vor. Es ist anzunehmen, daß kleine Sandpartikel in der Schicht der Korrosionsprodukte enthalten sind.

Neben den erwähnten Elementen ist in dieser Schicht noch Schwefel in beachtlichen Konzentrationen enthalten. Die anderen in der Tabelle 2 angeführten Elemente können im wesentlichen auf Meerwasserinhaltsstoffe zurückgeführt werden, wobei zu vermerken ist, daß Chlor in diesen Bruchflächenbereichen nicht festgestellt werden konnte.

In den Bruchflächenbereichen, in denen ein Teil der Schicht der Korrosionsprodukte abgeplatzt war (Bilder 11 und 12), konnte neben hohen Sauerstoff- und Eisengehalten noch Schwefel in Konzentrationen von über 10 % nachgewiesen werden (Tabelle 2, Spalten 5 und 6). In welcher chemisch gebundenen Form der Schwefel vorliegt kann auf Grund der Analyseergebnisse nicht festgestellt werden. Die Quelle der Schwefelkontamination kann nicht angegeben werden. Auf Grundlage der Analyse der anhaftenden Farbreste ist die Beschichtung als Schwefellieferant auszuscheiden.

Tabelle 2: Zusammensetzung (Element %) verschiedener Bruchflächenbereiche

	1.3/00/3664 V02 1	1.3/00/3664 V01 1	1.3/00/3664 V02 1	1.3/00/3664 V02 1	1.3/00/3664 V01 1
Element:	Bild 8	Bild 10	Bild 11 Stelle 1	Bild 11 Stelle 2	Bild 12
1	2	3	4	5	6
Sauerstoff (O)	45,2	34,7	43,4	24,5	29,7
Natrium (Na)	0,7	0,8	1,5	0,0	0,9
Magnesium (Mg)	0,2	0,6	0,5	0,8	0,4
Aluminium (Al)	0,4	0,1	0,2	0,0	0,0
Silizium (Si)	1,8	1,5	2,3	0,1	3,1
Phosphor (P)	0,4	0,6	0,7	0,0	0,2
Schwefel (S)	1,0	1,5	1,2	11,6	14,5
Kalium (K)	0,1	-	0,1	0,0	0,0
Kalzium (Ca)	0,1	0,3	0,2	0,2	0,1
Chrom (Cr)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Mangan (Mn)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Eisen (Fe)	50,0	59,9	49,8	62,8	51,1

Ein Bruchflächenbereich, bei dem die Schicht der Korrosionsprodukte weitestgehend abgeplatzt ist, ist im Bild 13 (Probe 1.3/00/3664 V011) dargestellt. Die chemische Zusammensetzung dieses Bruchflächenbereichs ist in Tabelle 3, Spalte 2 angeführt. In dem nur mit wenig Korrosionsprodukten bedeckten Bruchflächenbereich sind geringe Mengen von Nickel vorhanden. Nickel sowie Chrom und Mangan konnten auch in dem Bereich der Bruchfläche nachgewiesen werden (Tabelle 3, Spalte 3), bei dem die dicke Schicht der Korrosionsprodukte mechanisch entfernt wurde (Bild 14). Während Mangan als Legierungsbestandteil in unlegierten Baustählen vorhanden ist, kann der Gehalt an Nickel und Chrom nicht erklärt werden. In der rasterelektronenmikroskopische Aufnahme von diesem Bruchflächenbereich (Bild 14) ist ein Riß zu erkennen. Es kann nicht ausgeschlossen werden, daß neben dem Bruch (durchgehender Riß) noch weitere Risse (Nebenrisse) im Material vorhanden sind.

Tabelle 3: Zusammensetzung (Element %) verschiedener Bruchflächen- und Oberflächenbereiche

	1.3/00/3664 V01 1	1.3/00/3664 V01 1	1.3/00/3664 V02 1	1.3/00/3664 V02 1	1.3/00/3664 V02 1
Element	Bild 13	Bild 14	Bild 15	Bild 16	Bild 17
1	2	3	4	5	6
Sauerstoff (O)	5,9	33,6	31,2	23,5	12,4
Natrium (Na)	0,1	0,9	0,7	0,0	0,4
Magnesium (Mg)	0,1	0,0	0,0	1,4	0,6
Aluminium (Al)	0,0	0,0	0,5	0,0	0,0
Silizium (Si)	0,1	0,3	2,2	0,1	1,1
Phosphor (P)	0,0	0,0	0,6	0,0	0,1
Schwefel (S)	0,8	4,3	1,0	12,5	0,6
Chlor (Cl)	0,0	0,2	0,1	0,0	0,0
Kalium (K)	-	0,0	0,3	0,0	0,0
Kalzium (Ca)	0,0	0,0	0,1	0,3	0,2
Titan (Ti)	0,0	0,0	-	0,0	0,1
Chrom (Cr)	0,0	0,1	0,0	0,0	0,2
Mangan (Mn)	0,0	0,3	0,0	0,0	0,7
Eisen (Fe)	92,8	59,7	63,2	62,1	81,2
Nickel (Ni)	0,2	0,6	0,0	0,0	1,3
Kupfer (Cu)	0,0	0,0	0,0	0,0	0,9

Für Vergleichszwecke sind Bereiche der Innenoberfläche nahe der Bruchkante untersucht worden. In den Bildern 15 – 17 (Probe 1.3/00/3664 V021) sind entsprechende Oberflächenbereiche dargestellt und deren chemische Zusammensetzung ist in den Spalten 4 bis 6 der Tabelle 3 angeführt. Die Erscheinungsformen der korrodierten Bereiche der Innenoberfläche sind analog denen der Bruchfläche. Der Oberflächenbereich mit vollständig anhaftender Korrosionsschicht besteht im wesentlichen aus den Oxidationsprodukten des Eisen (Tabelle 3, Spalte 4). Analog der Zusammensetzung der Bruchfläche (Tabelle 2, Spalten 2 – 4) sind auch auf der Innenoberfläche erhöhte Konzentrationen an Silizium und Schwefel festzustellen. Auch in den Bereichen der Innenoberfläche, bei denen die Schicht der Korrosionsprodukte partiell abgeplatzt ist, entspricht die Zusammensetzung der entsprechenden Bereiche der Bruchoberfläche, d. h. auch in Bereichen der Innenoberfläche ist ein Schwefelgehalt von mehr als 10 % ermittelt worden. Bei dem Bereich der Innenoberflächen (Bild 17), bei dem die Schicht der Korrosionsprodukte weitestgehend abgeplatzt ist, konnten die Elemente Nickel (1,3 %), Kupfer (0,9 %) und Chrom (0,2 %) nachgewiesen werden. Diese Elemente sind weder Bestandteile des Stahl noch der Beschichtungsstoffe.

3.2 Chemische Zusammensetzung (Stückanalyse)

Probenpräparation	Plan- und Feinschliff
Prüfeinrichtung	Glimmentladungsspektrometer GDS 750
Prüfergebnis	

Das Analyseergebnis ist in der Tabelle 4, Seite 31 dargestellt.

Die für die Probe ermittelte chemischen Zusammensetzung kann mit dem Baustahl St 37-2, Werkstoffnummer 1.0037 nach EN 10025 verglichen werden (Tabelle 4).

Die Probe 1.3/00/3664 S01 1 weist innerhalb der Toleranzen einen besonders niedrigen Phosphorgehalt auf.

3.3 Gefügeuntersuchung

3.3.1 Metallographische Untersuchung

Untersuchungsverfahren	metallographische Präparation, Ätztechnik und Lichtmikroskopie
Untersuchungseinrichtung	automatisches Poliergerät TF 250 Jean Wirtz, Stereomikroskop CZ Jena GmbH, Kameraauflichtmikroskop Neophot 32, CZ Jena GmbH Bildanalysesystem Imtron 2000, Fa. Imtronik GmbH
Untersuchungsergebnisse	

Die Schliffe der Proben 13/00/3664 G011 und 13/00/3664 G012 wurden aus dem vermutlich weniger belasteten Gebiet des Bruchgeschehens entnommen. Der Entnahmeort der Proben liegt ca. fünf Zentimeter von den Bruchkanten und ca. drei Zentimeter von der schweißbelasteten Hypothenuse entfernt.

An der Probe 13/00/3664 G031, die sich bis in den Schweißbereich erstreckt, konnte eine Schweißbelastung durch die verschiedenen Wärmeeinflußzonen bis in eine Entfernung von max. 6 Millimeter diagnostiziert werden. Danach kann man davon ausgehen, daß sich für die Proben 13/00/3664 G011 und 13/00/3664 G012 keine gefügeverändernde Wärmebelastung durch den Schweißprozeß ergeben haben.

Die metallographischen Untersuchungen der Proben 13/00/3664 G011 und 13/00/3664 G012 zeigen ein feines, rekristallisiertes, leicht zeiliges Ferrit- Perlit- Gefüge mit Mangansulfidschlacken und Sekundärzementitausscheidungen entlang der Korngrenzen. Der Ferrit ist der überwiegende Gefügebestandteil.

Der Perlit ist fein- bis mittelstreifig ausgebildet und deutlich lamellar aufgebaut. Bei lichtmikroskopischer Untersuchung sind keine Veränderungen durch eine eventuelle mechanische Beeinflussung erkennbar (Bilder 18- 21). Diese Gefügebildung ist vergleichbar mit der Struktur eines feinkörnigen unlegierten Baustahls.

Die Schliffe der Proben 13/00/3664 G021 und 13/00/3664 G022 sowie 13/00/3664 G031 und 13/00/3664 G032, sind aus den Bruchbereichen der Stahlprobe entnommen worden (Probenplan, Bild 7). Es sind signifikante Unterschiede der Gefügebildungen in den Schliffen der Proben in Abhängigkeit von den Probenentnahmestellen erkennbar.

Das Gefüge der Probe 13/00/3664 G021, die ca. 1 cm von der Bruchkante entnommen ist (90° zur Probe 13/00/3664 G022 gedreht), weist nur geringfügige Veränderungen auf (Bilder 22, 23), wie z. B. die leichte Veränderung im Perlitkorn (Bild 23), das teilweise noch lamellar ist und teilweise eine Zerstörung der Lamellen im Korn erkennen läßt. Das Korn ist gegenüber dem Korn der Proben 13/00/3664 G011 und 13/00/3664 G012 geringfügig gestreckt (Bild 22).

Das Gefüge der Probe 13/00/3664 G022 zeigt starke Veränderungen im Bruchkantenbereich (Bilder 26- 33). Diese plastischen Veränderungen im Mikrobereich weisen auf eine extrem starke schlagende Beanspruchung hin, wie sie bei einer Beeinflussung durch detonative Stoffe erfolgt. Die auftretende Wärme, die bei dieser Belastung durch die innere Reibung bei Überwindung des Gleitwiderstandes auftritt, ist verantwortlich für die Veränderungen im Gefüge. Da die Abgleitungen nicht gleichphasig, sondern wellenförmig erfolgen (als Folge der Bewegungen von Versetzungen), ist dies auch im Gefüge als wellenförmige Ausbildung der Gefügebestandteile erkennbar (Bilder 26- 33). Die entstandenen Scherbänder sind in den Bildern 27 und 28 besonders deutlich zu sehen. Die ursprünglichen Gefügebestandteile sind weitestgehend zerstört. In der Übersicht des Schliffes der Probe 13/00/3664 G022, Bilder 24 und 25 ist die wellenförmige Ausbildung der Gefügebestandteile auch im Makrobereich erkennbar. Die wellenförmige Ausbildung der Bruchkante liegt auf der Seite der Innenwandung des Schottes.

Ob es sich bei den im rechten Teil des Bildes 32 befindlichen gezackten Linien um Innenrisse handelt, muß durch weitere Untersuchungen geklärt werden.

Den starken Mikroprozessen halten die im Volumen schalenförmigen Eisenkarbidbestandteile des Perlits nicht stand. Die Zerstörung dieses sich im Schnitt als lamellarer Aufbau gekennzeichneten Perlits ist in den Bildern 29, 31 und 33 besonders deutlich. Es ist eine Zerstörung der Lamellen eingetreten, die durch keine vergleichbare mechanisch technologische Beeinflussung erfolgen kann. Auszuschließen sind die Prozesse der Explosivbearbeitung metallischer Werkstoffe, wie z. B. Explosivhärten und Explosivplattieren. Diese Prozesse zeigen in oberflächennahen Bereichen vergleichbare Wirkungen.

Das Gefüge der Proben 13/00/3664 G031 und 13/00/3664 G032 (Bilder 34- 37) zeigt ebenfalls nur geringfügige Veränderungen, vergleichbar mit denen der Probe 13/00/3664 G021, die vorrangig durch eine Veränderung des Perlitkorns erkennbar ist (Bild 35).

Festzustellen ist auch hier die leichte Veränderung im Perlitkorn (Bilder 35, 37), das teilweise noch lamellar ist und teilweise eine Zerstörung der Lamellen im Korn aufweist. Eine Streckung der Körner ist gegenüber den Körnern der Proben 13/00/3664 G011 und 13/00/3664 G012 kaum ersichtlich (Bild 22).

3.3.2 Mikrohärteverlaufsmessung

Untersuchungsverfahren metallographische Präparation, Mikrohärtemessung

Untersuchungseinrichtung Mikrohärteprüfeinrichtung, rechnergesteuert
HMV 2000, SHIMADZU

Untersuchungsergebnisse

Die Härteverlaufsmessungen sind vom Rand (Bruchkante, bzw. Oberfläche Seite 1) bis zum Kern der Proben 13/00/3664 G012, 13/00/3664 G022 und 13/00/3664 G032 (senkrecht zur Bruchkante) durchgeführt worden.

Zur besseren Erfassung der Härte im randnahen Bereich wurden die Mikrohärteverlaufsmessungen mit HV 0,05 (kleine Eindruckdiagonale) durchgeführt. In unmittelbarer Nähe der Oberflächen liegt jeweils der Meßpunkt 1.

Die Ergebnisse der Messungen sind in den Tabellen 5, 6, und 7 (Seiten 32-34) dargestellt.

Bei dem zum Vergleich herangezogenen Stahl St 37-2 liegen die Härtewerte nach einer Umbewertung der Zugfestigkeit R_m in Vickers HV in einem Bereich von HV 105 bis HV 145. Die niedrigsten Härtewerte von den gemessenen Proben sind mit über HV 281 deutlich höher als die Härtewerte eines unbeeinflussten Werkstoffs dieser Klasse. Es ist davon auszugehen, daß die Druckwellen auch in den Bereichen in denen lichtmikroskopisch nur geringe Veränderungen erkennbar sind, durch Gefügeveränderungen im Mikrobereich (Veränderung des Perlitkorns, Änderung der Versetzungsdichte) Verfestigungen erzeugen.

Im Meßpunkt 1 der Probe 13/00/3664 G022 wurde die stärkste Verfestigung mit einer Härte von HV 515 gemessen. Die Härtewerte der bruchfernen Probe 13/00/3664 G012 weisen den gleichen Härteanstieg auf, wie die übrigen Proben, ohne jedoch die Spitzenwerte in den bruchnahen Bereichen zu erreichen.

Die Schwankungen der Härtewerte beruhen infolge der geringen Kraft (kleinen Eindruckdiagonalen) auf die Erfassung von kleinen Gefügebereichen, die sich in ihrer Härte unterscheiden (weicher Ferrit, harter Perlit).

4. Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Zum Nachweis mechanisch verursachter Gefügeveränderungen wurden Materialuntersuchungen durchgeführt.

Durch die rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen konnten auf der Bruchoberfläche aufgrund der starken Korrosionserscheinungen keine Merkmale mehr ermittelt werden, die einen Hinweis auf die Bruchcharakteristik geben können.

Die Zusammensetzung der Oberflächenbereiche mit einer dicken Korrosionsschicht weist einen hohen Eisen- und Sauerstoffgehalt und eine deutliche Siliziumkonzentration auf, die nicht durch den Siliziumgehalt des Stahls erklärt werden kann.

In den Bruchflächenbereichen mit partiell abgeplatzter Schicht der Korrosionsprodukte konnte neben den hohen Sauerstoff- und Eisengehalten noch Schwefel in Konzentrationen von über 10 % nachgewiesen werden. Die Quelle der Schwefelkontamination kann nicht angegeben werden.

In den Bruchflächenbereichen, in denen die Schicht aus Korrosionsprodukten weitestgehend abgeplatzt war, sind geringe Mengen von Nickel analysiert worden. Nickel sowie Chrom und Mangan konnte auch in dem Bereich der Bruchfläche nachgewiesen werden, bei dem die dicke Schicht der Korrosionsprodukte mechanisch entfernt wurde. Der Gehalt an Nickel und Chrom kann nicht erklärt werden.

In einem Bereich der Innenoberfläche mit weitestgehend abgeplatzter Schicht von Korrosionsprodukten konnte neben Nickel (1,3 %) und Chrom (0,2 %) noch Kupfer (0,9 %) nachgewiesen werden.

Die für die Probe ermittelte chemische Zusammensetzung wurde mit dem Baustahl St 37-2, Werkstoffnummer 1.0037 nach EN 10025 verglichen.

Die gemessene Probe weist innerhalb der Toleranzen einen besonders niedrigen Phosphorgehalt auf.

Die metallographischen Untersuchungen der Schliffproben aus dem weniger belasteten Gebiet ergaben ein feines, rekristallisiertes, leicht zeiliges Ferrit-Perlit-Gefüge mit Mangansulfidschlacken und Sekundärzementitausscheidungen entlang der Korngrenzen. Der Ferrit ist der überwiegende Gefügebestandteil. Der Perlit ist fein- bis mittelstreifig ausgebildet und deutlich lamellar aufgebaut. Diese Gefügeausbildung ist vergleichbar mit der Struktur eines feinkörnigen unlegierten Baustahls.

Die belasteten Schliffproben aus dem Bruchbereich des Steuerbordfrontschottes zeigen eine umfassende Zerstörung der ursprünglichen Gefügebestandteile. Diese plastischen Veränderungen im Mikrobereich weisen auf eine extrem starke schlagende Beanspruchung hin, wie sie bei einer Beeinflussung durch detonative Stoffe erfolgt.

Die auftretende Wärme, die bei dieser Belastung durch die innere Reibung bei Überwindung des Gleitwiderstandes auftritt, ist verantwortlich für die Veränderungen im Gefüge. Da die Abgleitungen nicht gleichphasig, sondern wellenförmig erfolgen (als Folge der Bewegungen von Versetzungen), ist dies auch im Gefüge als wellenförmige Ausbildung der Gefügebestandteile erkennbar. Schon in einem Abstand von ca. 9 cm von der am stärksten belasteten Probe sind nur noch geringe Veränderungen der Gefügemerkmale festzustellen.

Aufgrund dieser Ergebnisse ist es wahrscheinlich, daß der Hauptbelastungsort an einer anderen Stelle des entstandenen Loches zu finden ist.

Bei den Mikrohärteverlaufsmessungen sind die Härtewerte mit den Härtewerten des Stahls St 37-2 verglichen worden. Entsprechend der ermittelten Umbewertung der Zugfestigkeit R_m für den Stahl St 37-2 sollten sich die Härtewerte in einem Bereich von HV 105 bis HV 145 befinden. Die niedrigsten Härtewerte von den gemessenen Proben sind mit über HV 281 deutlich höher als die Härtewerte eines unbeeinflussten Werkstoffs dieser Klasse.

Es ist davon auszugehen, daß die Druckwellen auch in den Bereichen in denen lichtmikroskopisch nur geringe Veränderungen erkennbar sind, durch Gefügeveränderungen im Mikrobereich (Veränderung des Perlitkorns, Änderung der Versetzungsdichte) zu einer Verfestigung führten.

Die größte Verfestigung ist im unmittelbaren Bruchbereich der am stärksten belasteten Probe ermittelt worden.

Für diese Härtesteigerung sowie für die ermittelten Gefügeveränderungen ist eine detonative Beeinflussung wahrscheinlich.

Berlin, 29.09.2000

im Auftrag

T. Nega
Dr.-Ing. H. Nega
Abteilung 1
Werkstoffe/ Prüfmaschinen



H. Mettel
Dipl.-Ing. (FH) H. Mettel
Bearbeiter

DAP-P-02.313-01-95-01

Durch das DAP Deutsches Akkreditierungssystem Prüfwesen akkreditiertes Prüflaboratorium
Die Akkreditierung gilt für die in der Urkunde aufgeführten Verfahren

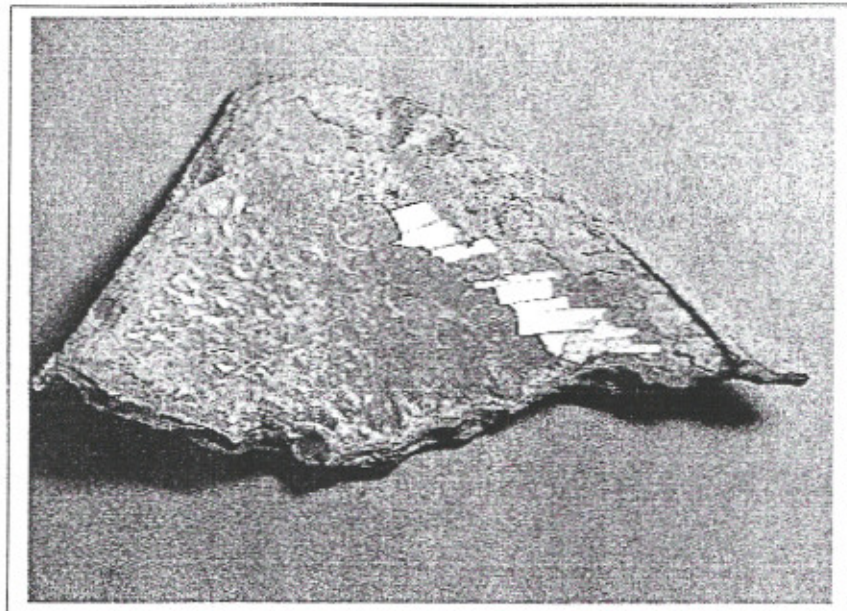


Bild 1 Probe 1.3/00/3664
Seite 1



Bild 2 Probe 1.3/00/3664
Seite 2

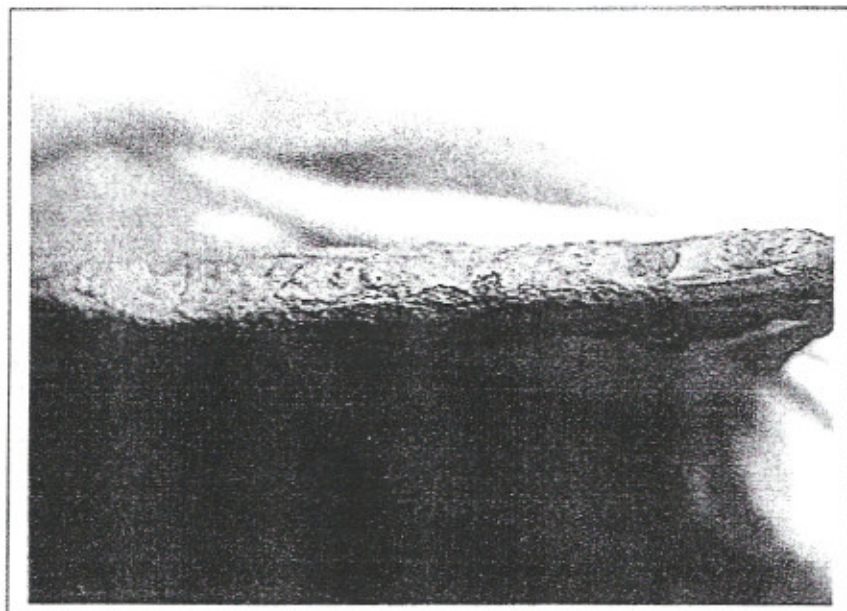


Bild 3 Probe 1.3/00/3664
Seite 3



Bild 4 Probe 1.3/00/3664
Seite 4

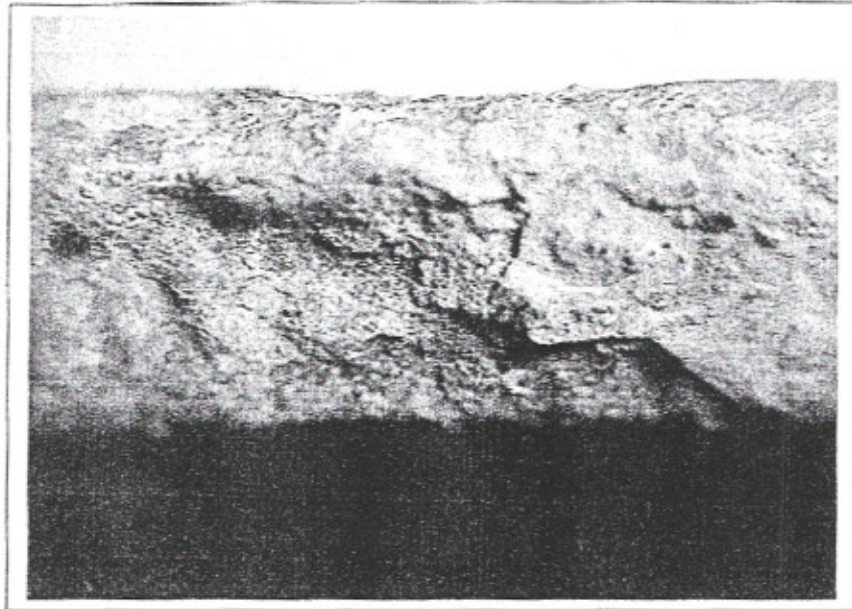


Bild 5 Probe 1.3/00/3664
Seite 3, Ausschnitt

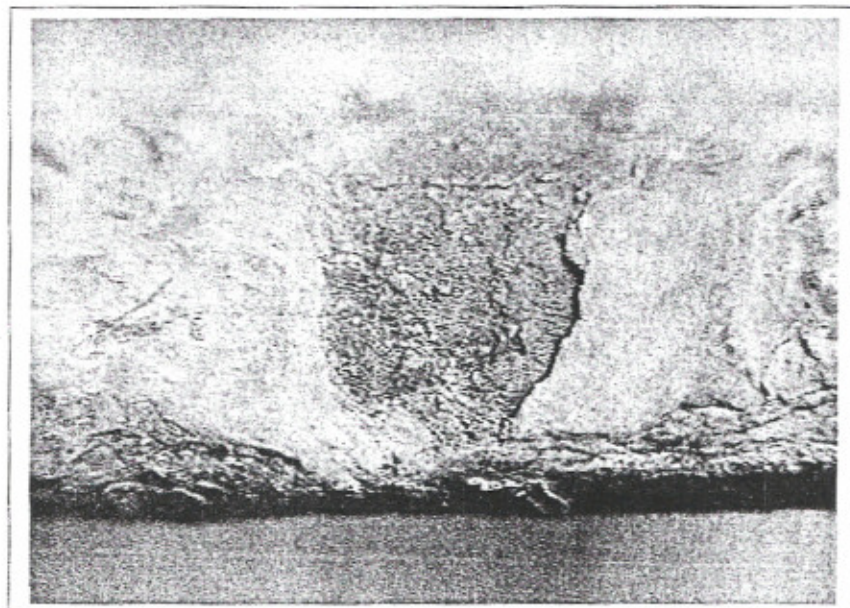


Bild 6 Probe 1.3/00/3664
Seite 4, Ausschnitt

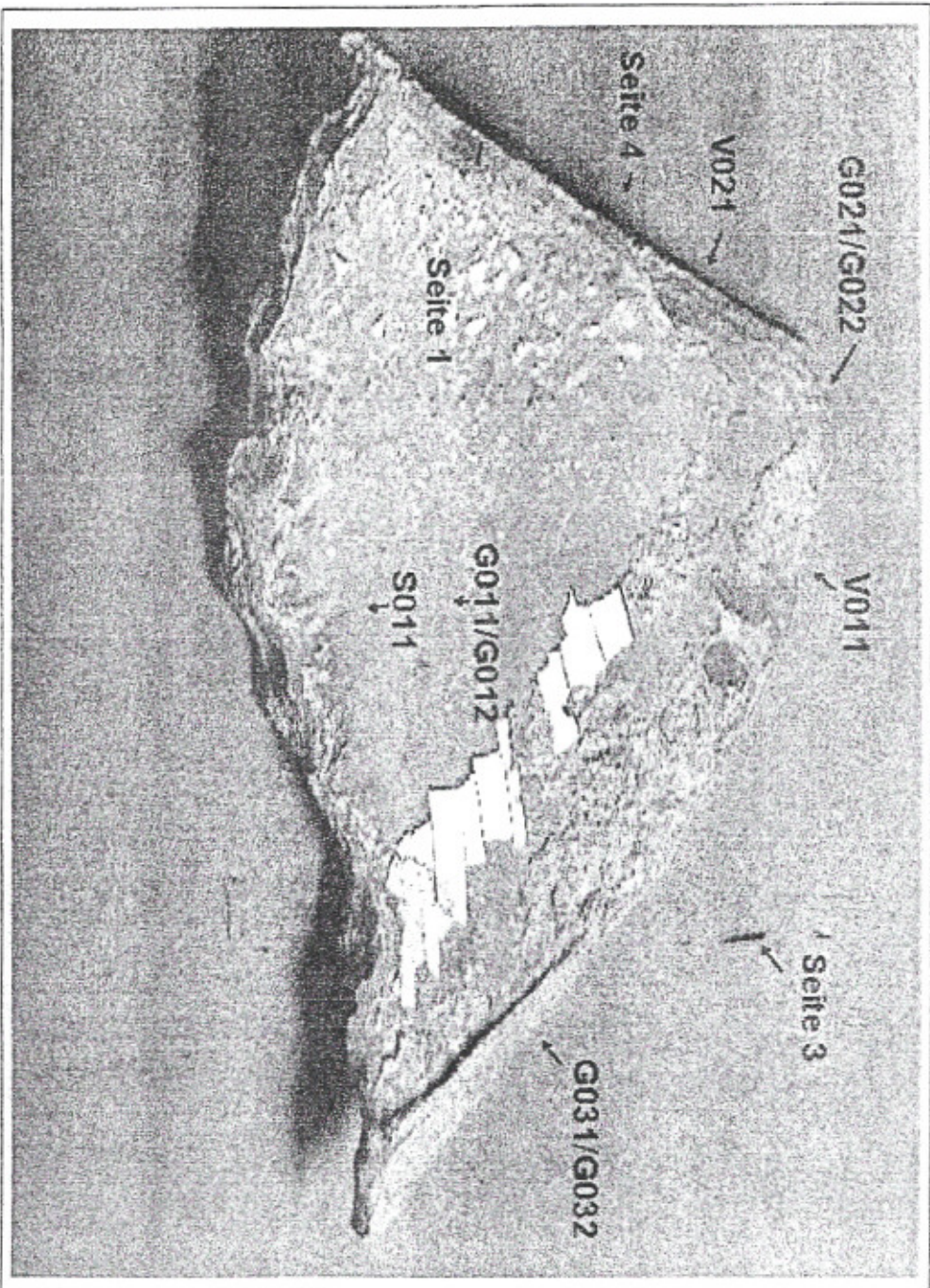


Bild 7

Probe 1.3/00/3664, Probenplan

ca.: 1:1



Bild 8 REM-Aufnahme der Bruchfläche mit dicker Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V021

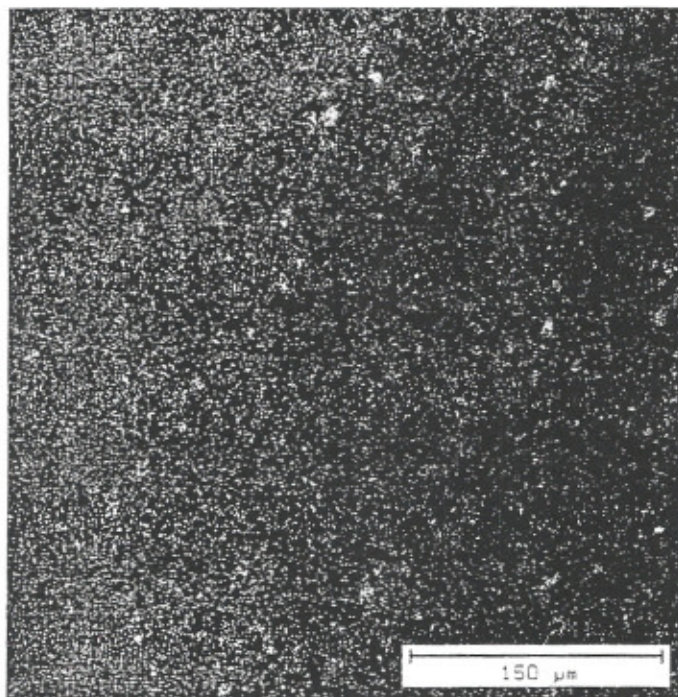


Bild 9 Siliziumverteilung im Bild 8



Bild 10 REM-Aufnahme der Bruchfläche mit dicker Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V011

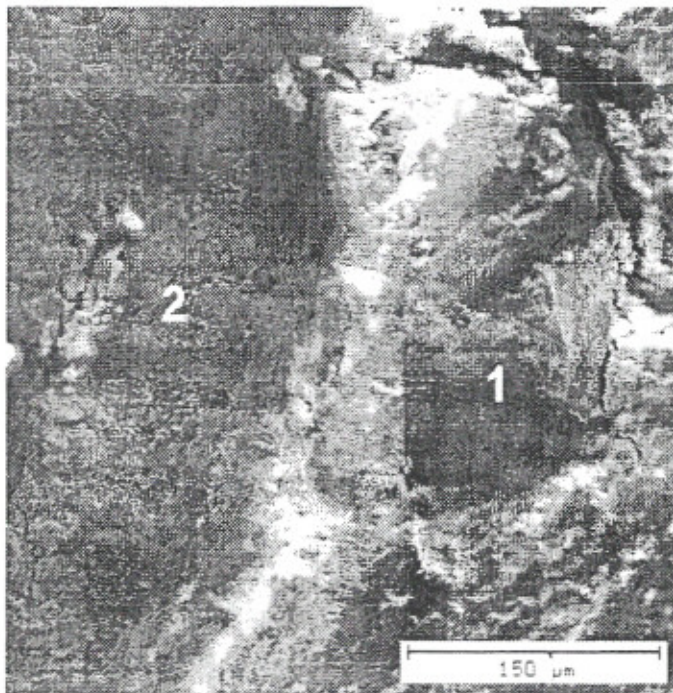


Bild 11 REM-Aufnahme der Bruchfläche, Probe 1.3/00/3664 V021

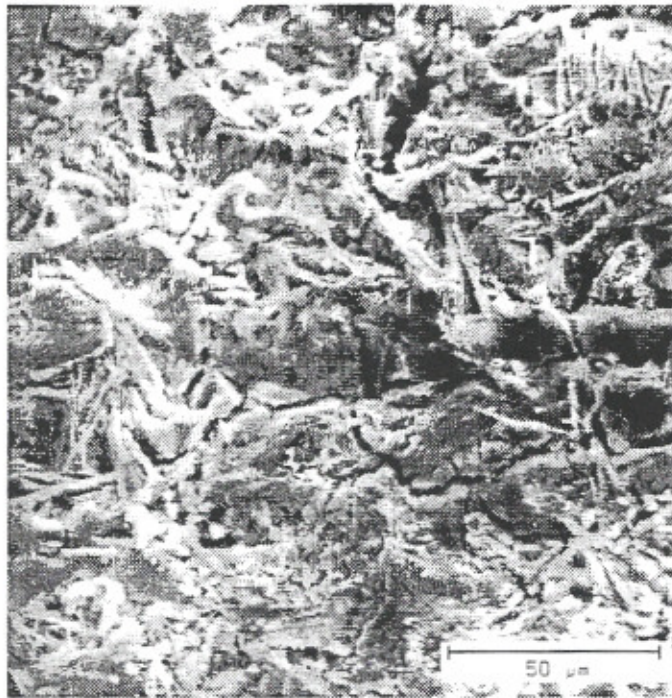


Bild 12 REM-Aufnahme eines Bruchflächenbereichs mit partiell abgeplatzter Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V011



Bild 13 REM-Aufnahme eines Bruchflächenbereichs mit vollständig abgeplatzter Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V011



Bild 14 REM-Aufnahme eines Bruchflächenbereichs nach mechanischer Entfernung der Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V011

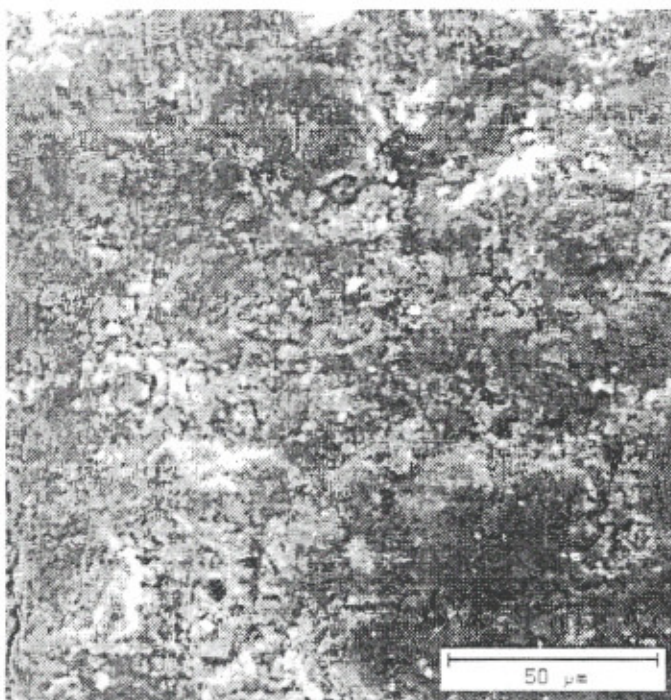


Bild 15 REM-Aufnahme eines Oberflächenbereichs nahe dem Bruch mit dicker Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V021

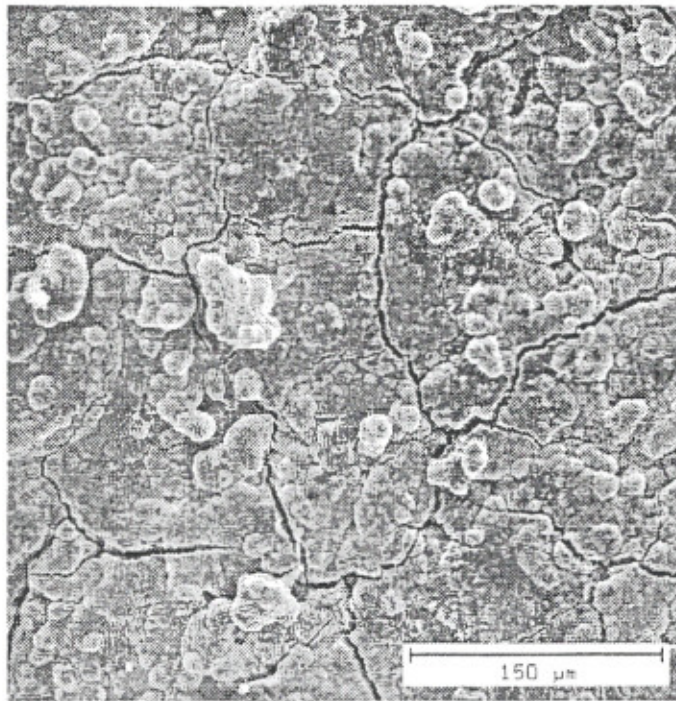


Bild 16 REM-Aufnahme eines Oberflächenbereichs nahe dem Bruch mit partiell abgeplatzter Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V021

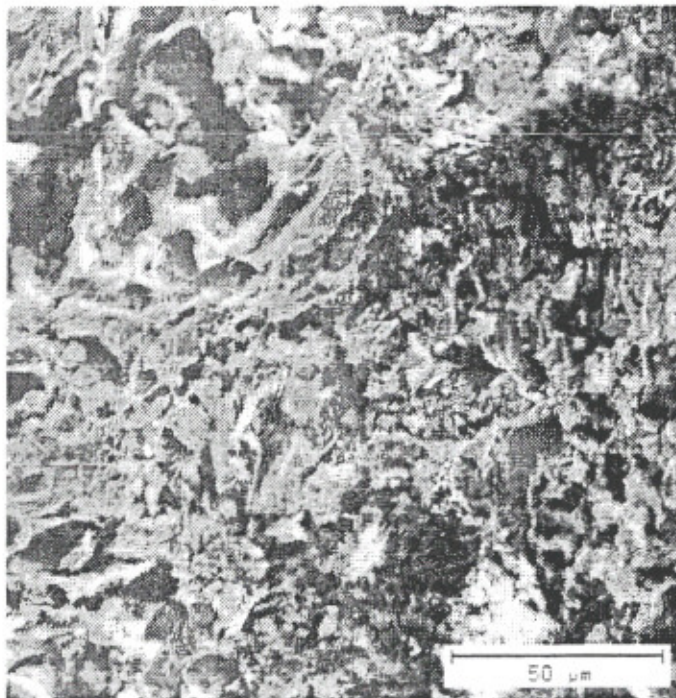


Bild 17 REM-Aufnahme eines Oberflächenbereichs nahe dem Bruch mit vollständig abgeplatzter Schicht der Korrosionsprodukte, Probe 1.3/00/3664 V021

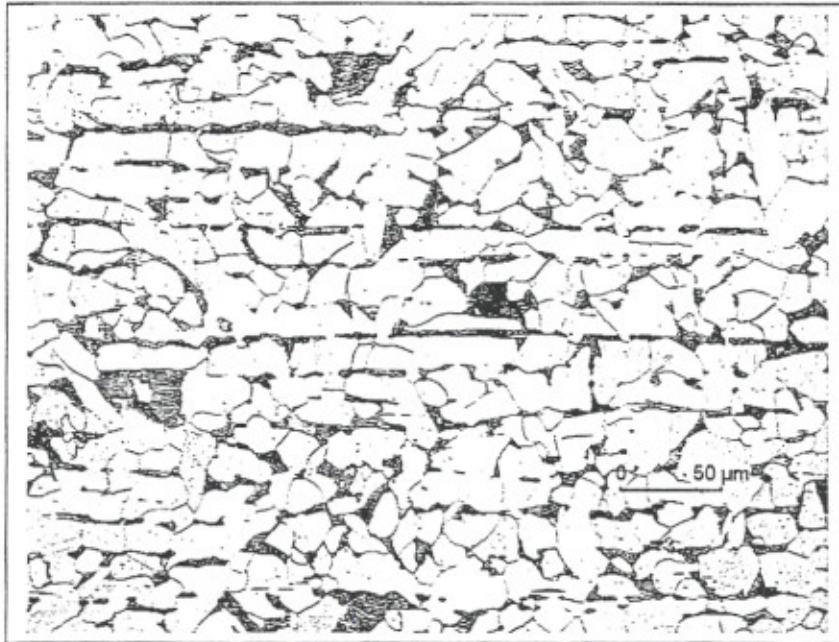


Bild 18 Probe 1.3/00/3664 G01 1

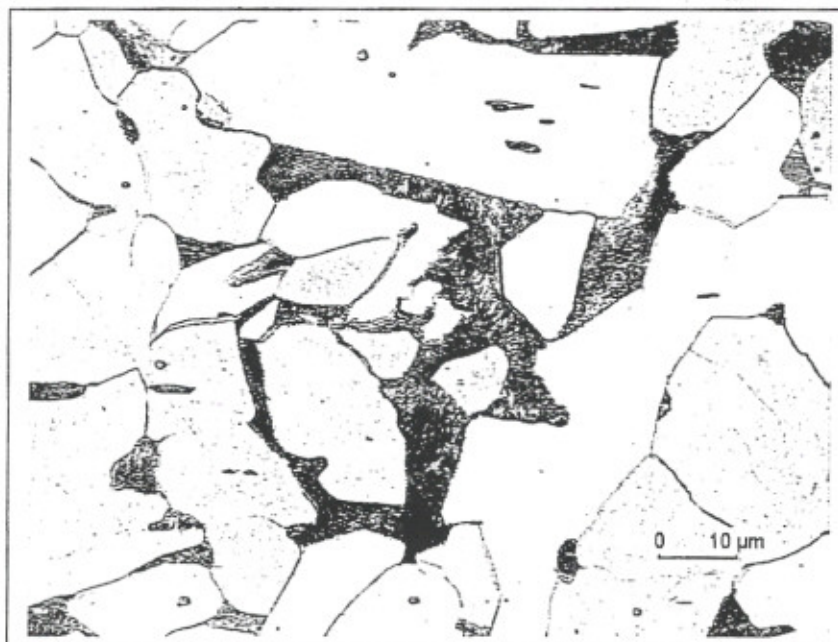


Bild 19 Probe 1.3/00/3664 G01 1

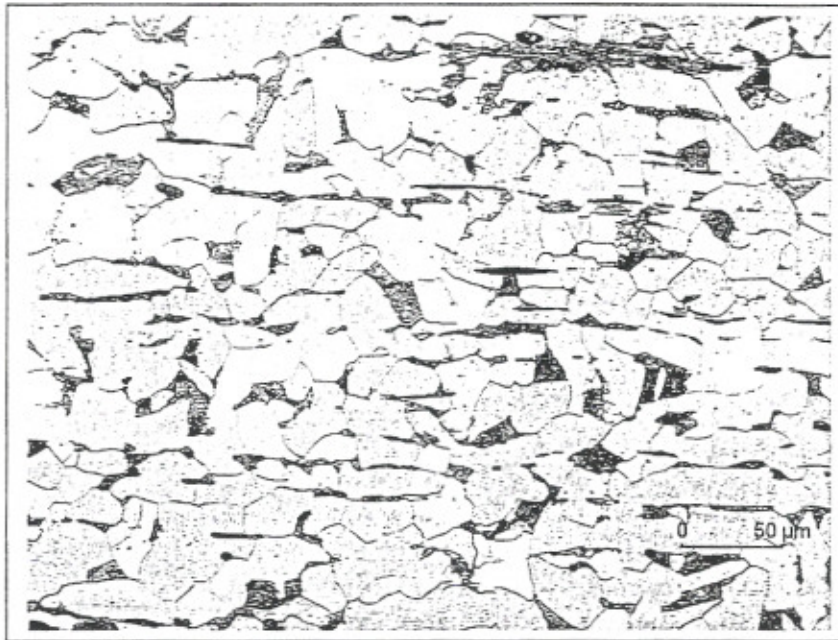


Bild 20 Probe 1.3/00/3664 G01 2

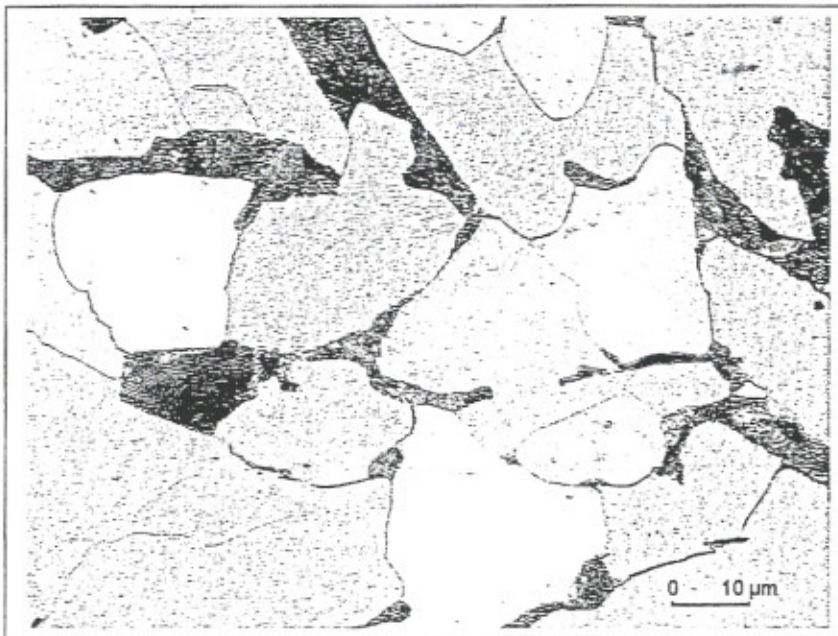


Bild 21 Probe 1.3/00/3664 G01 2

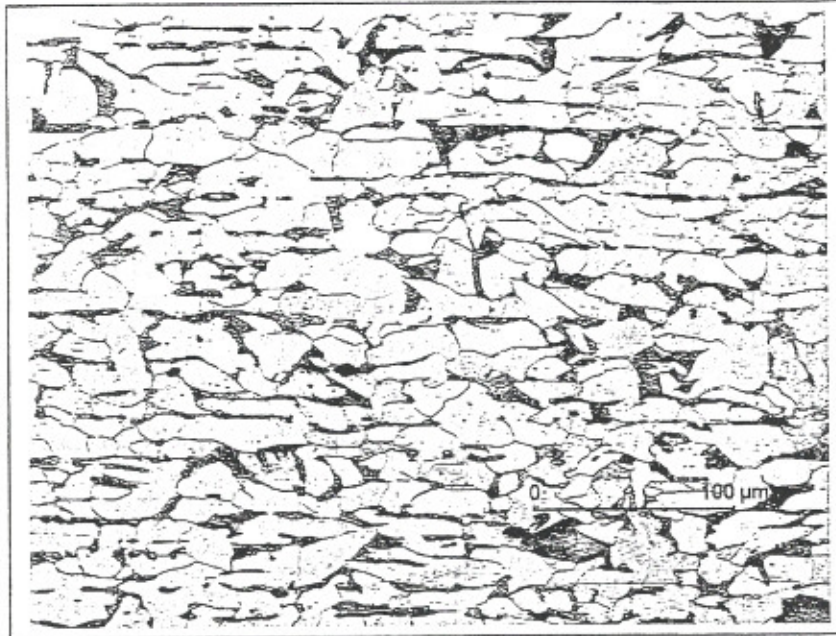


Bild 22 Probe 1.3/00/3664 G02 1

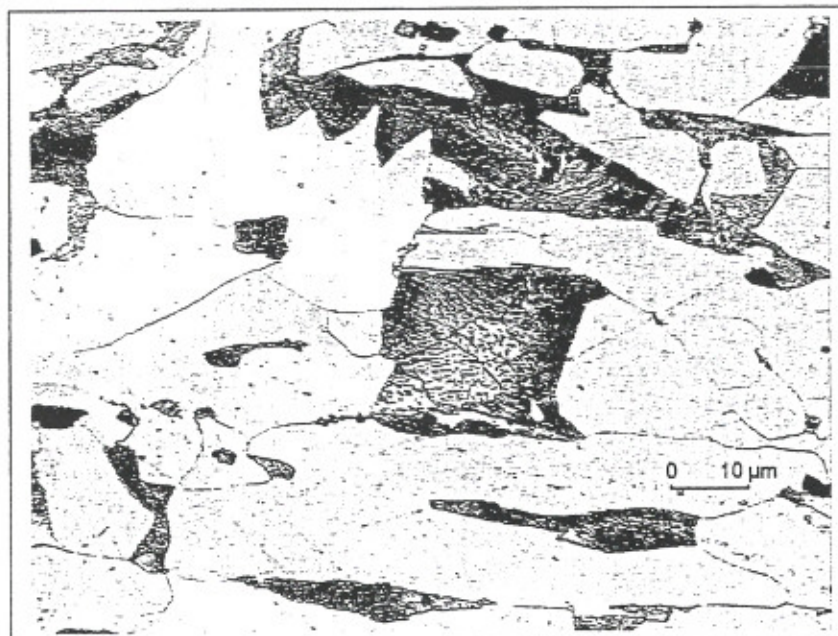


Bild 23 Probe 1.3/00/3664 G02 1

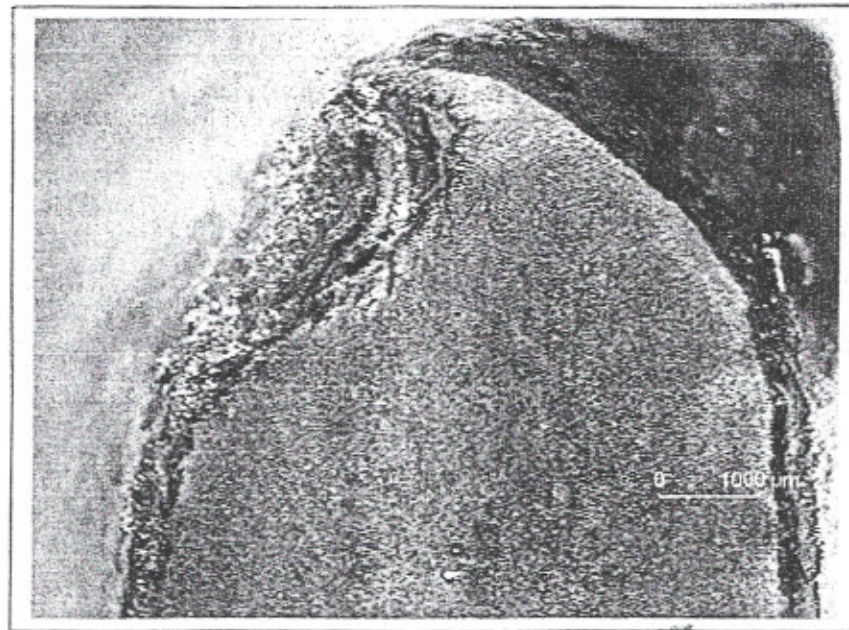


Bild 24 Probe 1.3/00/3664 G02 2

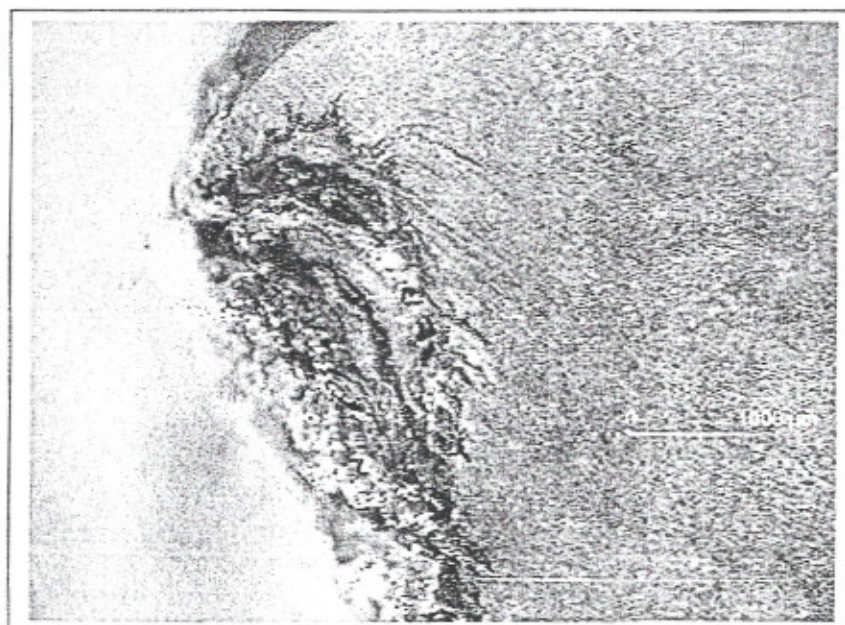


Bild 25 Probe 1.3/00/3664 G02 2

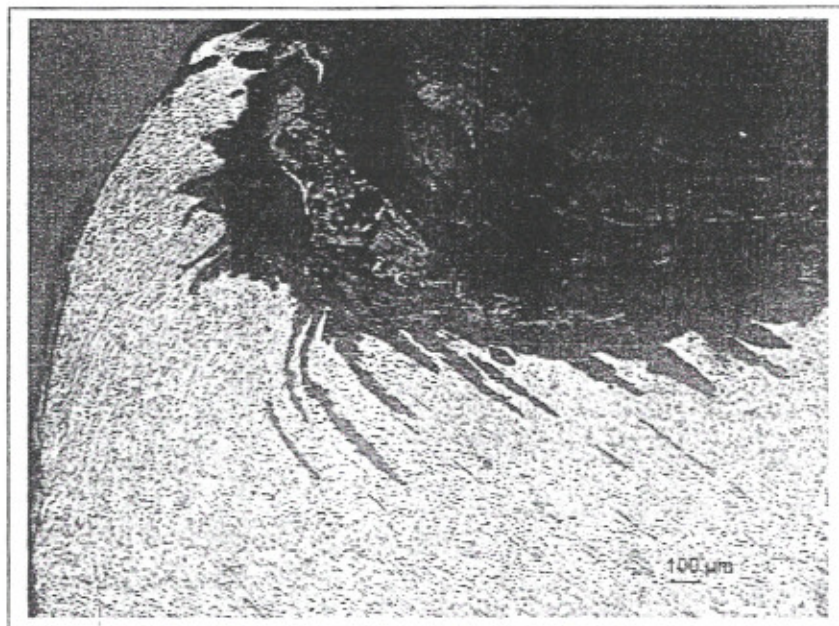


Bild 26 Probe 1.3/00/3664 G02 2

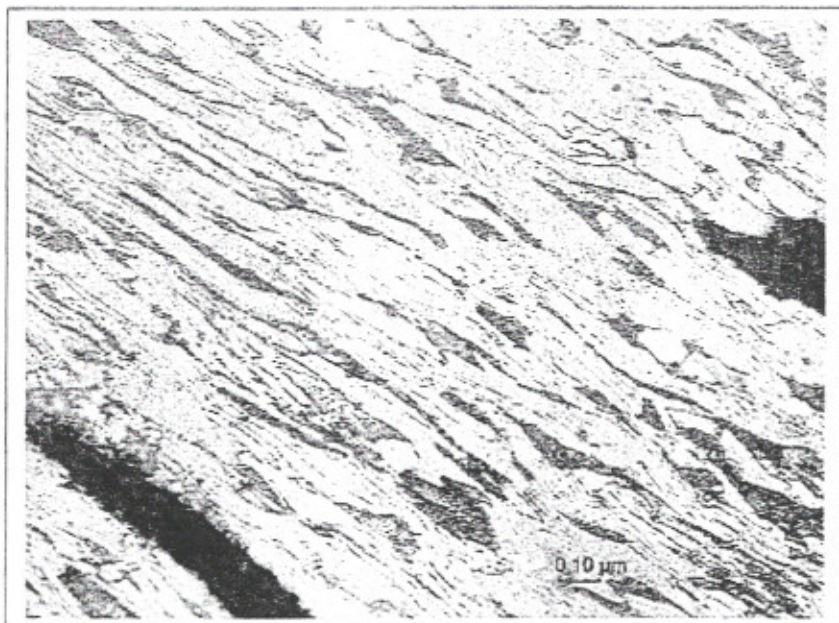


Bild 27 Probe 1.3/00/3664 G02 2

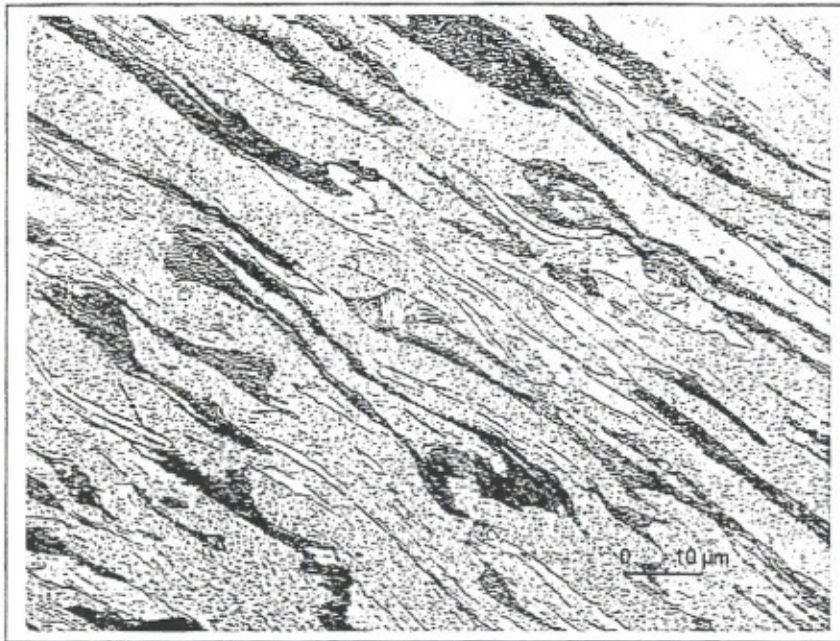


Bild 28 Probe 1.3/00/3664 G02 2

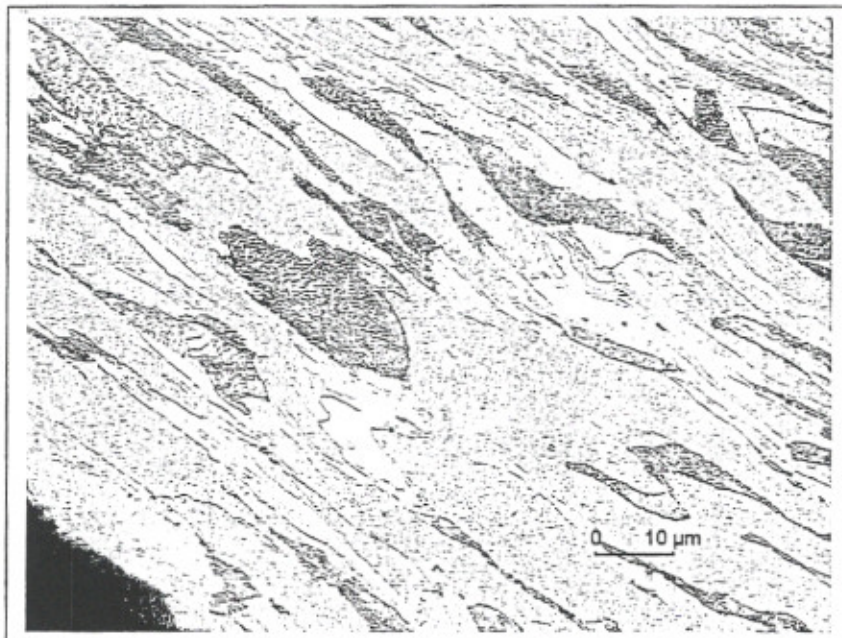


Bild 29 Probe 1.3/00/3664 G02 2

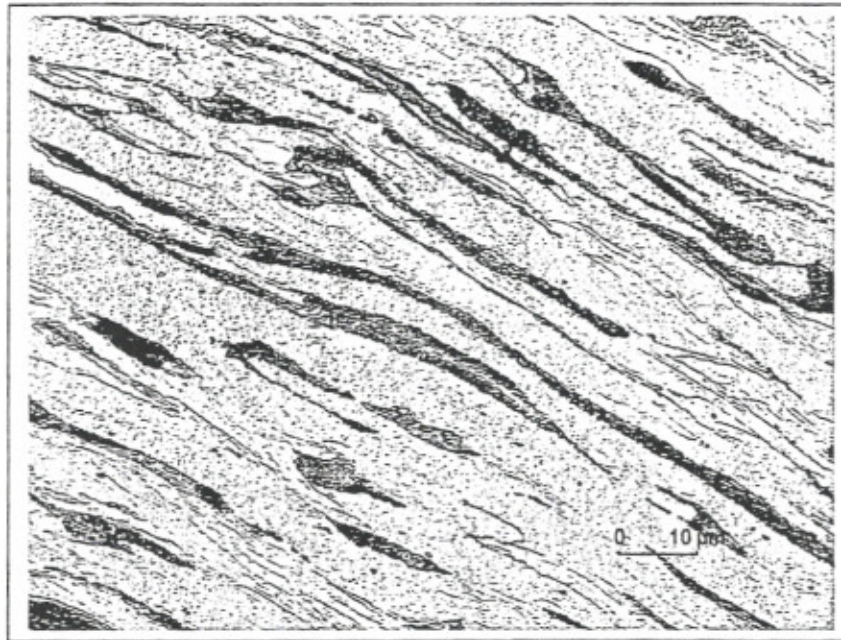


Bild 30 Probe 1.3/00/3664 G02 2

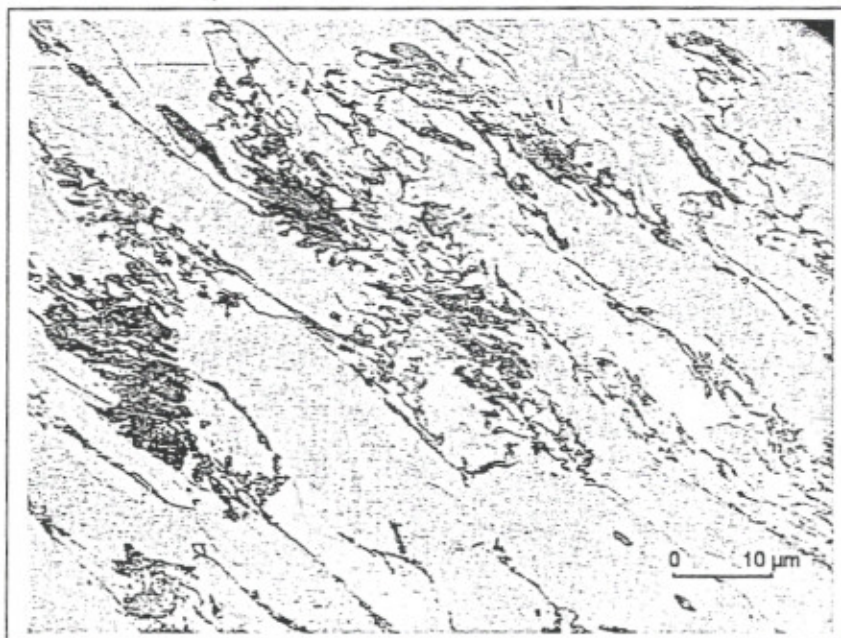


Bild 31 Probe 1.3/00/3664 G02 2

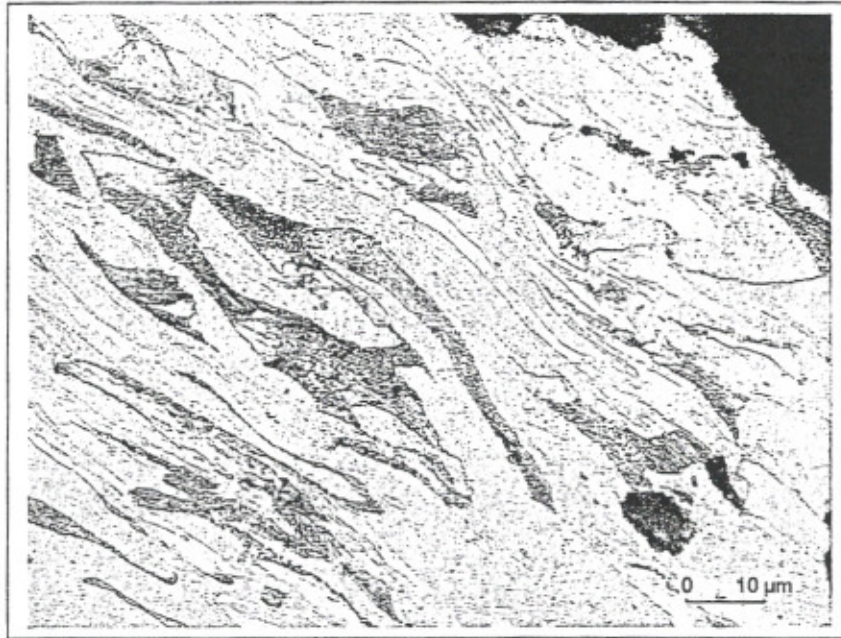


Bild 32 Probe 1.3/00/3664 G02 2

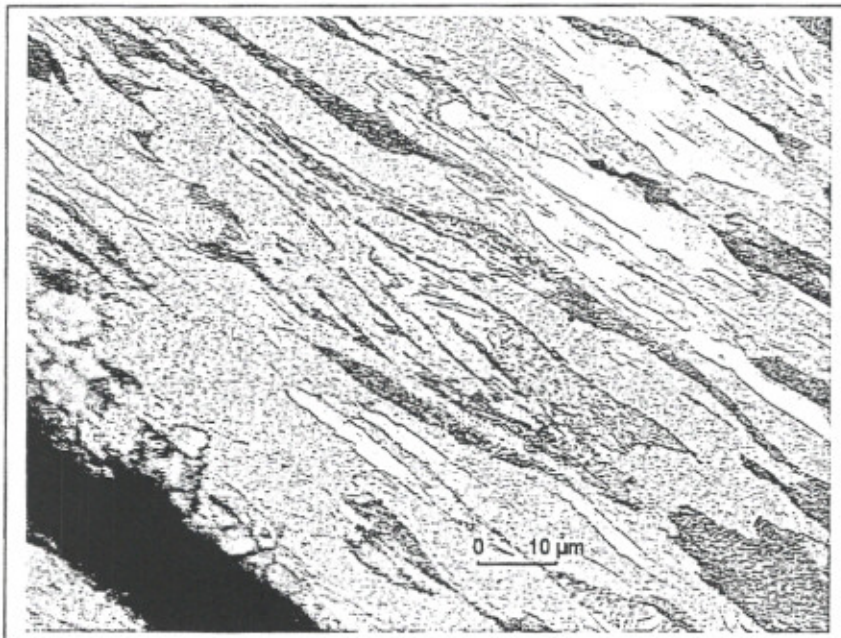


Bild 33 Probe 1.3/00/3664 G02 2

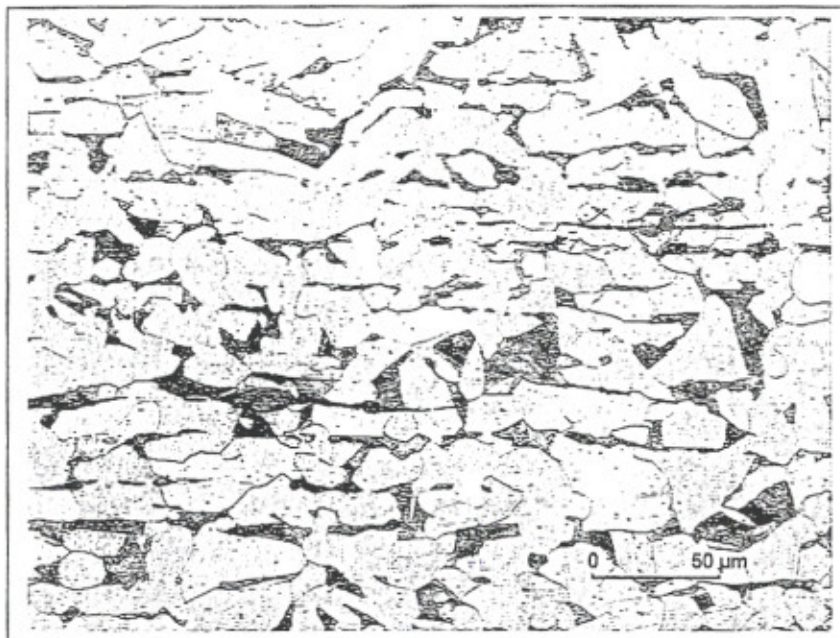


Bild 34 Probe 1.3/00/3664 G03 1

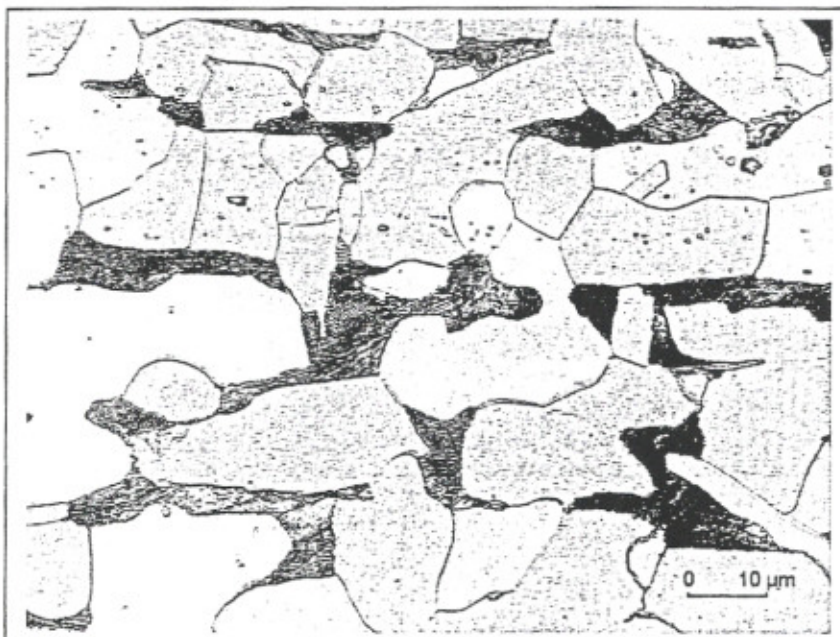


Bild 35 Probe 1.3/00/3664 G03 1

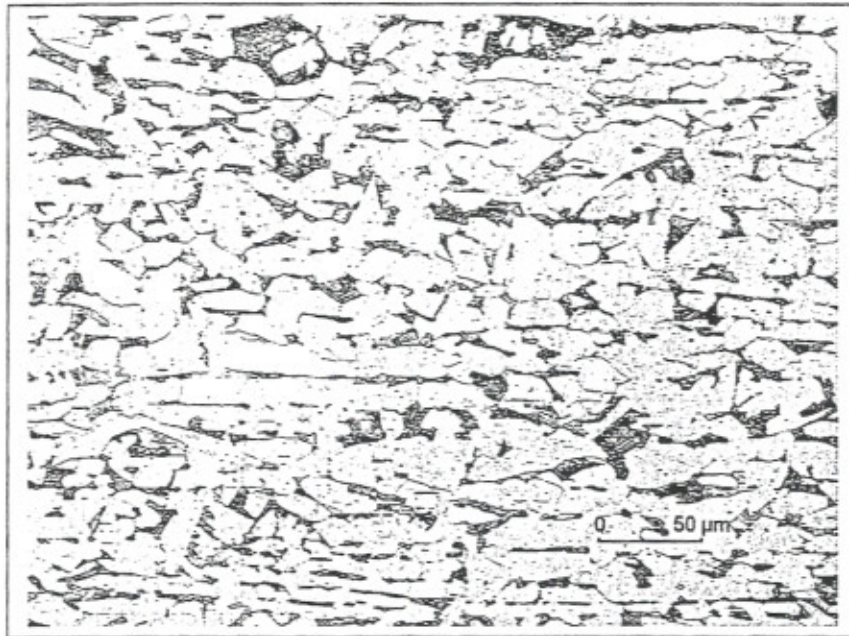


Bild 36 Probe 1.3/00/3664 G03 2

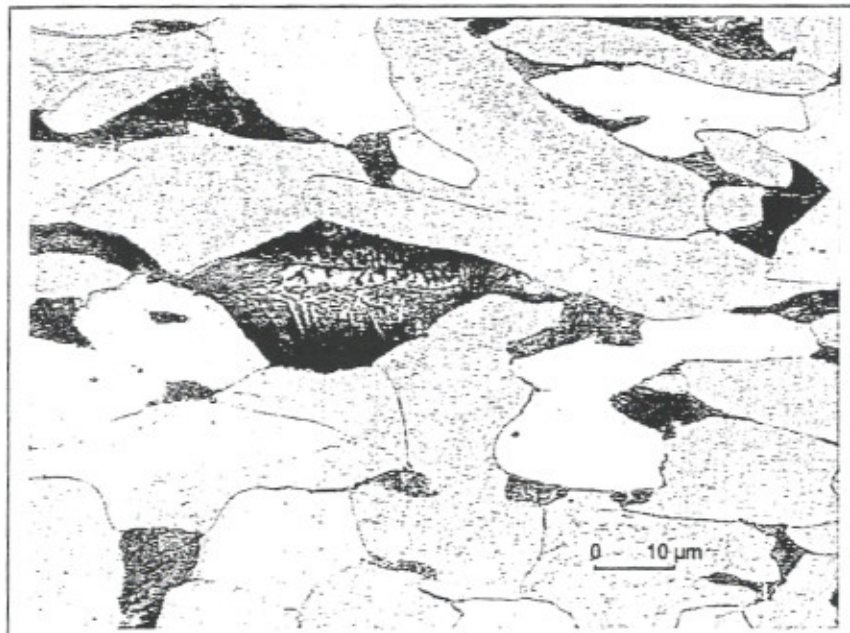


Bild 37 Probe 1.3/00/3664 G03 2

Materialprüfungsamt
des Landes Brandenburg

Stückanalyse

Prüfeinrichtung : GDS 750

Auftrag Nr.:1.3/00/3664

Auftraggeber : TOP STORY Filmproduktion GmbH

Dez.1.3/ Bearbeiter: Dipl.- Ing.(FH) H. Mettel

Datum :26.09.2000

Proben Nr.	Elementgehalt in Masse-%																		
	C	Si	Mn	P	S							N							
3664 S011	0,19	0,189	0,54	0,005	0,014							0,005							
Stabw.	0,006	0,001	0,002	0,000	0,001							0,000							
Mittelwert aus mindestens drei Messungen gebildet, Aufgeführt werden, außer den ersten fünf Elementen, die zum Vergleich mit dem Regelwerk Stabw. = Standardabweichung notwendigen Elemente, sowie Elemente mit Gehalten über 0,20%.																			
im Vergleich dazu:																			
St 37- 2	Werkstoffnummer 1.0037										EN 10025								
minimal:	0,00		0,00	0,000	0,000							0,000							
maximal:	0,21		1,50	0,050	0,050							0,011							
Bemerkung:	1)											2)							
1) Für Dicken gleich kleiner 16 mm - C gleich kleiner 0,20%																			
2) Je nach P- Gehalt N gleich kleiner 0,012%																			

Tabelle 4: Stückanalyse mittels Glimmentladungsspektrometrie sowie (falls angegeben) Vergleichswerte aus dem Regelwerk

Materialprüfungsamt des Landes Brandenburg

Vickershärteprüfung

nach EN ISO 6507-1

Auftraggeber : TOP STORY Filmproduktion
GmbH

Auftrag : 1.3/00/3664

Datum : 27.09.2000

Prüfer: Dipl. Ing. (FH) H. Mettel

Prüfmaschine: Shimadzu HMV-2000

Prüfbereich: HV 0,05

Werkstoff: Stahl

Probe / Schliff

3664 G012

Mittelwert

Min.

Max.

S-abw.

306

281

341

24

Nr.	x[mm]	y[mm]	d1[μm]	d2[μm]	HV
1	0,50	0,00	16,8	16,4	338
2	1,00	0,00	15,9	17,0	341
3	1,50	0,00	16,8	17,7	312
4	2,00	0,00	17,6	18,2	289
5	2,50	0,00	18,0	17,5	294
6	3,00	0,00	17,8	18,2	286
7	3,50	0,00	18,0	18,4	281
8	4,00	0,00	16,9	18,7	291
9	4,50	0,00	18,1	17,5	291
10	5,00	0,00	15,8	17,4	338

Tabelle 5: Mikrohärteprüfung

Materialprüfungsamt des Landes Brandenburg

Vickershärteprüfung

nach EN ISO 6507-1

Auftraggeber : TOP STORY Filmproduktion
GmbH

Auftrag : 1.3/00/3664

Datum : 28.09.2000

Prüfer: Dipl. Ing. (FH) H. Mettel

Prüfmaschine: Shimadzu HMV-2000

Prüfbereich: HV 0,05

Werkstoff: Stahl

Probe / Schliff

3664 G022

Mittelwert

Min.

Max.

S-abw.

457

360

619

62

Nr.	x[mm]	y[mm]	d1[μm]	d2[μm]	HV
1	0,00	0,00	13,2	13,6	515
2	0,50	0,00	13,1	14,1	502
3	1,00	0,00	14,2	14,0	466
4	1,50	0,00	12,9	14,0	515
5	2,00	0,00	14,6	15,3	415
6	2,50	0,00	14,4	15,0	429
7	3,00	0,00	14,2	14,5	450
8	3,50	0,00	14,9	14,3	434
9	4,00	0,00	15,3	15,8	384
10	4,50	0,00	14,7	15,0	419
11	5,00	0,00	10,7	13,8	619
12	5,50	0,00	13,9	14,6	455
13	6,00	0,00	14,4	15,7	410
14	6,50	0,00	14,1	14,3	461
15	7,00	0,00	13,9	14,1	472
16	7,50	0,00	15,1	17,0	360

Tabelle 6: Mikrohärteprüfung

Materialprüfungsamt des Landes Brandenburg

Vickershärteprüfung

nach EN ISO 6507-1

Auftraggeber : TOP STORY Filmproduktion
GmbH

Auftrag : 1.3/00/3664

Datum : 28.09.2000

Prüfer: Dipl. Ing. (FH) H. Mettel

Prüfmaschine: Shimadzu HMV-2000

Prüfbereich: HV 0,05

Werkstoff: Stahl

Probe / Schliff

3664 G032

Mittelwert

Min.

Max.

S-abw.

371

225

439

54

Nr.	x[mm]	y[mm]	d1[μm]	d2[μm]	HV
1	0,00	0,00	18,6	16	309
2	0,50	0,00	15,4	13,8	434
3	1,00	0,00	19,5	21,1	225
4	1,50	0,00	15,6	14,8	401
5	2,00	0,00	14,4	14,6	439
6	2,50	0,00	14,7	16,2	388
7	3,00	0,00	15,9	15,7	371
8	3,50	0,00	15,8	14,6	401
9	4,00	0,00	15,4	15,8	379
10	4,50	0,00	14,4	15,0	429
11	5,00	0,00	16,9	16,9	324
12	5,50	0,00	15,8	15,8	371
13	6,00	0,00	15,3	15,7	388
14	6,50	0,00	15,6	15,7	379
15	7,00	0,00	16,6	16,9	331
16	7,50	0,00	15,8	16,4	360

Tabelle 7: Mikrohärteprüfung