Schadensanalyse an einer gebrochenen Hebevorrichtung

Failure Analysis on a Broken Lifting Device

Markus Zraggen, Gabor Piskoty, Rolf Winkler, Samuel Trüllinger, Oliver von Trzebiatowski

Korrespondenzanschrift/Correspondence address:
EMPA Dübendorf, Überlandstrasse 129, CH-8600 Dübendorf
markus.zraggen@empa.ch

Eingegangen: 16. Juli 2004
Angenommen: 6. Oktober 2004

Received: July 16, 2004
Accepted: October 6, 2004
Translation: J. Fritsche

Kurzfassung

Gebrochene Aufhängevorrichtungen für Betonplatten, die aus einem Baustellenunglück stammen, wurden einer Schadensanalyse unterzogen. Dabei konnte mittels fraktographischer Methoden nachgewiesen werden, dass die Aufhängungen spröde Gewaltbrüche im Bereich der Schweissnähte aufwiesen. Metallographisch konnten Aufhärtingen und Risse in der Wärmeinflusszone nachgewiesen werden. Die rechnerische Überprüfung der Bauteile hat ergeben, dass im Baustellenbetrieb unzulässig hohe Beanspruchungen aufgrund einer ungünstigen Konstruktionsweise aufgetreten sind. Bei einem intakten Werkstoffzustand würden sich Überbelastungen durch plastische Deformationen bemerkbar machen, welche im vorliegenden Fall aufgrund der Kerbwirkung und damit verbundener mehrachsiger Spannungszustände aber in einem Spröbruch geendet hatten. Die Untersuchung hat zum Ergebnis, dass die Konstruktion primär aufgrund eines Schweißfehlers versagt hat. Wegen falscher Werkstoffwahl kam es zu Aufhärtingen, Rissbildungen und damit verbundenen Versprödungen in den Wärmeinflusszonen der Schweißungen.

Abstract

Broken suspension devices for concrete slabs, which originated from an accident at a construction site, were subjected to a damage analysis. Here, fractographic methods made it possible to demonstrate that the suspension devices presented brittle spontaneous fractures in the area of the welds. Hardness increases and cracks in the heat-affected zone were proved to exist by means of metallography. A check by calculation on the components has shown that inadmissibly high stresses arose during work at the construction site and were caused by an unfavorable way of construction. If the material condition had been intact excessive stresses would make themselves felt by plastic deformations which, however, resulted in a cleavage fracture in the present case because of the notch effect and the multi-axial stress conditions which were involved. The result of the examination was that the construction failed because of a welding defect. A wrong selection of the materials caused hardness increases, crack formations and associated brittle points in the heat-affected areas of the welded seams.

Einleitung

Bei Bauarbeiten brachen beim Anheben eines Betonelementes die so genannten Schnellverschluss-Gewindestangen oberhalb der Fixierschrauben unmittelbar am Ende der Winkelprofile. In der Folge

Introduction

While a concrete prefabricated concrete element was lifted during construction work the so-called quick-closing threaded bars were broken above the locating bolts directly at the end of the angled

Bild 1. Schematische Ansicht der Gesamtkonstruktion mit frei hängender Betonplatte. Die Hebevorrichtungen sind rot markiert

Fig. 1. Diagrammatic view of the entire construction with a freely suspended concrete slab. Lifting devices are marked red

zog sich ein Bauarbeiter tödliche Verletzungen zu. Es handelt sich bei der Aufhängevorrichtung um ein System bestehend aus einem T-Profil, verschweisst mit einem Gewindestahl mit Fixierschraube und einer Fixierplatte. Es werden jeweils zwei solche Systeme verwendet, um die Betonelemente anzuheben (Bilder 1 und 2).

Auf Bild 3 sind die gebrochenen Aufhängevorrichtungen im Anlieferungszustand dargestellt. Die Beschriftungen A1 und A2 bzw. B1 und B2 bezeichnen jeweils Bruch- und Gegenbruch.

Makrofraktographische Untersuchung

Die Brüche sind unmittelbar am Ende der Winkelprofile eingetreten und verlaufen bei beiden Bauteilen makroskopisch verformungsarm. Aufgrund des geringeren Zerklüftungsgrades kann der Bruch der Gewindestange von Bauteil A1 als

Bild 2. Schematische Detailansicht einer gebrochenen Hebevorrichtung

Fig. 2. Diagrammatic detail view of a broken lifting device

profiles. A consequence was that a construction worker sustained lethal injuries. The suspension device concerned was a system which comprised a T profile welded to a threaded steel member, with a locating bolt and a fixing plate. Two such systems each are used to lift the concrete prefabricated elements (Figs. 1 and 2).

Fig. 3 shows the broken suspension devices as they were delivered. The captions A1 and A2 and B1 and B2 each signify a fracture and a counter-fracture, respectively.

Macrofractographic examination

The fractures occurred directly at the end of the angled profiles and extend at a low macroscopic deformation in each of the two structural components. Since the degree of cleft is small it allows to identify the fracture of the threaded bar

Bild 3. Übersichtsaufnahme der eingelieferten Hebevorrichtung. Die Bruchstellen sind mit roten Pfeilen bezeichnet. Die Präparate für die metallographischen Untersuchungen wurden jeweils ca. 10mm unterhalb der Bruchflächen entnommen

Fig. 3. General photo of the lifting device as delivered. Points of fracture are indicated by red arrows. Preparations for metallographic examinations were always sampled abt. 10 mm below the fracture surfaces

primäre Bruchfläche identifiziert werden. Bei der Bruchfläche des Bauteils A1 lassen sich makroskopisch eindeutig drei unterschiedliche Bruchzonen nachweisen. Im Bruchausgangsbereich, unmittelbar neben einer Schweißnaht, ist eine hell glänzende, sichelförmige Zone vorhanden, der sich eine dunkelgraue Scherzone anschließt. Die Mitte der Gewindestange zeigt eine hell glänzende Zone mit Bruchverlaufslinien (Bild 4).

Das Bauteil B1 zeigt ebenfalls eine Schweißnaht im Bruchausgangsbereich. Es sind zwei unterschiedliche Bruchzonen vorhanden. Im Randbereich eine dunkelgraue Scherzone und in der Mitte der Gewindestange wiederum eine hell glänzende Zone mit Bruchverlaufslinien (Bild 5).

Die Bruchverlaufslinien und die gegenüberliegenden Anordnungen der Bruchausgangsbereiche deuten auf eine Biegebeanspruchung hin.

Aufgrund der makroskopischen Bruchausbildung ist davon auszugehen, dass beide Aufhängevorrichtungen aufgrund eines Gewaltbruches versagten.

Bild 4. Detailansicht der Bruchfläche A1. Die Bruchausbreitungsrichtung ist mit gelben Pfeilen markiert. Am Bruchausgang ist eine hell glänzende, sichelförmige Zone erkennbar (rote Ellipse)

Fig. 4. Detail view of fracture surface A1. The direction of fracture propagation is marked by yellow arrows. A brightly shining, crescent-shaped zone (red ellipse) can be seen at the point of fracture origin

of component A1 as a primary fracture surface. Regarding the fracture surface of component A1, three different fracture zones can be clearly demonstrated macroscopically. In the area of fracture origin, directly beside a welded seam, there is a brightly shining, crescent-shaped zone which is followed by a dark-grey shear area. The center of the threaded bar exhibits a brightly shining zone in which there are fracture propagation lines (Fig. 4).

Component B1 also shows a weld in the area of fracture origin. There are two different fracture zones, i.e. a dark-grey shear zone in the external area and, again, a brightly shining zone including fracture propagation lines in the center of the threaded bar.

The fracture propagation lines and the opposite arrays of the areas of fracture origin suggested that there was a bending stress.

The macroscopic shape of the fracture induces the assumption that the two suspension devices failed because of a spontaneous fracture.

Bild 5. Detailansicht der Bruchfläche B1. Die Bruchausbreitungsrichtung ist mit gelben Pfeilen markiert

Fig. 5. Detail view of the area of fracture origin of fracture surface B1. The direction of fracture origin is marked by yellow arrows

Bild 7. Mikrostruktur in der Mitte der Stange von Bauteil A1. Erkennbar ist die Struktur eines mikroductilen Gewaltbruches (Rosettenbruch)

Fig. 7. Microstructure in the center of the rod of component A1. The structure of a microductile spontaneous fracture (rosette fracture) can be seen

Mikrofraktographische Untersuchung

Für die Untersuchung mittels Rasterelektronenmikroskop wurden die Bruchflächen A1 und B1 abgetrennt und in wässriger Ammoniumzitratlösung (ca. 5 %) gereinigt.

Bild 6. Detailansicht des Bruchausganges von Bauteil A1. Erkennbar ist ein interkristalliner Sprödbbruch

Fig. 6. Detail view of the point of fracture origin on component A1. It allows to see an intercrystalline cleavage fracture

Bild 8. Mikrobruchstruktur von Bauteil A1 in der Scherlippe mit feinen Waben

Fig. 8. Micro-fracture structure of component A1 in the shear stress lip, with fine honeycomb areas

Microfractographic Examination

The fracture surfaces A1 and B1 were cut away and were cleaned in an aqueous ammonium citrate solution (abt. 5 %) to enable an examination by means of a scanning electron microscope.

Bild 9. Geätzter Makroschliff ca. 10 mm unterhalb der Bruchstelle von Bauteil A1. Deutlich erkennbar sind die Wärmeeinflusszonen (rot gepunktete Linien) und die leicht grau gefärbte Schalenhärtung der Stange (grün gepunktete Linien)

Fig. 9. An etched macrosection located abt. 10 mm below the point of fracture of component A1. It allows to clearly see the heat-affected zones (red dotted lines) and somewhat grey-colored chill-cast areas of the bar (green dotted lines)

Im sichelförmigen Bruchausgangsbereich der Bruchfläche A1 ist die Struktur eines spröden Gewaltbruches mit interkristallinen Anteilen nachweisbar (Bild 6). In der Mitte der Stange ist ein mikroduktiler Gewaltbruch (Rosettenbruch) vorhanden (Bild 7). Die Scherlippen haben die typische Wabenstruktur eines duktilen Gewaltbruches (Bild 8).

Die Bruchfläche B1 weist im Bruchausgangsbereich eine grobkörnige, interkristalline Bruchstruktur auf. In der Mitte der Stange ist ein mikroduktiler Gewaltbruch (Rosettenbruch) vorhanden.

Metallographische Untersuchungen

Um den Grund für die interkristallinen Bruchstrukturen in den Bruchausgangsbereichen der Bauteile zu finden, wurden metallographische Querschliffpräparate, ca. 10 mm unterhalb der Bruchflächen, angefertigt.

Bild 10. Geätzter Makroschliff ca. 10 mm unterhalb der Bruchstelle von Bauteil B1. Deutlich erkennbar sind die Wärmeeinflusszonen (rot gepunktete Linien)

Fig. 10. An etched macrosection located abt. 10 mm below the point of fracture of component B1. It allows to clearly see the heat-affected zones (red dotted lines)

The crescent-shaped area of fracture origin on the fracture surface A1 permits to demonstrate the existence of the structure of a brittle spontaneous fracture including intercrystalline portions (Fig. 6). A micro-ductile fracture (rosette-type fracture) exists in the center of the bar (Fig. 7). The shear stress lips present the honeycomb structure which is typical of a ductile spontaneous fracture (Fig. 8).

The fracture surface B1 has a coarse-grained intercrystalline fracture configuration in the area of fracture origin. A micro-ductile spontaneous fracture (rosette-type fracture) exists in the center of the bar.

Metallographic Examinations

Metallographic transverse microsections were sampled from a point abt. 10 mm below the components in order to determine the reason of the intercrystalline fracture structures in the area of fracture origin.

Bild 11. Geätzter Mikroschliff ca. 10 mm unterhalb der Bruchstelle von Bauteil B1 am Übergang Schweisssgut/Wärmeeinflusszone. Die WEZ ist martensitisch ausgebildet

Fig. 11. An etched microsection located abt. 10 mm below the point of fracture of component B1 at the point of transition between the weld metal and heat-affected zone. The heat-affected zone is of a martensitic structure

Im Makroschliff ist erkennbar, dass beim Bauteil A1 eine relativ geringe, beidseitig gleichmässige Wärmeeinflusszone von maximal ca. 2 mm Tiefe vorhanden ist. In den Randbereichen hebt sich eine graue Zone ab. Vermutlich wurde die Stange vergütet, was bei Spannstählen durchaus üblich ist. Da es sich bei den hierfür eingesetzten Stählen um so genannte Schalenhärter handelt, wird die Randzone bei der metallographischen Ätzung entsprechend erkennbar (Bild 9).

Beim Bauteil B1 ist die Wärmeeinflusszone unregelmässig ausgebildet. Auf einer Seite ca. 2 mm, auf der gegenüberliegenden Seite ca. 4 mm tief (Bild 10).

Die Mikrostruktur an den Übergängen vom Schweisssgut in die Wärmeeinflusszone zeigt eine martensitisch/roostitische Gefügestruktur. In den Wärmeeinflusszonen sind zudem teilweise Risse nachweisbar, die interkristallin verlaufen (Bilder 11 und 12). Dieses Erscheinungsbild tritt typischerweise bei Härterissen auf.

Bild 12. Geätzter Mikroschliff ca. 10 mm unterhalb der Bruchstelle von Bauteil A1 am Übergang Schweisssgut/Wärmeeinflusszone. Es ist ein ca. 1.5 mm langer Riss in der WEZ nachweisbar (roter Kreis)

Fig. 12. An etched microsection located abt. 10 mm below the point of fracture of component A1 at the point of transition between the weld metal and heat-affected zone. It allows to demonstrate a crack abt. 1.5 mm in length (red circle) in the heat-affected zone

The macrosection makes it evident that the component A1 has a relatively small heat-affected zone which is uniform on either side and the maximum depth of which is abt. 2 mm. A grey zone stands out in the external areas. The bar presumably was hardened and tempered, a procedure which is quite common for prestressed steels. Since the steels employed for the purpose are so-called chill cast types the external zone accordingly becomes identifiable during the metallographic etching procedure (Fig. 9).

The heat-affected zone is formed irregularly in the component B1. It is abt. 2 mm in depth on one side and abt. 4 mm in depth on the opposite side (Fig. 10).

The microstructure existing at the points of transition from the weld metal to the heat-affected zone shows a martensitic/roostitic structural pattern. In addition, cracks which run in an intercrystalline manner can be proved to exist in some cases in the heat-affected zones (Figs. 11 and 12). Typically, this phenomenon appears in case of heat-treatment cracks.

Bild 13. Geätzter Mikroschliff ca. 10 mm unterhalb der Bruchstelle von Bauteil B1 im Kern der Stange. Es ist eine nadelig ausgebildete, ferritisch/perlitische Gefügestruktur (Widmannstättenstruktur) vorhanden

Fig. 13. An etched microsection located abt. 10 mm below the point of fracture of component B1 in the core of the bar. There is an acicularly shaped ferritic/pearlitic microstructure (Widmanstätten structure) here

Das Gefüge im Kern der Stangen ist überwiegend perlitisch ausgebildet, das Gefüge im Kern von Bauteil B1 zeigt eine nadelig ausgebildete, ferritisch/perlitische Gefügestruktur (Widmannstättengefüge) (Bild 13).

Der hohe Perlitanteil im Kerngefüge der Stäbe, vor allem bei der Probe A1, sowie die Martensitbildung in der Wärmeeinflusszone lassen auf einen hohen Kohlenstoffgehalt der Stangen schließen. Bei der chemischen Analyse (siehe Tabelle II, chemische Analyse) wurden mit der Gefügeausbildung korrespondierende Kohlenstoffgehalte von bis zu 0,69% nachgewiesen.

Härtemessungen

Die Härtemessungen an den Proben A1 und B1 wurden nach Vickers mit einer Prüflast von 1 kg (HV1) an den Mikroschliffen durchgeführt. Die Anordnung der Messstellen ist in Bild 14 wieder gegeben:

Die Messresultate sind in folgender Tab. 1 zusammengestellt:

Bild 14. Anordnung der Härtemessstellen

Fig. 14. The arrangement of the points of hardness measurement

The microstructure in the core of the bars is of a predominantly pearlitic type and the microstructure in the core of the component B1 shows an acicularly formed ferritic/pearlitic structural pattern (Widmanstätten structure) (Fig. 13).

The high pearlite content in the core microstructure of the bars, primarily in sample A1, and the formation of martensite in the heat-affected zone allow to conclude that the bars have a high carbon content. The chemical analysis (see Chemical analysis, Tab. 2) revealed that there were carbon contents up to 0.69% which corresponded to the microstructural configuration.

Hardness Measurements

Hardness measurements on samples A1 and B1 were carried out according to Vickers, using a test load of 1 kg (HV1) on the microsections. The arrangement of the points of measurement is illustrated in Fig. 14:

The results of measurement are summarized in the table which follows:

Bereich / Area	Messtelle Point of measurement	Probe A1 Sample A1 [HV1]	Probe B1 Sample B1 [HV1]
Schweissgut Weld metal	1	335	268
	2	281	250
	3	314	246
	4	248	232
	5	266	230
	6	240	238
WEZ HAZ	7	680	450
	8	655	452
	9	720	450
	10	480	512
	11	495	496
	12	478	500
Grundmaterial Basic material	13	343	320
	14	348	320
	15	357	340

Tab.1. Resultate der Härtemessungen

Tab. 1. Results of hardness measurements

Die Härtemessungen im Kern zeigen, dass beide Stangen offensichtlich aus einem hochfesten Stahl mit einer umgerechneten Zugfestigkeit von ca. 1100 MPa bestehen. In der WEZ sind, korrespondierend mit der martensitischen Gefügestruktur, sehr hohe Härtespitzen nachweisbar.

Chemische Analyse

Die quantitative Elementanalyse erfolgte mit der wellenlängendispersiven Röntgenfluoreszenzspektrometrie (WD-XRF). Dabei handelt es sich um eine oberflächenspezifische Messmethode, wobei die Elemente mit einer niedrigeren Ordnungszahl als Natrium, so z. B. Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff nicht erfasst werden. Die Bestimmungsgrenze liegt bei diesem Verfahren bei 0,01 g / 100 g (%), die relative Messunsicherheit im Bereich von 1 – 2%. Für die Durchführung der Analyse wurde die Oberfläche mit Korundpapier überschliffen.

Für die quantitative Bestimmung von Kohlenstoff und Schwefel wurden Späne in einem Induktionsofen bei einer Temperatur von ca. 2000° C

Hardness measurements in the core have shown that the two bars were obviously made of a high-strength steel the converted tensile strength of which was about 1,100 MPa. Very high hardness peaks which correspond to the martensitic microstructure can be proved to exist in the heat-affected zone.

Chemical Analysis

The quantitative elemental analysis was made by means of wavelength dispersive X-ray fluorescence spectrometry (WD-XRF). This is a surface specific measuring method in which the elements having a atomic number lower than that of sodium, e.g. oxygen, nitrogen, and carbon,, are not discovered. The limit of a determination is 0.01 g/100 g (%) in this method and the relative uncertainty of measurement ranges from 1 to 2 %. The surface was ground over with corundum-coated paper for a performance of the analysis.

For a quantitative determination of carbon and sulfur, chips were melted in an induction furnace at a temperature of abt. 2,000°C. The mass con-

geschmolzen. Die Massenanteile der dabei in die gasförmigen Oxide überführten Elemente Kohlenstoff und Schwefel wurden mittels IR-Detektion (CO_2 und SO_2) ermittelt.

Nachfolgende Tabelle II zeigt die Werte im Überblick:

Elemente Elements	Probe A1 / Sample A1 [g / 100 g (%)]	Probe B1 / Sample B1 [g / 100 g (%)]
Kohlenstoff / Carbon	0.69	0.35
Stickstoff / Nitrogen	n. b. / n. d.	n. b. / n. d.
Silizium / Silicon	0.23	0.46
Mangan / Manganese	0.73	1.74
Schwefel / Sulfur	0.009	0.007
Phosphor / Phosphorus	0.020	<0.01
Kupfer / Copper	<0.01	0.08
Nickel / Nickel	0.02	0.05
Chrom / Chromium	0.03	0.05
Molybdän / Molybdenum	<0.01	0.01
Wolfram / Tungsten	n. b. / n. d.	n. b. / n. d.
Vanadium / Vanadium	0.01	0.14
Titan / Titanium	<0.01	<0.01
Niob / Niobium	n. b. / n. d.	n. b. / n. d.
Kobalt / Cobalt	<0.01	<0.01
Eisen / Iron	Rest / Balance	Rest / Balance
n. b. = nicht bestimmt / n. d. = not determined < = Kleiner als die Nachweisgrenze / < = Less than detection limit		

Tab. 2. Chemische Analyse

Tab. 2. Chemical analysis

Beim Bauteil A1 handelt es sich um einen unlegierten Kohlenstoffstahl. Das Bauteil B1 ist aufgrund der chemischen Analyse als niedrig legierter Vergütungsstahl zu bezeichnen. Be-

tents of the elements carbon and sulfur which were transferred into the gaseous oxides here were determined by means of infrared-light detection (CO_2 and SO_2).

Tab. 2 which now follows gives a survey of the values:

Component A1 is a non-alloyed carbon steel. Component B1 can be designated as a low-alloy heat-treatable steel, which becomes evident from its chemical analysis. The remarkable char-

merkenswert sind im Hinblick auf die Schweißkonstruktion die hohen Kohlenstoffgehalte von 0,35% bei der Probe A1 bzw. 0,69% bei der Probe B1. Grundsätzlich sind für Schweißprozesse Kohlenstoffgehalte über 0,2 % als kritisch zu betrachten.

Die sehr unterschiedliche chemische Zusammensetzung lässt vermuten, dass die Stäbe beliebig, ungeachtet der Zusammensetzung bzw. des Verwendungszweckes, aus einem Materiallager entnommen wurden.

Berechnungen

Die Konstruktion wird auf Zug und Biegung beansprucht. Nachfolgend wird die zulässige Belastung für die Biegebeanspruchung beurteilt.

Die Berechnungen basieren auf folgenden vom Auftraggeber erhaltenen Eingangsdaten:

- Länge der Ketten: $l_k = 4 \text{ m}$
- Abstand der Bohrungen in der Betonplatte: $l_b = 1,36 \text{ m}$
- Masse einer Betonplatte: $m = 2500 \text{ kg}$
- Dicke der Betonplatte: $z = 200 \text{ mm}$
- Durchmesser des Loches in der Betonplatte: $d_l = 30 \text{ mm}$
- Nenndurchmesser der Gewindestange: $d_g = 15 \text{ mm}$

Belastbarkeit der Hebevorrichtung auf Biegung

Falls in die beim Unfall verwendete Hebevorrichtung eine Querkraft eingeleitet wird, erfährt der Gewindestahl eine Biegebelastung und Flächenpressungen, mit lokalen Spannungsverhältnissen analog zu einer Biegung um einen Dorn (insbesondere ohne Fixierplatten).

Nachfolgend wird rechnerisch abgeschätzt, welche Biegespannungen eine Horizontalkomponente der Kettenkraft hervorrufen kann. Die Situation bei einer statisch hängenden Last ist in Bild 1 schematisch dargestellt. Bei der Bestimmung der Biegespannung wird angenommen, dass die Gewindestangen fest eingespannt (Verwendung von Fixierplatten) und ideal starr sind, d.h., dass sie sich unter der Querlast nicht plas-

teristic with regard to the welded structure are the high carbon contents which were 0.35% for sample A1 and 0.69% for sample B1. Generally, carbon contents of more than 0.2% need to be regarded as critical in welding processes.

The very different chemical composition induces an assumption that the steels were taken at random from a materials store regardless of their compositions or uses.

Calculations

The construction is subjected to tensile stress and bending stress. The load admissible to undergo bending stresses is assessed below.

The calculations are based on the input data below which were received from the customer:

- Length of chains: $l_k = 4 \text{ m}$
- Distance between bores in the concrete slab: $l_b = 1,36 \text{ m}$
- Weight of a concrete slab: $m = 2,500 \text{ kg}$
- Thickness of the concrete slab: $z = 200 \text{ mm}$
- Diameter of the hole in the concrete slab: $d_l = 30 \text{ mm}$
- Rated diameter of the threaded bar: $d_g = 15 \text{ mm}$

Load capacity of the lifting device for bending

If a transverse force is introduced into the lifting device used during the accident the threaded steel will be subjected to a bending stress and planar compressions where local stress conditions are similar to those when bent around a mandrel (particularly with no fixing plates).

An evaluation by calculations will now be made as to which bending stresses can provoke a horizontal component of the chain force. The situation for a statically suspended load is diagrammatically shown in Fig. 1. For a determination of the bending stress, the assumption is that the threaded bars are firmly clamped (using locking plates) and are ideally rigid, which means that they will not deform plastically when under the

tisch verformen. Zudem wird von einer fachmännisch ausgeführten Schweissverbindung ausgegangen.

Der Öffnungswinkel α zwischen den beiden Ketten lässt sich wie folgt bestimmen:

$$\alpha = \arcsin \frac{l_b}{2 \cdot l_k} = 9.8 \text{ Grad}$$

Die Kraft in einer Kette durch das Gewicht der Betonplatte ist gleich:

$$F_k = \frac{m}{2} \cdot g \cdot \cos \frac{\alpha}{2} = 12.44 \text{ kN}$$

- $g = 9.81 \text{ m/s}^2$ (Erdbeschleunigung) / (gravitational acceleration)

Die Querkraft F_q ergibt sich zu:

$$F_q = F_k \cdot \sin \frac{\alpha}{2} = 2100 \text{ N}$$

Die Biegebeanspruchung der Gewindestange hängt von der Entfernung von der Krafteinleitung vom betrachteten Querschnitt ab.

$$\sigma_B = \frac{M}{K} = \frac{F_q \cdot a_q}{K} = 6.4 \cdot a_q \text{ [MPa]}$$

$K = \frac{d_g^3 \cdot \pi}{32}$ Widerstandsmoment des kreisförmigen Stangenquerschnittes (Vereinfachung)

α_q [mm]: Abstand des betrachteten Querschnittes der Gewindestange von der Krafteinleitung

Die kritische Schweissnahtstelle liegt etwa 240 mm von der Krafteinleitung entfernt. In dieser Stelle entsteht rechnerisch eine Biegespannung von

$$\sigma_B = 6.4 \cdot 240 = 1540 \text{ MPa}$$

Diese rechnerisch ermittelte Biegespannung liegt wesentlich oberhalb der Bruchspannung des Gewindestahles von 1080 MPa. In Wirklichkeit ist

transverse load. Moreover, the welded joint is presumed to have been made in an expert manner.

The angle of aperture α between the two chains can be determined as follows:

The force exerted in a chain by the weight of the concrete slab is equal to:

The resultant transverse force F_q is:

The bending stress to which the threaded bar is subjected is dependent on the distance from the point of force introduction to the cross-section under consideration.

$K = \frac{d_g^3 \cdot \pi}{32}$ Moment of resistance of the circular bar cross-section (simplified)

α_q [mm]: Distance of the cross-section under consideration of the threaded bar from the point of force introduction

The critical point of the welded joint is at a spacing of about 240 mm from the point of force introduction. At this point, the resultant bending stress is

as determined by calculation. This bending stress determined by calculation is significantly above the failure stress of the threaded steel, which is

die Biegespannung wegen der Verbiegung der Gewindestange unter Last und der Plastifizierung des Materials kleiner als der unter der Annahme einer ideal starren Hebevorrichtung berechnete Wert. Auf der anderen Seite ist in der Berechnung die Kerbwirkung beim scharfen Übergang zwischen T-Profil und Gewindestange und der große Steifigkeitssprung an dieser Stelle nicht berücksichtigt worden. Gesamthaft deutet das Resultat darauf hin, dass die Biegebeanspruchung im Gewindestahl durch die Horizontalkomponente der Kettenkraft (F_q) unzulässig hohe Werte annehmen kann (Bemerkung: Die Zulässige Biegespannung liegt anhand der Festigkeitswerte des Grundwerkstoffes bei rund 500 MPa).

Zudem könnte beim Hantieren der noch nicht vollständig freigestellten Betonplatten mit dem Kran eine zusätzliche Biegebelastung für die Gewindestangen entstehen ($\rightarrow$ Kippbewegung der Betonplatte, Schrägziehen).

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Konstruktion bezüglich Biegebeanspruchungen nicht nach dem Stand der Technik ausgeführt bzw. nicht ausreichend dimensioniert wurde.

Zusammenfassung

Die Brüche sind unmittelbar oberhalb der Winkelprofile eingetreten und verlaufen bei beiden Bauteilen makroskopisch verformungsarm. Aufgrund des geringeren Zerklüftungsgrades kann die Bruchfläche von Bauteil A1 als primäre Bruchfläche identifiziert werden. Bei sprödem Werkstoffversagen und instabiler Rissausbreitung entsteht mit zunehmender Risstiefe ein immer größer werdender Überschuss an elastischer Energie. Diese Zunahme der Bruchenergie äußert sich durch eine zunehmende Bruchflächenrauheit. Da die Spannungsverteilung in der Konstruktion symmetrisch ist, können die beiden Stangen näherungsweise wie ein Bauteil betrachtet werden und lassen so die Zuordnung der primären Bruchfläche zu.

Die Bruchverlaufslinien und die Anordnung der Bruchausgangsbereiche deuten wiederum auf Grund der gerichteten Rauigkeitszunahme auf eine Biegebeanspruchung hin.

1,080 MPa. In reality, the bending stress proves to be smaller than the value calculated while assuming an ideally rigid lifting device because the threaded bar will be bent under a load and the material will undergo plastication. On the other hand, the calculation did neither take into account the notch effect during the abrupt transition between the T profile and threaded bar, nor the large leap in rigidity at this point. In conclusion, the result suggests that the bending stress in the threaded steel can assume inadmissibly high values because of the horizontal component of the chain force (F_q). (Annotation: The admissible bending stress is around 500 MPa as is shown by the strength values of the basic material).

In addition, an additional transverse load could arise for the threaded bars while the crane is handling the still incompletely released concrete slabs ($\rightarrow$ tipping motion of the concrete slab, oblique pulling action).

Summarizing, it may be stated that the construction either was not carried out according to the state of the art with regard to bending stresses or was insufficiently dimensioned.

Summary

The fractures occurred directly above the angled profiles and run macroscopically at a low deformation in either component. Since the degree of cleft was low it was possible to identify the fracture surface of component A1 as a primary fracture surface. If the material exhibits brittle failure and unstable crack propagation an increasingly growing excess of elastic energy will arise with an increasing depth of crack. This growth in fracture energy makes itself felt by an increase in fracture surface roughness. Since the distribution of stresses is symmetric in the construction it becomes possible to regard the two bars approximately like one component. Hence, they allow for an assignment of the primary fracture surface.

The lines of fracture extension and the way the areas of fracture origin are arranged, in turn, allow to assume the existence of a bending stress because of the increase in directional roughness.

Rasterelektronenmikroskopisch sind in den Bruchausgangsbereichen der Bruchflächen A1 und B1 die Struktur spröder Gewaltbrüche mit interkristallinen Anteilen nachweisbar. In der Mitte der Stangen sind mikroduktiler Gewaltbrüche (Rosettenbrüche) vorhanden.

Bei der metallographischen Untersuchung konnten in den Wärmeeinflusszonen beider Stangen Martensitbildungen mit entsprechend ausgeprägten Härtespitzen, vor allem bei der Bruchfläche A1 bis 720 HV, festgestellt werden. Im Bauteil A1 konnte zudem ca. 10 mm unterhalb der Bruchfläche ein Härteriss in der Wärmeeinflusszone nachgewiesen werden.

Der Riss verringert durch die Querschnittsabnahme die Tragfähigkeit des Bauteils. Solche Risse wirken als scharfe innere Kerben mit entsprechender Spannungsüberhöhung und führen zu mehrachsigen Spannungszuständen, die ein sprödes Bauteilversagen begünstigen.

Allgemein sollen in Wärmeeinflusszonen Härte- werte von maximal 450 HV wegen der Versprödungs- und Rissbildungsgefahr nicht überschritten werden. Die Härtemessungen im Kern zeigen, dass beide Stangen offensichtlich aus einem hochfesten Spannstahl mit einer umgerechneten Zugfestigkeit von ca. 1100 MPa bestehen.

Die Berechnungen haben ergeben, dass die Konstruktion grundsätzlich nicht auf Biegung beansprucht werden dürfte. Das Bauteil ist ungünstig konstruiert. Sowohl durch die Krafteinleitung als auch durch den Praxiseinsatz entsteht zwangsläufig eine ungünstige Biegebeanspruchung.

Die chemische Analyse hat ergeben, dass die Probe A1 einen Kohlenstoffgehalt von 0,69 % und die Probe B1 einen Kohlenstoffgehalt von 0,35 % aufweist.

Die Härtebarkeit und Festigkeit wird bei un- und niedrig legierten Stählen durch den Kohlenstoffanteil bestimmt. Bei hoher Wärmeeinbringung und anschließender schneller Abkühlung wie beim Schweißen besteht die Gefahr der Martensit- und Härterissbildung. Wenn dieser Martensit nicht angelassen wird, ist das Bauteil sprö-

An examination in the scanning electron microscope allows to demonstrate a structure of brittle spontaneous fractures, which include intercrystalline fractions, in the areas of fracture origin of fracture surfaces A1 and B1. Micro-ductile spontaneous fractures (rosette fractures) exist in the center of the bars.

During the metallographic examination, it was possible to establish that there were martensite formations with correspondingly pronounced hardness peaks in the heat-affected zones of the two bars, which were up to 720 HV primarily in the fracture surface A1. Additionally, a crack by hardening was found to exist in the heat affected zone of component A1 abt. 10 mm below the fracture surface.

The crack reduces the load-carrying capacity of the component because the cross-section diminishes. Such cracks act as sharp inner notches with a corresponding excess of stress and result in multi-axial stress conditions which stimulate a failure of the component by brittleness.

Generally, heat values of a maximum of 450 HV should not be exceeded in heat-affected zones because there is a risk of embrittlement and crack formation. Hardness measurements made on the core have shown that the two bars obviously were made of a high-strength prestressed steel whose tensile strength as converted was abt. 1,100 MPa.

The calculations showed that the construction generally should not be subjected to bending stress. The component was of an unfavorable construction. An unfavorable bending stress is inevitably produced by both an introduction of forces and practical use.

The chemical analysis revealed that sample A1 had a carbon content of 0.69% and the carbon content of sample B was 0.35%.

It is the carbon content which determines the hardenability and strength of non-alloy and low-alloy steels. If large heat is introduced into the steels and they are cooled down rapidly afterwards, e.g. during welding, there is a risk of a martensite formation and cracking by heat treatment. If this martensite is not annealed the com-

de und kann kaum plastische Verformungen aufnehmen, woraus ein Bauteilversagen ohne Vorwarnung resultieren kann. Für Schweißprozesse sind daher Kohlenstoffgehalte über 0,2 % als kritisch zu betrachten. Prinzipiell können höher kohlenstoffhaltige Stähle geschweisst werden; der Schweißprozess muss aber entsprechend angepasst werden (Vorwärmen und/oder nachträgliche Wärmebehandlung).

Die Untersuchung hat zum Ergebnis, dass die Konstruktion primär aufgrund von Aufhärtungen, Rissbildungen und damit verbundenen Versprödungen in den Wärmeeinflusszonen der Schweißungen versagt hat. Letztlich ist der Schaden auf einen Schweißfehler bzw. auf eine falsche Materialwahl zurückzuführen.

ponents will become brittle and is hardly capable of absorbing deformations, which can result in the failure of the components without no early warning signs. This is why carbon contents over 0.2% can be considered critical for welding procedures. Basically, it would be well possible to weld steels containing more carbon; however, this requires that the welding procedure be adapted accordingly (by preheating and/or heat treatment at a later point).

The result of the examination was that the construction failed primarily because of hardness increases, cracking and associated embrittlements in the heat-affected areas of the welded joints. Finally, the damage was due to a welding defect and selection of wrong materials.

HEITERE METALLOGRAPHIE/HUMOROUS METALLOGRAPHY

Engelfügel / Wing of an Angel

Beschichtungsfehler, Ni in galvanisch abgeschiedenem Cu

Coating failure, Ni in electrodeposited Cu

C. Gläser, Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe
TU Chemnitz

Edelsteine / Precious Stones

Blaugel (aus dem Exsikkator) in verschiedenen Trockenstufen, Aufnahme am Stereomikroskop

Blue gel (from the dessicator) differently dried, stereomicroscopical image

C. Gläser, Lehrstuhl für Verbundwerkstoffe
TU Chemnitz