

# Heißrissigkeit an einem Spurstangenkopf

## 1. Vorgeschichte

In der früheren DDR scherzte man: „Und sind die Straßen auch holperig, wir wählen Walter Ulberich“<sup>(1)</sup>. Man mühte sich, den Zustand der Straßen zu verbessern. Wurde an der Autobahn geflickt, begrenzte man auf der verbleibenden Spur die Geschwindigkeit auf 30 km/h. In einer solchen Langsamfahrzone bemerkte der Fahrer eines Dienst-Personenwagens aus Halle/Saale, dass sich sein Lenkrad frei durchdrehen ließ. Er konnte den Wagen noch sicher zum Stehen bringen.

Gebrochen war der Spurstangenkopf (Kugelbolzen). Der Wagen stammte aus einer südosteuropäischen Fabrik und war erst rund 18000 Kilometer gefahren worden.

Das Teil hatte man im Gesenk geschmiedet.

## 2. Untersuchungen

In der Übersichtsaufnahme der Bruchfläche fallen unterschiedlich strukturierte Bereiche auf; diese wurden markiert und mit R, B sowie E<sub>1</sub> und E<sub>2</sub> bezeichnet.

Die Zone R bildet das Zentrum. Sie nimmt einen Anteil von etwa 70% ein und ist grobkörnig ausgebildet. Stellenweise war dieser Bereich oxidiert.

Die beiden Randzonen E<sub>1</sub> und E<sub>2</sub> haben einen Flächenanteil von etwa 10% und sind – soweit erkennbar – glatt strukturiert.

Die restliche Bruchfläche wird von den beiden mit B bezeichneten Zonen eingenommen. Sie weisen eine eher samtige Struktur auf und liegen ebenfalls am Rand (Bild 1).

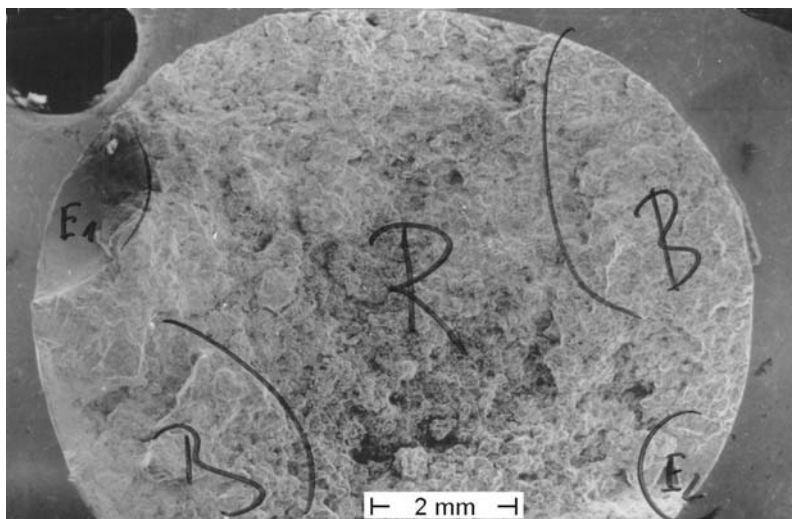


Bild 1:  
Übersicht der  
Bruchfläche;  
grobkörnige  
Zone R als  
Zentrum; am  
Rand jeweils  
samtige Zonen B  
und flache Zonen  
E<sub>1</sub> und E<sub>2</sub>.

Betrachtet wird zunächst die Zentrumszone R. Sie wirkt aufgelockert. Korngrenzflächen werden sichtbar (Bild 2).

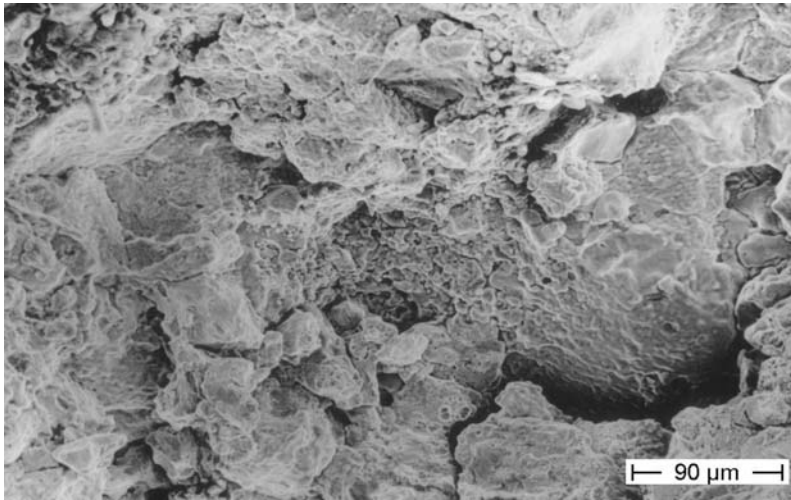


Bild 2:  
Zone R mit  
glatten  
Korngrenz-  
flächen  
(Ausschnitt aus  
Bild 1, Zentrum)

Bei höherer Vergrößerung erscheinen die Kornwände aufgelockert und knospenartig eingerundet; hier hat keine Bindung bestanden (Bild 3 und Bild 4).

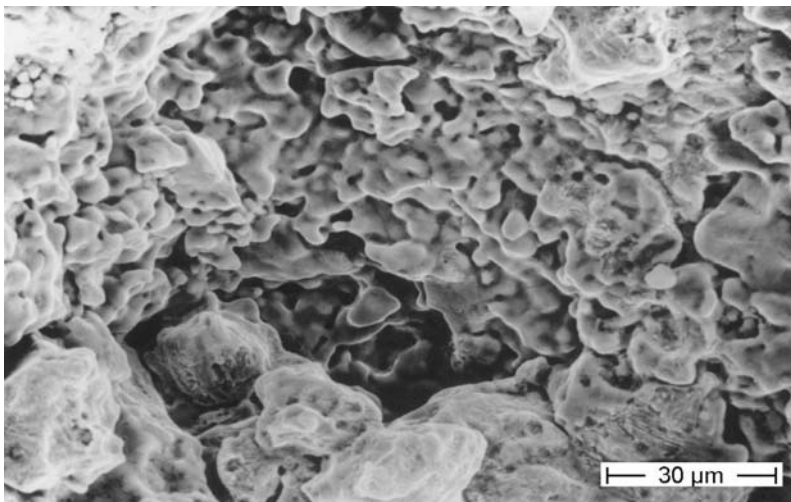


Bild 3:  
Korngrenzflächen  
aufgelockert  
(Ausschnitt aus  
Bild 2)

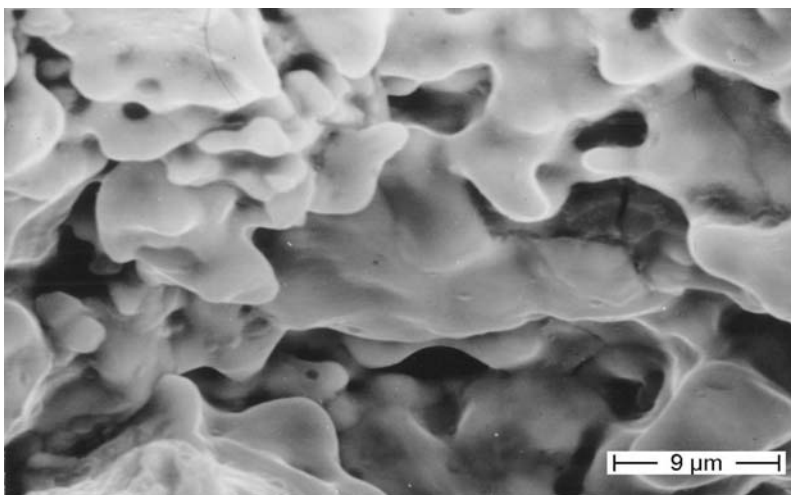


Bild 4:  
Korngrenzflächen  
knospenartig  
eingerundet  
(Ausschnitt aus  
Bild 3)

Andere Bereiche aus dem Gebiet R erscheinen feinwabig oder grob eingerundet (Bild 5 und Bild 6).

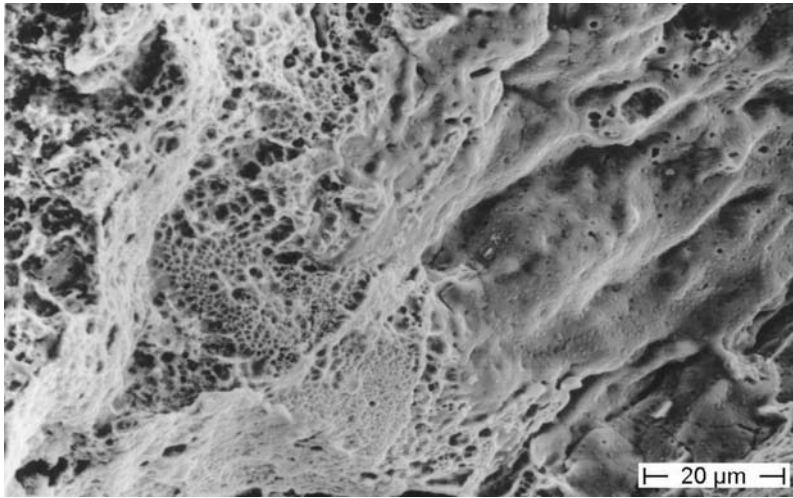


Bild 5:  
Zone R;  
feine Waben  
links,  
grob einge-  
rundete Körner  
rechts

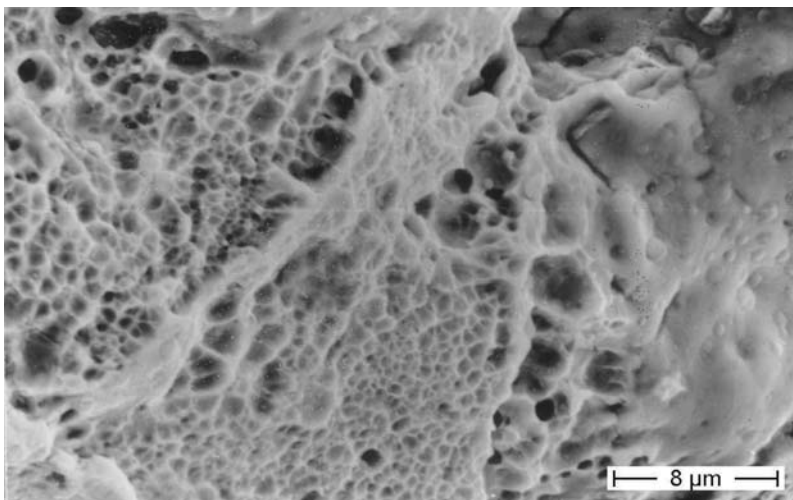


Bild 6:  
Übergang vom  
feinwabigen zum  
glatten Bereich  
(Ausschnitt aus  
Bild 5)

In den Bereichen B haben sich Wabenstrukturen ausgebildet. Sie ergeben sich als Folge einer stärkeren Verformung. Es heben sich jedoch Inseln ab, bei denen die Verformung gering war. Hier haben sich Einschlüsse angehäuft; diese haben eine amorphe Struktur (Bild 7).

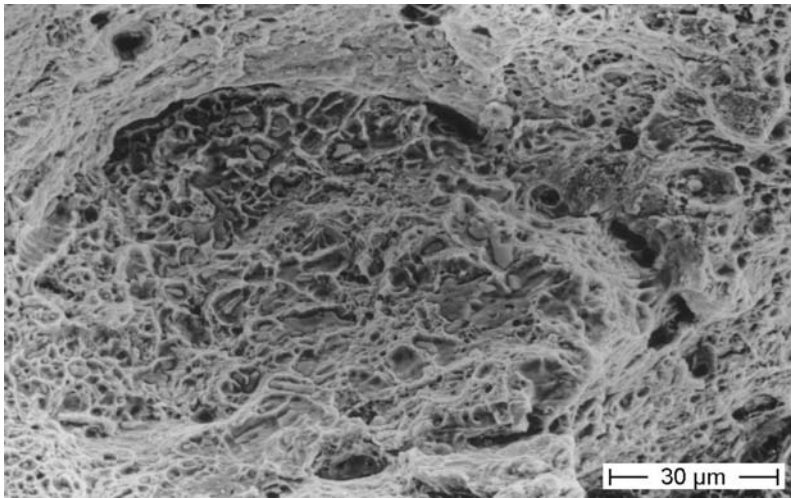


Bild 7:  
Insel mit flachen  
Waben im  
Bereich B  
(vgl. Bild 1)

Die Einschlüsse ergeben sich aus Ansammlungen verflachter Einzelteilchen (Bild 8). Vereinzelt nehmen die Einschlüsse auch dendritische Formen an (Bild 9). Von der Gestalt her handelt es sich um Sulfide, was mikroanalytisch bestätigt wurde.

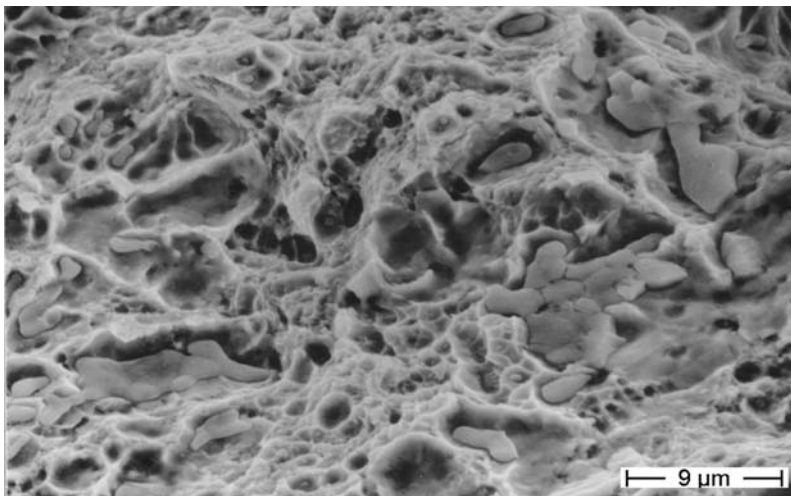


Bild 8:  
flache  
Einzelteilchen  
zusammengebacken  
(Ausschnitt aus  
Bild 7, Zentrum)

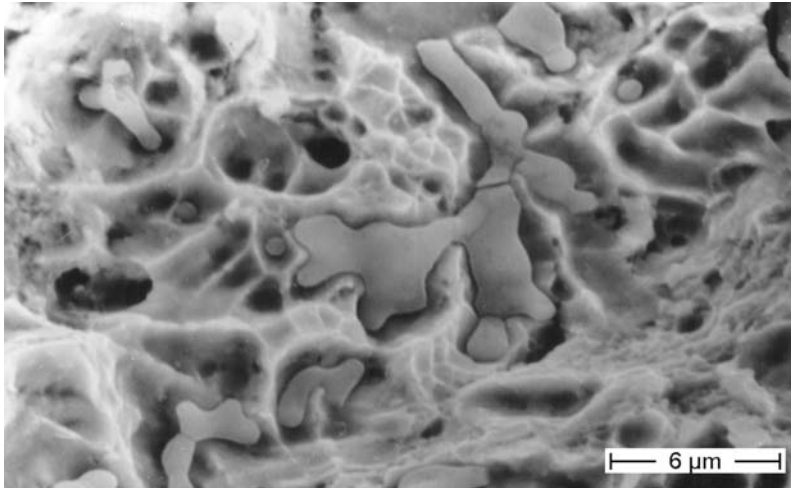


Bild 9:  
 Einzelteilchen  
 dendritisch  
 angeordnet  
 (Ausschnitt aus  
 Bild 7, linker  
 Rand

Es interessiert nun die Struktur der kleinen, flachen Randzonen. Im Bereich  $E_1$  nehmen die Bruchbahnen ihren Ausgang am Zentrumsbereich R, der dort oxidiert ist (Überstrahlungen). Die Bruchbahnen verlaufen ungefähr parallel zum Probenrand (Bild 10). Bei höherer Vergrößerung deuten sich Quermuster an (Bild 11).

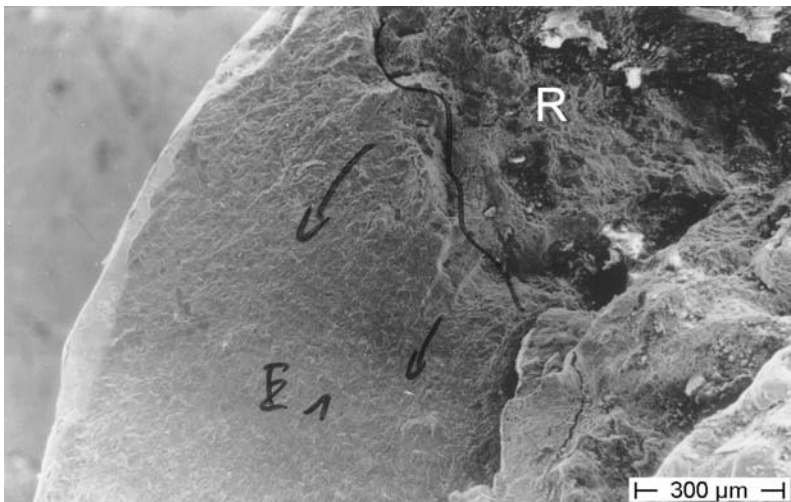


Bild 10:  
 Gebiet  $E_1$ ;  
 Bruchstrahlen  
 starten am Rand  
 von Zone R,  
 dort Oxide  
 (Ausschnitt aus  
 Bild 1, links)

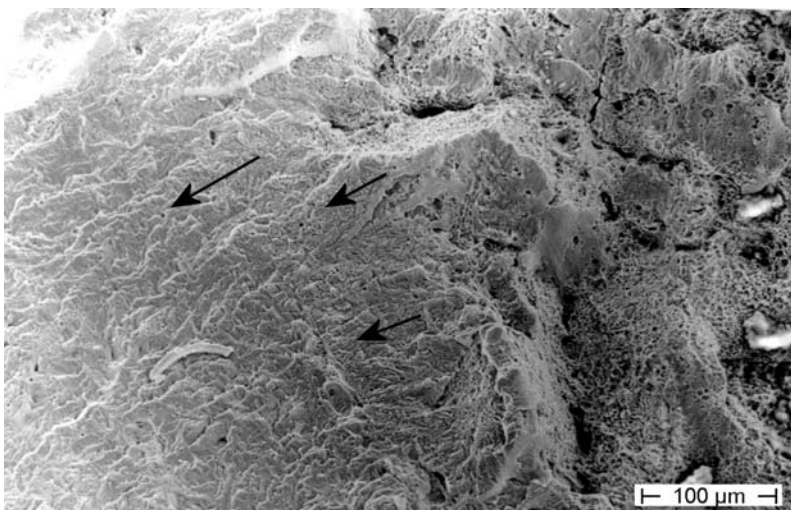


Bild 11:  
 schwach  
 ausgeprägte  
 Quermuster  
 (Ausschnitt aus  
 Bild 10)

Die Bruchbahnen verlaufen weitgehend parallel zueinander; ihre Breite beträgt etwa  $2\ \mu\text{m}$  (Bild 12 und Bild 13).

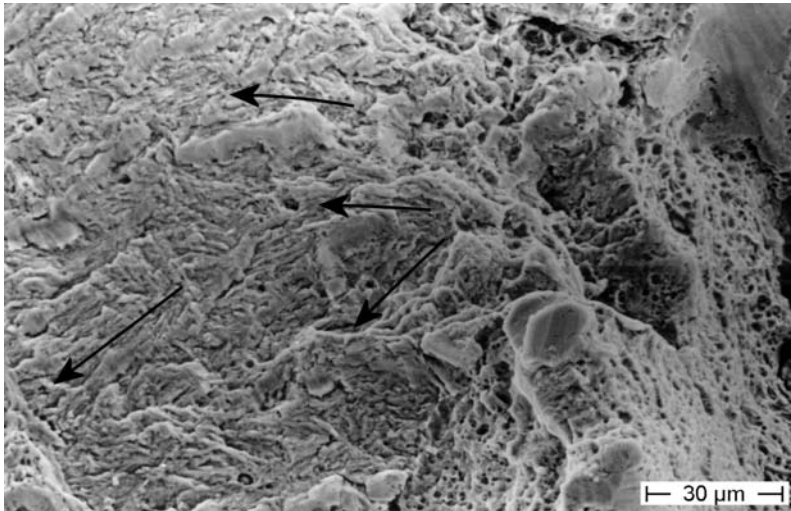


Bild 12:  
Bruchbahnen  
weitgehend  
parallel  
ausgerichtet  
(Ausschnitt aus  
Bild 11)

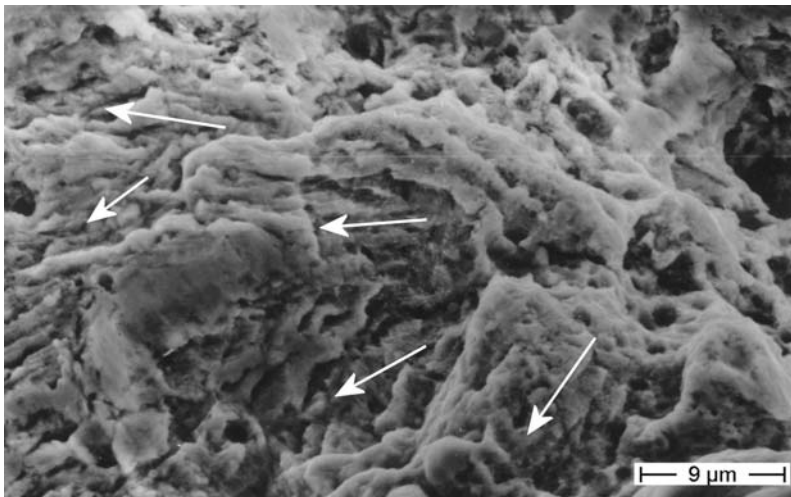


Bild 13:  
Breite der  
Bruchbahnen  
etwa  $2\ \mu\text{m}$   
(Ausschnitt aus  
Bild 12)

Bei Zone  $E_2$  streben die Bruchbahnen vom Zentrumsbereich R nach außen zum Probenrand (Bild 14). Der Zentrumsbereich ist wiederum oxidiert.

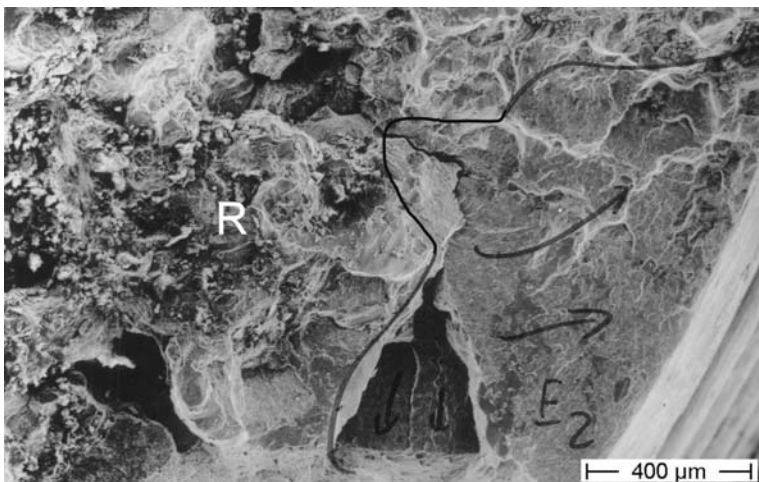


Bild 14:  
Zone  $E_2$   
Rissverlauf vom  
überstrahlenden  
Zentrum nach  
außen  
(Ausschnitt aus  
Bild 1, rechts)

Der Riss-Start hat hier an Rissen stattgefunden, die bereits vorhanden waren und in die Tiefe ablaufen. Diese Trennungen sind durch verrundete Korngrenzen gegeben (Bild 15 und Bild 16).

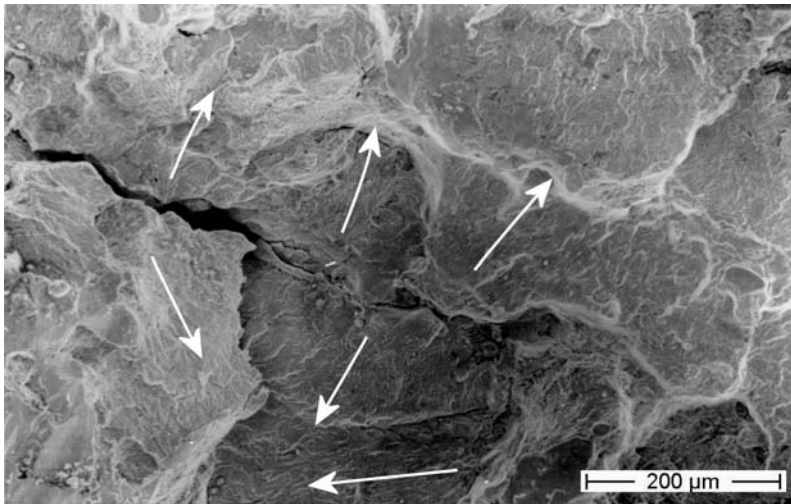


Bild 15:  
Trennung als  
lokaler Riss-  
Starter  
(Ausschnitt aus  
Bild 14)

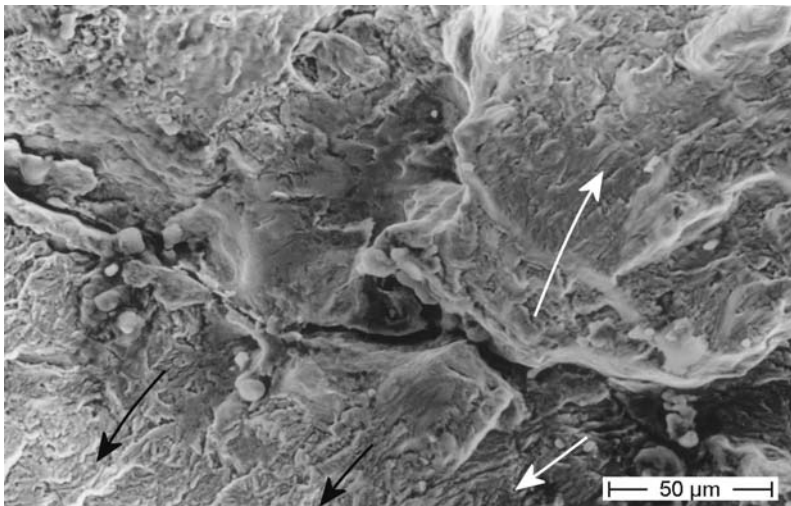


Bild 16:  
eingerundete  
Korngrenze als  
Riss-Starter  
(Ausschnitt aus  
Bild 15 )

### 3. Diskussion

Die Bruchfläche war zu einem Anteil von etwa 70% durch Körner geprägt, deren Grenzflächen mehr oder weniger eingerundet waren (Bereich R). Teilweise ähnelten diese Strukturen dem, was man bei Lunkern findet, das heißt, die Körner sind frei in den Hohlraum gewachsen. Weiterhin war die Bruchfläche mehr oder weniger oxidiert.

Von diesem Zentrum sind flache Zonen ausgegangen, in denen sich feine transkristalline Bruchbahnen ausgebildet hatten (Gebiete  $E_1$  und  $E_2$ ). Diese Zonen kann man der Ermüdung zu ordnen, auch wenn sich die einzelnen Lastwechsel nicht auflösen lassen.

Schließlich fanden sich zwei Bereiche mit Wabenstruktur, welche durch dendritenartige Ansammlungen flacher Sulfideinschlüsse schon leicht geschwächt waren (Gebiete B). Hierbei handelt es sich um das Gebiet letzten Zusammenhalts, also um den Restbruch.



Der Zentrumsriss war bereits vorhanden, als der Bolzen montiert wurde. Als Folge der Betriebsbelastung hat Ermüdung eingesetzt und den Defekt erweitert. Nachdem der tragende Querschnitt auf etwa 20% vermindert war, brach der Bolzen durch.

Zu klären war die Art der Vorschädigung. Da die Korngrenzen eingerundet waren, musste die Trennung bei hoher Temperatur erfolgt sein.

Mit zunehmender Temperatur vermindert sich die Festigkeit eines Metalles, seine Verformbarkeit (Duktilität) nimmt entsprechend zu. Bei Eisen bzw. Stahl findet sich jedoch die Erscheinung, dass bei sehr hohen Temperaturen – etwa 150-100 °C unterhalb des Schmelzpunktes – die Verformbarkeit stark abnimmt.

Diese Warmversprödung wird durch den Schwefel verursacht, welcher sich im Eisen kaum löst. Stattdessen bindet der Schwefel mit dem Eisen chemisch zum Sulfid ab. Der Schmelzpunkt des Eisensulfids liegt so niedrig, dass schon die normale Warmumformung gestört wird („Rotbrüchigkeit“ zwischen 800 °C und 1000 °C).

Durch Zulegieren von Mangan erhöht man zunächst die Festigkeit des Stahls. Ein bestimmter Anteil des Mangans verbindet sich mit dem Schwefel, so dass der Schmelzpunkt der Sulfide steigt, und zwar auf etwa 1350 °C.

Wenn Stahl in diesen Temperaturbereich hinein erwärmt wird, schmilzt das Sulfid und verdampft auch teilweise. Dieser Vorgang ist an sich harmlos. Wird aber der Stahl gleichzeitig verformt (gereckt), kommt es zu einer Umverteilung der Sulfidmasse auf die Korngrenzen.

Die hier vorgefundene dendritenartige Anordnung der Sulfide im Restbruch stellt eine unterkritische Folge dieser Umverteilung dar.

Man entwickelte die Vorstellung, dass die geschmolzene Sulfidmasse zwischen den Körnern verspritzt wird [1]. Man kann sich den Ablauf auch so denken, dass der Sulfiddampf in Form feinsten Bläschen von den Gleitebenen mitgenommen wird und schließlich die Gleitung blockiert [2].

Als Zeitpunkt der Schädigung im Herstellungsprozess kommt somit nur das Schmieden in Frage. Beim Gesenkschmieden arbeitet man mit relativ hohen Temperaturen, wobei die Obergrenze mit 1200 °C angegeben wird. Man kann abschätzen, dass diese Grenze mit etwa 100 °C überschritten wurde. Es liegt ein so genannter Heißriss vor.



#### **4. Zusammenfassung**

Ein Spurstangenkopf war durch überhitztes Schmieden geschädigt worden (Heißrissigkeit). Durch Ermüdung wurde dieser Riss erweitert.

<sup>1)</sup> gemeint war Walter Ulbricht (1893-1973), Statthalter der östlichen Siegermacht bis 1970

#### **Literatur**

- [1] Homberg, G.; Schmidtman, E.; Wellnitz, G.: Entstehung und Ursache von Heißrissen beim Schweißen von Stählen. Bruchuntersuchungen und Schadensklärung – Probleme bei Eisenwerkstoffen. Allianz-Versicherungs AG München und Berlin 1976, S. 181-186
- [2] Moeser, M.: Fraktographie und Mechanismus der Heißrissigkeit. In. 15. Vortragsveranstaltung des Arbeitskreises „Rastermikroskopie in der Materialprüfung“, Dt. Verband für Materialforschung und -prüfung, 1992, S. 323-335 (auch in dieser Homepage)

Martin Möser, 06. Juli 2012