Schadensuntersuchung an Seilklemmen**Examination of Failed Wire Rope Clamps***Chrysta Hochhaus**(Eidgenössische Materialprüfungs- und Forschungsanstalt, Dübendorf/Schweiz)***Einleitung**

An den in Seilbahnen eingebauten Seilklemmen wurden bei einem Fabrikationslos an etwa 30 % der Teile geradlinig verlaufende Risse festgestellt. Sie befinden sich an der in Fig. 1 markierten Stelle. Es handelt sich hier um die dickwandigste Partie des Teiles (maximal 17,4 mm) zwischen der wesentlich dünnwandigeren Kopf- und Schaftpartie. Die Klemmen zeichnen sich durch eine anspruchsvolle Geometrie mit zahlreichen Querschnittsübergängen aus, was insbesondere nach der Wärmebehandlung zu komplexen Eigenspannungszuständen führen dürfte. Die Herstellung der Teile erfolgt durch Gesenkschmieden mit anschließender Vergütung im Schmiedewerk. Beim Hersteller werden sie anschließend spanabhebend bearbeitet und dann einer abschließenden zweiten Vergütung unterzogen. Der rißbehaftete Bereich ist von der Oberflächenbearbeitung ausgeschlossen, so daß die Schmiedehaut erkennbar ist. Als Untersuchungsobjekte liegen ein rißbehaftetes Teil aus diesem Los (Probe Nr. 1) sowie eine intakte Klemme (Probe Nr. 2) vor.

Angaben zum verwendeten Werkstoff

Die Seilklemmen wurden seit Jahren erfolgreich aus dem Einsatzstahl 14 NiCr 14, Werkstoff Nr. 1.5752 gefertigt und, auf den Stahl abgestimmt, wie folgt vergütet:

Härten: 850 bis 860 °C/2 h/Schutzgas/Öl

Erstes Anlassen: 645 °C/4 h/Schutzgas
(im Schmiedewerk)

Zweites Anlassen: 590 °C/2 h/Schutzgas

Geforderte Zugfestigkeit: 850 bis 1000 N/mm²

Introduction

Linear cracks were found in ca. 30 % of a batch of wire rope clamps installed in cable cars. All of the cracks were found at the position marked in Fig. 1. The position shown is at the thickest wall section of the component (a maximum of 17.4 mm) and lies between the considerably thinner head and shaft regions. The clamps are characterised by having a difficult geometric shape with numerous transitions in cross section which can lead to the build up of complex residual stress conditions, in particular after heat treatment. The parts are manufactured by die forging followed by quenching and tempering in the forging works. They are then machined at the manufacturers and finally quenched and tempered for a second time. The area containing the cracks has not been machined so that the original forged surface is still to be seen. One such cracked component from this batch (Specimen No. 1) together with a fully intact clamp (Specimen No. 2) were submitted for investigation.

Material Details

The rope clamps had been successfully made for many years from the case hardening steel 14 NiCr 14, material No. 1.5752, and in accordance with this type of steel quenched and tempered as follows:

Hardening: 850 to 860 °C/2h/protective gas atmosphere/oil quench

First anneal: 645 °C/4h/protective gas atmosphere (in the forging works)

Second anneal: 590 °C/2h/ protective gas atmosphere

Specified tensile strength: 850 to 1000 N/mm²

Fig. 1. Verkleinerte Zeichnung der Seilklemme mit Riß (Pfeil) innerhalb der dickwandigsten Partie

Fig. 1. Reduced drawing of the rope clamp with the crack indicated (arrowed) at the thickest part of the cross section

Für dasjenige Fabrikationslos, aus welchem die Untersuchungsobjekte stammen, wählte das Schmiedewerk den Vergütungsstahl 34 CrNiMo 6, Werkstoff-Nr. 1.6582 aus und führte die erste Vergütung auch nach der für diesen Stahl vorgegebenen Wärmebehandlung durch. Bei der zweiten, abschließenden Vergütung jedoch war der Werkstoffwechsel nicht bekannt, und die Wärmebehandlung erfolgte wie immer, d. h. auf den Stahl 1.5752 abgestimmt.

Metallographische Untersuchung und Härtemessung

Es wurden Querschliffe aus dem Rißbereich der Probe Nr. 1 sowie ein solcher aus äquivalenter Stelle der Probe Nr. 2 hergestellt, an welchen folgende Feststellungen gemacht wurden:

Fig. 2. Mit Oxiden angefüllter Rißausläufer. 200 x
Fig. 2. Crack branch filled with oxide. 200x

For the particular batch from which the cracked clamp was taken however, the forging works chose to make the clamp from the quenching and tempering steel 34 CrNiMo 6, material No. 1.6582, and carried out the first stage of the heat treatment in accordance with the normal requirements for this particular steel. In the second stage of the heat treatment however, the change in material was not made known and the heat treatment was carried out as previously for the steel 1.5752.

Metallographical Investigation and Hardness Measurement

Cross sections were prepared of the cracked region in Specimen No. 1 and of the same position in Specimen No. 2. The following observations were made.

Fig. 3a. Gerissene Klemme Nr. 1
Fig. 3a. Cracked clamp No. 1

Fig. 3b. Klemme Nr. 2
Fig. 3b. Clamp No. 2

Fig. 3a und b. Fein ausgebildetes Vergütungsgefüge der Seilklemmen. 1000 x
Figs. 3a and b. Fine quenched and tempered microstructure in the rope clamps. 1000x

Der Riß in der Probe Nr. 1, welcher an der untersuchten Stelle eine Tiefe von 7 mm aufweist, ist bis in die feinsten Rißausläufer mit Oxiden angefüllt (siehe Fig. 2). Aus diesem Umstand ist abzuleiten, daß es sich um einen Härteriß handelt, welcher sich während der Abkühlung von der Austenitisierungstemperatur gebildet hat. Es lag also nahe, davon auszugehen, daß durch den Werkstoffwechsel und der nicht auf dieses Material abgestimmten Schlußwärmebehandlung eine Überhitzung stattgefunden hatte, was neben Überschreitung der Haltedauer (Überzeitung) als häufigste Ursache für die Bildung von Härterissen anzusehen ist. Wie die Mikroaufnahmen in Fig. 3a (Probe Nr. 1) und 3b (Probe Nr. 2) jedoch zeigen, kann dies anhand der fein ausgebildeten ehemaligen Austenitnadeln nicht bestätigt werden. Ebenso ist die bei kleinerer Vergrößerung erkennbare ehemalige Austenitkomgröße keinesfalls als grob zu bewerten, was ebenfalls eine Überhitzung ausschließt [1].

The crack in Specimen No. 1, which at the point of sectioning had a depth of 7 mm, was completely oxidised even in its finest branches (see Fig. 2). From this it can be deduced that it is a quench crack which has formed on cooling from the austenitising temperature. It was thus apparent that as a result of the change in material and the use of a final heat treatment not tailored to this particular material, overheating had occurred which, together with an excessive holding time at temperature, is the most common cause of quench cracking. From the fine residual austenite needles visible in the microsections shown in Fig. 3a (Specimen No. 1) and Fig. 3b (Specimen No. 2) however, this cannot be confirmed. Similarly, the residual austenitic grain boundaries visible at lower magnification cannot be said to be coarse, which excludes the possibility of overheating having taken place [1].

Datenbank StahlWissen 4.0 (c)1992 Dr. Sommer Werkstofftechnik
Werkstoffnummer.: 1.5752 Stahlbezeichnung: 14 NiCr 14

Stahlgruppe.: Einsatzstähle - NiCr-legiert			
Verwendungs-: Hochbeanspruchte Bauteile im Automobil- und Getriebebau mit			
beispiele.: hoher Zähigkeit, Antriebskegelräder, Teller- und Zahnräder			
Warmverformen: 1100 - 850 °C	Härte HB 30 nach	0.10 - 0.17 % C	
Normalglühen.: 830 - 860 °C	G-Glühung.: max. 220	0.15 - 0.35 % Si	
Weichglühen.: 620 - 650 °C	BF-Glühung.: ---	0.40 - 0.70 % Mn	
Aufkohlen.: 870 - 930 °C	GG-Glühung.: ---	0.000 - 0.035 % P	
Kernhärten.: 830 - 860 °C	C-Glühung.: ---	0.000 - 0.035 % S	
Randhärten.: 790 - 810 °C	Muster-WBA.: ---	0.55 - 0.95 % Cr	
Zwischenglüh.: 600 - 630 °C		3.25 - 3.75 % Ni	
Anlassen.: 170 - 210 °C			
Durchmesser [mm]..:	11 ø	30 ø	63 ø
Streckgrenze [N/mm²]:	min. 780	min. 735	min. 635
Zugfestigkeit [N/mm²]:	980 - 1280	880 - 1180	780 - 1080
Bruchdehnung [%]..A5:	min. 8	min. 9	min. 10
Brucheinschn. [%]....:	min. 35	min. 40	min. 40
Kerbschlgz. [J ISO-V]:	---	min. 38	---

Datenbank StahlWissen 4.0 (c)1992 Dr. Sommer Werkstofftechnik
Werkstoffnummer.: 1.5752 Stahlbezeichnung: 14 NiCr 14

Fig. 4a. Stahl 14 NiCr 14
Fig. 4a. Steel 14 NiCr 14

Die ermittelten Härten ergaben bei beiden Proben Werte von 280 HV1, was gemäß der Umwertungstabelle DIN 50 150 einer Zugfestigkeit von 900 N/mm² entspricht und somit die Forderungen erfüllt.

Metallkundliche Grundlagen

In Fig. 4a und b sind u. a. die Wärmebehandlungsdaten der beiden Stähle einander gegenübergestellt [2]. Wie ersichtlich, wird für das Kernhärten des Stahles 1.5752 eine Temperatur von 830 bis 860 °C vorgeschlagen, während für den Stahl 1.6582 eine solche von 830 bis 850 °C empfohlen wird. Die für die Schlußvergütung gewählte Temperatur von 850 bis 860 °C dürfte somit auch für den Stahl 1.6582 nicht als überhöht an-

When measured, the hardness in both cases found to be 280 HV1, which from the conversion table given in DIN 50 150 gives a tensile strength of 900 N/mm² which thus fulfills the requirements of the specification.

Metallurgical Basis

In Figs. 4a and b, the heat treatment data for the two steels are compared [2]. As can be seen, for core hardening of steel 1.5752 a temperature of 860 °C is suggested, whilst for steel 1.6582 a temperature of 830 to 850 °C is recommended. The temperature of 850 to 860 °C chosen for the final hardening of the clamps would therefore not be considered excessive for the steel 1.6582, especially since by comparing the two TTT dia-

Datenbank Stahlwissen 4.0 (c)1992 Dr. Sommer Werkstofftechnik
 Werkstoffnummer.: 1.6582 Stahlbezeichnung: 34 CrNiMo 6

Stahlgruppe... Warmfester Stahl - CrNiMo-legiert - SEW 550 Stand 08.76		
Verwendungs... Warmfester Stahl für Schrauben, Muttern, Flansche bis 400°C		
beispiele...: Eigenschaftsangaben für den vergüteten Zustand		
Warmverformen: 1100 - 850 °C	0.30 - 0.38 % C	Physik. Eigenschaften - bei RT: E-Modul [N/mm ²]: 211000 α (10 ⁻⁶ 1/K)...: 11,1 Wärmeleitf. [W/K]: Dichte [g/cm ³]: 7,85 - bei 600°C: E-Modul [N/mm ²]: 127000 α (10 ⁻⁶ 1/K)...: 14,1 Wärmeleitf. [W/K]:
Normalglühen...: °C	0.00 - 0.40 % Si	
Weichglühen...: °C	0.40 - 0.70 % Mn	
Spa. armglühen: 500 - 550 °C	0.000 - 0.035 % P	
Härten...: 830 - 850 °C	0.000 - 0.030 % S	
Abschrecken...: Öl °C	1.40 - 1.70 % Cr	
Anlassen...: 600 - 650 °C	0.15 - 0.30 % Mo	
WB-Zustand...: vergütet	1.40 - 1.70 % Ni	
Abmessung [mm]...: ≤ 250		
Streckgrenze [N/mm ²]: min. 590		
Zugfestigkeit [N/mm ²]: 780 - 930		
Bruchdehnung [%]...: L13 T11 Q 9		
Kerbschlagz. [J DVH]...: L41 T31 Q21		
Kerbschlagz. [J ISO-V]...:		

Datenbank Stahlwissen 4.0 (c)1992 Dr. Sommer Werkstofftechnik
 Werkstoffnummer.: 1.6582 Stahlbezeichnung: 34 CrNiMo 6

Fig. 4b. Stahl 34 Cr NiMo 6

Fig. 4b. Steel 34 CrNiMo 6

Fig. 4a und b. Wärmebehandlungsdaten der verwendeten Stähle

Figs. 4a and b. Heat treatment data for the steels used

zusehen sein. Dies um so mehr, da der Ac3-Punkt, wie die Gegenüberstellung beider ZTU-Schaubilder zeigt, in beiden Fällen 790° C beträgt.

Deutliche Unterschiede liegen dagegen im Temperaturbereich der Martensitumwandlung vor. Während sie beim Einsatzstahl Nr. 1.5752 ca. 420° C beträgt, liegt diese beim Vergütungsstahl Nr. 1.6582 bei ca. 310° C. Daraus ergeben sich zwangsläufig markante Abweichungen in den Verläufen der Abkühlungskurven beider Stähle (Doppelkurve ganz links im ZTU-Schaubild).

Legt man einen Stabdurchmesser von 10 mm bei einer Öltemperatur von 40° C zugrunde, so beträgt die Härte beim Stahl Nr. 1.5752 420 HV, während sie beim Stahl Nr. 1.6582 614 HV erreicht (siehe Angaben unter dem ZTU-Schau-

grams, the Ac3-point can be seen in both cases to occur at a temperature of 790 °C.

Significant differences between the two steels do however exist in the temperatures at which their respective martensitic transformations begin. Whilst in the case of the case hardening steel No. 1.5752 this is at ca. 420 °C, for the steel No. 1.6582 it is ca. 310 °C. As a result of this there are marked differences in the shapes of the respective cooling curves of the two steels (the double curve to the left in the TTT diagrams).

If a 10 mm diameter rod is assumed to be quenched in oil at a temperature of 40 °C then, the hardness produced in steel 1.5752 would be 420 HV whilst steel 1.6582 would be hardened to 614 HV (see details beneath the TTT diagrams). The

bild). In dieser entscheidenden Diskrepanz ist die Ursache für die Rißbildung zu suchen. Insbesondere in der dickwandigen Zone des Bauteiles, bei welchem unvermeidlich ein Temperaturgradient von der Oberfläche zum Kern hin wirksam wird, kommt es zu kritischen Zugeigenspannungen in Oberflächennähe, was die Bildung der Härterisse bewirkte. Der Umstand, daß nicht alle Teile dieser Charge rißbehaftet sind, ist darin zu suchen, daß ein Grenzfall vorliegt, bei welchem kleine Abweichungen beim Abschrecken oder aber in der Oberflächenbeschaffenheit der Teile, z. B. kleine Kerben in der Schmiedehaut, in welcher sich Spannungsspitzen bilden können, die Rißeinleitung während der Abkühlung von der Härtetemperatur begünstigen.

Zusammenfassung

An den erstmals aus dem Vergütungsstahl Nr. 1.6582 gefertigten Seilbahnklemmen mit komplexer Geometrie wurden im dickwandigsten Mittelstück Risse festgestellt, welche als Härterisse identifiziert werden konnten. Bei dem bisher verwendeten Einsatzstahl Nr. 1.5752 war diese Fehlererscheinung nie aufgetreten. Ein Überhitzen oder Überzeiten des verwendeten Werkstoffes als häufigste Rißursache für die Bildung von Härterissen konnte anhand der metallographischen Untersuchungsergebnisse sowie nach Vergleich der Wärmebehandlungsdaten beider Stähle ausgeschlossen werden. Der wesentliche Unterschied im Umwandlungsverhalten beider Stähle ist in der unter gleichen Abkühlungsbedingungen resultierenden Martensitumwandlungstemperatur zu suchen. Die um 100° C niedrigere Ms-Temperatur des Vergütungsstahles führt zu einer um ca. 200 HV höheren Härte nach dem Härteprozeß. Zusammen mit dem während der Abkühlung von der Härtetemperatur im dickwandigen Teil auftretenden Temperaturgradienten führt dies zu wesentlich höheren Zugeigenspannungen in den oberflächennahen Zonen als beim Einsatzstahl. Die Rißursache ist somit in der für dieses Teil unangemessenen Werkstoffwahl zu suchen.

Literatur/References

1. H. Schumann, Metallographie, deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1991)
2. Datenbank Stahlwissen 1992, Dr. Sommer Werkstofftechnik

cause of the cracking lies in this important difference. Particularly in the case of the thick walled regions of the component in which an unavoidable temperature gradient between the surface and the core of the material occurs, critical tensile stresses are formed close to the surface of the material causing the formation of the quench cracks. The reason why not all of the components in this particular charge cracked is that a limiting situation existed. Minor variations in the conditions experienced during quenching may have been responsible or the surface finish of the component, eg. the presence of small notches in the forged skin of the component existed, which may have acted as stress raisers favouring crack initiation on cooling from the hardening temperature.

Summary

Quench cracks were identified in the thick walled central portion of cable car wire rope clamps of complex shape. The clamps had for the first time been manufactured from the steel No. 1.6582. This problem had never occurred with the steel previously used, No. 1.5752. Metallographical examination and a comparison of the heat treatment data available for each of these steels excluded the most common causes of quench cracking, those of overheating or excessive holding at the hardening temperature, as being responsible. The most marked difference in the transformation behaviour of the two steels was however found to be in their respective martensitic transformation temperatures under the same conditions of cooling. The approximately 100 °C lower Ms-temperature of the quenching and tempering steel leads to a hardness of some 200 HV higher being produced on hardening. Together with the temperature gradient occurring in the thick walled part of the component on cooling from the hardening temperature, this also led to considerably higher residual tensile stresses being set up close to the surface of the component than when made from the case hardening steel. The cause of the cracking was thus in the choice of an unsuitable material for this particular component.

Angenommen: 9. März 1994 - Accepted: March 9, 1994
Translation: Ph. Tate
Anschrift des Verfassers/Author's address:
Eidgenössische Materialprüfungs- und Forschungsanstalt EMPA, Überlandstraße 129, CH-8600 Dübendorf