Praktische Metallographie

Practical Metallography

Gründer/Founders

Günter Petzow
Gerhard Reinacher †
Charlotte Wachau †

Herausgeber/Editor

Prof. Dr. G. Petzow

Schriftleiter

Editor in charge

Prof. Dr.-Ing. F. Mücklich

Universität des Saarlandes
Lehrstuhl für Funktionswerkstoffe
Postfach 151150
D-66041 Saarbrücken
Telefon: +49/681 302-2048
Telefax: +49/681 302-4876
E-Mail: pm-editor@matsci.uni-sb.de

Redaktion / Editor

Dipl.-Ing. S. Mücklich

Zöblitzer Str. 10
D-09125 Chemnitz
Telefon: +49/371/531-5384
Telefax: +49/371/531-6179
E-Mail: silke.muecklich@mb.tu-chemnitz.de

HANSER

Carl Hanser Verlag, München

Wissenschaftlicher Beirat/Editorial Board

Dr. C. Bagnall, MCS Associates Inc., Greensburg, PA (USA)

Dr. E. Bischoff, MPI für Metallforschung, Stuttgart

C. Bocher, Buehler GmbH, Düsseldorf

Prof. Dr. H.-E. Bühler, RWTH Aachen

V. Dietl, Lette Verein Berlin

Dr. G. Elssner, MPI für Metallforschung, Stuttgart

Prof. Dr. H.E. Exner, TU Darmstadt

Prof. Dr. M. Göken, Friedrich-Alexander-Univ.,
Erlangen-Nürnberg

Prof. Dr. E. Hornbogen, Ruhr-Universität Bochum

Prof. Dr. F. Jeglitsch, Montanuniversität Leoben

Prof. Dr. C.-K. Kim, KUT, Korea

Dr. H.-J. Klaar, RWTH Aachen

Prof. Dr. A. Kneissl, Montanuniversität Leoben

Dr. W.-U. Kopp, Daisendorf

Prof. Dr. G. Liu, Univ. Beijing, P.R. China

Dr. J. Paul, Leica Vertrieb GmbH, Bensheim

Prof. Dr. M. Pohl, Ruhr-Universität Bochum

Prof. Dr. P.D. Portella, BAM, Berlin

Prof. Dr. Schmitt-Thomas, IST, München

Prof. Dr. G. Schneider, Bosch, Stuttgart

U. Täffner, MPI für Metallforschung, Stuttgart

Dr. J. Trempler, Martin-Luther-Univ. Halle-Wittenberg

Prof. Dr. H.-H. Uchida, Tokai Univ., Hiratsuka, Kanagawa

G. Vander Voort, Buehler Ltd., Illinois

Prof. Dr. B. Wielage, TU Chemnitz

Dr. H.-J. Wieland, Verein Dt. Eisenhüttenleute, Düsseldorf

Titelseite: Zirkalloy Schweißstruktur • Aufnahme im polarisierten Licht 260x • Foto: Allan J. Lockley • Canada • © Buehler Ltd.

Buehler Apex DGD • Diamantschleifscheiben
Die universelle und effiziente Schleiflösung setzt Maßstäbe hinsichtlich Wirtschaftlichkeit und Materialabtrag.

In unserem Webshop sind wir rund um die Uhr für Sie da:
www.metallographie.biz

BUEHLER

Dauerbruch als Folge von korrosionsbedingten Kerben

Fatigue Fracture Caused by Corrosion Crevices

Rolf Winkler, Oliver von Trzebiatowski, Markus Zgraggen

Korrespondenzanschrift/Correspondence address:

EMPA – Eidgenössische Materialprüfungs- und Forschungsanstalt; Überlandstrasse 129; CH-8600 Dübendorf;
Abt. Korrosion und Werkstoffintegrität

E-Mail: rolf.winkler@empa.ch, oliver.trzebiatowski@empa.ch, markus.zgraggen@empa.ch

Eingegangen: 27. Januar 2004

Angenommen: 23. April 2004

Received: January 27, 2004

Accepted: April 23, 2004

Translation: Ph. Tate

Kurzfassung

Die vorliegende Arbeit berichtet über die Schadensanalyse einer gebrochenen Pumpenwelle aus dem Stahl Z30C13 (entspricht dem Werkstoff X30Cr13, Werkstoffnummer 1.4028, nichtrostender martensitischer Stahl). Anhand der Fraktographie und den metallographischen Untersuchungen konnte nachgewiesen werden, dass ein Dauerbruch, ausgehend von einer Korrosionsnarbe, vorliegt. Die Korrosion wurde durch konstruktiv bedingte Spalten gefördert. Zudem wurde vom Stahlverarbeiter auf eine, für diesen Werkstoff zum Erreichen einer ausreichenden Korrosionsbeständigkeit, zwingend notwendige Wärmebehandlung (Härten/Anlassen) verzichtet. Die Welle wurde im weichgeglühten Zustand belassen, wodurch der Chrom-Gehalt in der Matrix infolge Karbidausscheidungen unterhalb der Resistenzgrenze von 12% abfällt. Eine unzureichende Passivschichtbildung ist die Folge, weshalb ein lokaler Korrosionsangriff stattfand. Derartige Angriffstellen wirken als Kerben, die letztendlich das Bauteilversagen durch lokale Spannungsüberhöhung eingeleitet haben.

1 Einleitung

Zur Schadensabklärung gelangte eine einseitig gelagerte Welle, die in einer wassergekühlten Mehrstufen-Zentrifugalpumpe einer Werkzeugmaschine eingesetzt war. Der Bruch erfolgte lagerseitig, innerhalb einer dort angebrachten Gleitringdichtung. Die Beanspruchung der Welle setzt sich aus Torsion und Umlaufbiegung zu-

Abstract

This article reports on the failure analysis of a pump shaft made of Z30C13 martensitic stainless steel (equivalent to X30Cr13, Material No. 1.4028). It was shown by means of fractography and metallographic investigation that a fatigue crack had started at a corrosion scar, the corrosion being caused by crevices in the design and construction. In addition it was shown that the steel-maker has neglected to carry out the necessary heat treatment (hardening and annealing) required to achieve adequate corrosion resistance for this material. The shaft had been left in the fully annealed condition in which the chromium content of the matrix is reduced below the limit of 12% required to ensure corrosion resistance. As a result of this, the passive protective layer normally occurring on the surface of such steels was unable to form in a stable form, thus allowing localised corrosion attack to take place. This type of attack (crevice corrosion) results in a localised stress build-up, and finally to the failure of the component by a mechanism of fatigue.

1. Introduction

A shaft, supported on one side only in a bearing was submitted for examination. The shaft had been in operation in the multi-staged water cooled centrifugal pump of a tooling machine. The fracture was observed to have occurred adjacent to the bearing point underneath a slip ring seal. The loading of the shaft at this point was

Bild 1. Übersicht der Bruchoberfläche. Teilweise verhämmt und mit Korrosionsprodukten belegt

Fig. 1. General view of the fracture surface. Partially hammered and coated with corrosion products

Bild 2. Detail aus Bild 1. Bruchausgang an einer Kerbe. Halbkreisförmige Rastlinien um den Bruchausgang

Fig. 2. Detail from Fig. 1. Initiation location of the fracture at a notch surrounded by semi-circular beach marks striations

sammen. Nach ca. 4 Monaten Laufzeit sind insgesamt vier Pumpen infolge Wellenbruch ausgefallen, wobei alle Brüche im selben Wellenabschnitt erfolgten.

thus a combination of torsion and rotational bending. After some 4 months in service, a total of four such pumps failed due to shaft fracture, whereby all of the fractures occurred in the same section of the shaft.

2 Untersuchungen

2.1 Makroskopischer Befund

Der Bruch ist verformungslos, eben und verläuft radial. Es sind Rastlinien und eine etwa in der

2. Investigation

2.1 Macroscopic Examination

The shaft fracture was observed to be free of deformation, flat and to have progressed in a radi-

Bild 3. Schwingungslinien im Dauerbruchbereich

Fig. 3. Fatigue striations in the region of fatigue fracture

Bild 4. Duktile Restgewaltbruchfläche (Wabenstruktur)

Fig. 4. Ductile residual fracture surface (dimples)

Mitte der Welle befindliche, kegelförmige Restgewaltbruchfläche zu erkennen. Die halbkreisförmigen Rastlinien kennzeichnen den Bruchanfang. Die Bruchfläche ist teilweise sekundär beschädigt und mit bräunlichen Korrosionsprodukten belegt (Bilder 1 und 2). Der Bruchausgangsbereich zeigt mattes bzw. samtartiges Aussehen. Es liegt ein Dauerbruch vor, wobei sich die Belastungsart überwiegend aus Umlaufbiegung mit niedriger Nennspannung zusammensetzt. Diese Vermutung lässt sich zum einen aus der Beanspruchung der Welle im Betrieb bzw. der konstruktiven Auslegung der Pumpe, der Form der Dauerbruchfläche und des Restgewaltbruchflächenanteils ableiten.

Auf der Wellenoberfläche befinden sich Bearbeitungsspuren, die vom Drehprozess bei der Herstellung der Welle stammen. Auf der Bruchfläche sind nur die Merkmale eines Dauerbruches feststellbar d.h. es haben sich keine weiteren Teilschwingbrüche gebildet. Die Drehriefen (Kerben) hatten demnach auf den Bruchfortschritt keinen Einfluss.

al direction. Beach marks and, at approximately the centre of the shaft, a cone shaped residual fracture surface are apparent. The semi-circular beach marks clearly indicate the initiation location of the fracture. The fracture surface has experienced some secondary damage and is coated with a layer of brown corrosion products (Figs. 1 and 2). The region around the initiation point of the fatigue crack reveals a matt silk-like appearance. The nature of the fracture is clearly of fatigue type and characteristic of one produced mainly by rotational bending at low nominal stress.

This could be deduced first from the loading of the shaft in operation and the design and construction of the pump and also from the shape of the fatigue and residual fracture surfaces. A number of machining marks originating from the turning of the shaft during manufacture were observed on the shaft surface. On the fracture surface however, only the characteristics of a simple fatigue fracture were apparent. No other signs that failure might have been caused in part by fatigue cracks grown from these machining marks under the oscillation of the shaft could be observed. Thus, the turning marks observed had no effect whatsoever on the failure of the shaft.

2.2 Mikroskopische Beurteilung

Bruch und Gegenbruch wurden am Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Dabei wurden die verschiedenen Bruchzonen, sowie der Bruchausgangsbereich abgerastert. Im Bereich des Dauerbruchs sind Schwingungslinien (Bild 3) zu erkennen. Die sehr kleine Restgewaltbruchfläche (ca. 5% der Bruchfläche) zeigt die bei duktilen Werkstoffen typische Wabenstruktur (Bild 4). Der Bruchausgang befindet sich an einer Korrosionsnarbe (Bild 5) und orientiert sich nicht an den Drehriefen auf der Wellenoberfläche. Wie bereits die makroskopische Beurteilung ergab, lässt sich daraus folgern, dass die Kerbwirkung der Drehriefen eine untergeordnete Rolle beim Bruchfortschritt hatte. Der geringe Restbruchanteil gibt Hinweis auf eine geringe Nennspannung während der Betriebsphasen. Eine Unterdimensionierung der Welle gilt daher als ausgeschlossen.

2.3 Metallographie

Die metallographische Schliffprobe wurde in unmittelbarer Nähe des Bruches, in axialer Richtung entnommen. Es konnte an mehreren Stellen der Wellenoberfläche im Spaltbereich Lochfrass ausgemacht werden (Bild 6). Diese Korrosionsform äußert sich durch kraterförmige, die Oberfläche unterhöhende Vertiefungen und Löcher. Ausserhalb der Lochfrass-Stellen findet praktisch kein Korrosionsabtrag statt. Am geätzten Schliffpräparat ist der weichgeglühte Gefügestand zu erkennen (Bild 7). Die groben, ausgeschiedenen Carbide liegen in regelloser Verteilung im Korn bzw. perschnurartig entlang der Korngrenzen vor. Die gemessenen Vickershärten (HV 10) liegen im Mittel bei ca. 250 HV10. Dieser Wert entspricht in etwa dem eines weichgeglühten Gefüges dieser Werkstoffgüte.

2.2 Microscopic Examination

Both sides of the fracture surface were examined in the Scanning Electron Microscope (SEM). During the examination, the various zones of the fracture were investigated together with the initiation location of the fatigue crack. In the region of the fatigue crack, fatigue striations can be seen (Fig. 3). The very small area of residual fracture (ca. 5% of the fracture surface) exhibits the dimpled appearance typical of fracture in a ductile material (Fig. 4). The initiation location of the fatigue crack was found to lie in a corrosion scar (Fig. 5) completely unrelated to the orientation of the machining marks found on the surface of the shaft. Similarly to what was observed during the macroscopic examination, it could thus be deduced that the stress raising effect of the turning marks had no direct effect on the mechanism of fracture. The very small area of residual fracture indicates a relatively low nominal stress on the shaft during operation and that a possible under-dimensioning of the shaft can be discounted.

2.3 Metallography

The metallographic sections were performed in an area close to the fracture in the axial direction of the shaft. At a number of positions on the surface of the shaft, pitting corrosion was apparent in the area of the crevice (Fig. 6). This type of corrosion is characterised by the crater shaped pitting or holes which undercut the surface of the shaft. Away from the region of pitting, almost no signs of corrosion are apparent. In the etched specimen, the fully annealed microstructure of the steel is clearly apparent (Fig. 7). The coarsely precipitated carbides are arranged randomly within the grains and in chains along the grain boundaries. The Vickers hardness of the steel was measured and was found to be on average 250 HV10. This value corresponds approximately to that of the fully annealed microstructure of this type of steel.

Bild 5. Korrosionsnarbe am Bruchausgang. Drehriefen auf der Wellenoberfläche

Fig. 5. Corrosion scar at initiation location of the fatigue fracture, also showing the machining marks on the surface of the shaft

Bild 6. Korrosionsnarben auf der Wellenoberfläche (Längsschliff ungeätzt)

Fig. 6. Corrosion scar on the shaft surface (Longitudinal section, un-etched)

3 Zusammenfassung und Diskussion

Die Untersuchungen zeigen auf, dass an einem durch Lochfrass entstandenen Kerb ein Dauerbruch initiiert wurde. Kerben jeglicher Art wirken sich in doppelter Weise nachteilig auf den Werkstoff aus. Erstens erzeugt er eine örtliche Spannungsspitze, zweitens verursacht er auch bei einachsigem Kraftangriff einen dreiachsigen Spannungszustand. Derartige lokale Spannungsspitzen fördern bei dynamisch beanspruchten Bauteilen die Initiierung von Dauerbrüchen.

3. Discussion and Summary

The investigations revealed that the fracture occurred as the result of a fatigue crack growth which was initiated at the base of a crevice corrosion pit. Pitting of this type is doubly damaging to the material. On the one hand, it results in the formation of a localised stress build-up whilst on the other hand, even under conditions of mono-axial loading, it causes a tri-axial stress condition to be induced at the base of the pit. This type of highly localised stress build-up will, in dynamically loaded components, inevitably result in the initiation of fatigue cracks.

Der lokale Korrosionsangriff wurde durch eine fehlende Wärmebehandlung nach der Fertigung in Form von einem Lösungsglühen und Vergüten hervorgerufen. Das Bauteil wurde im vom Stahlerzeuger gelieferten Gefügestand belassen (weichgeglüht), mit einer markant verminderten Korrosionsbeständigkeit. Das für die Passivität notwendige Chrom liegt im weich geblühten Zustand, d.h. durch Glühen bei Temperaturen zwischen 750-800°C [1] (nahe unterhalb Ac1b) und langsamen Abkühlens, überwiegend als Chromkarbid ($M_{23}C_6$) abgebunden vor. Die Umgebung verarmt an Chrom, wobei der Chromgehalt beim hier vorliegenden Stahl mit 13% Cr unter die Resistenzgrenze von 12% absinkt [2]. Eine stabile Passivschichtbildung auf der Stahloberfläche mit der erwünschten Korrosionsbeständigkeit kann so nicht mehr erzielt werden. Für den beabsichtigten Effekt der Weichglühung zur besseren Verarbeitung (z. B. Spanbarkeit) wird der beobachtete Gefügestand jedoch bewusst eingestellt. Für die Gewährleistung der Korrosionsbeständigkeit im Einsatz ist jedoch darauf zu achten, dass der gelöste Chrom-Anteil in der Matrix ausreichend zur Verfügung steht, indem eine schnelle Abkühlung nach dem Lösungsglühen erfolgt. Auf diese nachträgliche Wärmebehandlung wurde aufgrund des möglichen Verzuges und des aufwendigen Nachrichtens der Bauteile verzichtet. Aus diesem Grund wird auch empfohlen, bei nicht vergütetem Stahl 0,15% C nicht zu überschreiten [3]. Zusätzlich herrschen unter Spaltbedingungen, wie sie bei der analysierten Rissinitiation vorliegen, wesentlich aggressivere Bedingungen als im angrenzenden Medium. Dabei spricht man bei Korrosionsvorgängen in konstruktiv vorgegebenen Spalten von der so genannten Spaltkorrosion. Für die Spaltkorrosion sind drei Gründe verantwortlich, erstens: die stark gehemmte Diffusion von Sauerstoff in den Spalt hinein und damit verbunden eine behinderte Ausheilung des zerstörten Passivfilms; zweitens: die Aufkonzentrierung schädlicher Anionen im Spalt und drittens: die Erniedrigung des pH-Wertes infolge Hydrolyse der Korrosionsprodukte. Demzufolge wird im Hinblick auf die schon herabgesetzte Korrosionsbeständigkeit des vorliegenden Gefügestandes der Korrosionsangriff unter den vorherrschenden Spaltbedingungen zusätz-

The localised corrosion attack was caused by the absence of shaft heat treatment after manufacture. The correct heat treatment for this type of steel would be solution annealing followed by quenching and tempering. Instead, the component was left in the as-received condition (fully annealed) as supplied by the steel maker. In this particular condition it has a markedly reduced resistance to corrosion. In the fully annealed condition, i.e. after annealing at temperatures of 750-800°C [1] (just below the AC1b), the chromium necessary for passivity is present mainly in the combined form of chromium carbide ($M_{23}C_6$). In terms of its corrosion resistance, the steel is thus denuded of chromium, whereby the chromium content of this type of steel containing 13% Cr falls below the limit of 12% Cr required to provide resistance to corrosion [2]. A stable passive layer on the surface of the steel with the desired resistance to corrosion is thus not able to be achieved. To improve the cutting properties of the steel during shaping, this type of steel is normally supplied by the steel maker in fully annealed form. However, in order to ensure corrosion resistance in service, it is important to make sure that there is sufficient chromium actually dissolved in the matrix by rapidly cooling the steel after solution annealing. In this particular case, in order to prevent possible distortion and subsequent straightening, the manufactory decided not to carry out this heat treatment. For this reason, it is generally recommended that the Carbon content of the quenched and tempered steel should not exceed 0.15% C [3]. In addition, when the construction includes crevices between mating components, considerably more aggressive conditions for corrosion will occur than at a free surface exposed to the surrounding medium such as here the point of crack initiation. For this reason, corrosion processes taking place in crevices resulting from the design and construction of the machine or component are referred as crevice corrosion. Three different factors are responsible for crevice corrosion. Firstly, the limited diffusion of oxygen into the crevice prevents the damage to the passive film from being repaired. Secondly, a higher concentration of the damaging anions builds up within the crevice, and thirdly, there is a lowering of the pH-value within the crevice as

lich verstärkt. Beim analysierten lokalen Korrosionsangriff mit kraterförmigen, die Oberfläche unterhöhenden Vertiefungen spricht man bei passiven Stählen vom so genannten Lochfrass [4]. Die gehemmte Repassivierungsmöglichkeit des weichgeglühten Gefügestandes führte dann zu einem stabilen Lochwachstum, welches in der Folge die Initiierung zum Ermüdungsbruch ermöglichte. Morphologisch führt Spaltkorrosion meistens nicht zu kavernenartigen Werkstoffaushöhungen wie die Lochkorrosion, sondern zur Bildung flacher Angriffsmulden im Spaltbereich. Der Mechanismus der Spaltkorrosion ist dem der Lochkorrosion jedoch sehr ähnlich [5].

Damit soll verdeutlicht werden, dass die Korrosionsbeständigkeit von Bauteilen nicht alleine nur von der Werkstoffzusammensetzung sondern vielmehr vom Gefügestand abhängt. Des Weiteren wird das Korrosionssystem auch vom Medium und den konstruktiv bedingten Geometrien bzw. Spannungen bestimmt. So können konstruktiv vorgegebene Spalten ein Kleinklima aufbauen, welches viel aggressiver als das Umgebungsmedium (Ortsklima) wirkt.

Literatur/References

- [1] De Ferri Metallographia II; Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf; 1966
- [2] Rapatz, F.: Die Edelmstähe, 5. Auflage, Springer Verlag, Berlin/Göttingen/Heidelberg, Deutschland, 1962, S. 607ff

a result of the hydrolysis of the corrosion products. Together with the already reduced corrosion resistance of the steel as a result of its microstructural condition, this would have further promoted the conditions already present for crevice corrosion to take place. This type of localised crater-like corrosive attack which undercuts the surface of passive steels is usually referred to as pitting corrosion [4]. The reduced ability of the steel in the fully annealed condition to re-establish its passive surface layer then permits the stable growth of this type of pitting which subsequently results in the initiation of a fatigue crack. Morphologically, crevice corrosion does not generally result in the same cavernous pitting of the material observed in the case of pitting corrosion, but more often occurs in the form of shallow pitting in the region of the crevice. The mechanism of crevice corrosion is however very similar to that of pitting corrosion [5].

This illustrates that the corrosion resistance of components does not depend only on their chemical composition, but also on their microstructural condition. Furthermore, the mechanism of corrosion also depends both upon the type of corrosive medium and the constructive details, geometries and stresses which predominate. Thus, crevices inherent in the construction of a component can result in a micro-corrosive climate being set up which acts far more aggressively than the surrounding ambient corrosive conditions.

- [3] Nichtrostende Stähle, Eigenschaften/Verarbeitung/Anwendung/Normen, Verlag Stahleisen Düsseldorf, Deutschland, 1977, S. 36ff
- [4] DIN EN ISO 8044; Korrosion von Metallen und Legierungen; Grundbegriffe und Definitionen
- [5] Gümpel, P.: Rostfreie Stähle, 3. Auflage, Expert Verlag, 2001, S. 66ff

www.materialography.de

2/2005

Zweisprachig
Deutsch/Englisch

Band XLII
Februar 2005

Bilingual
English/German

Volume XLII
February 2005

Praktische Metallographie

Practical Metallography

International Journal of Materialographic Preparation
Imaging and Analysis of Microstructures