Axel Rossmann

Probleme der Maschinenelemente erkennen, verhüten und lösen

unter besonderer Berücksichtigung des Leichtbaus.

für

- Studierende
- Konstrukteure
- Betreiber
- Qualitätssicherung
- Wartung und Kundendienst
- Untersucher
- Gutachter

Band 1C: Erosion (Partikel, Flüssigkeit, Kavitation), Korrosion (SpRK, SwRK), Versprödung (Wasserstoff, Flüssigmetall), Tribologie (Kaltverschweißen/Fressen, Reib-/Schwingerschleiß, Schlupf), Metallbrand, Staubexplosion, elektrische und magnetische Effekte.





Bei der Erstellung dieses Buches wurde mit großer Sorgfalt vorgegangen. Trotzdem können Fehler nicht vollständig ausgeschlossen werden. Verlag und Autor können für fehlerhafte Angaben und deren Folgen weder eine juristische Verantwortung noch irgendeine Haftung übernehmen. Für Verbesserungsvorschläge und Hinweise auf Fehler sind Verlag und Autor dankbar.

© 2010 by A.Rossmann, Turbo Consult, Karlsfeld

Das Werk einschließlich aller seiner Teile ist urheberrechtlich geschützt. Jede Verwertung außerhalb der engen Grenzen des Urheberrechtsgesetzes ist ohne Zustimmung von Turbo Consult unzulässig und strafbar. Dies gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen und die Einspeicherung und Verarbeitung in elektronischen Systemen.

Bestellung dieses Buches:

- über die Home Page: www.turboconsult.de
- per E-Mail: turboconsult@gmx.de
- mit Fax Nr. (Deutschland) 08131 50 50 67

ISBN 978-3-00-034551-7



Diese Buchreihe ist als **Ergänzung der Standardwerke** zur Auslegung und Berechnung von Maschinenelementen gedacht. Sie befasst sich mit Gesichtspunkten, die für Bauteile moderner Maschinen immer mehr an Bedeutung gewinnen. Ein Anliegen ist die Anwendungsorientierung, d.h. die Praxisrelevanz. Dafür ist

das Bewusstsein der Probleme wichtiger als das reine Wissen.

Der Teil "A" hat sich im Schwerpunkt mit allgemeinen Aspekten des Verhaltens von Maschinenelementen, insbesondere in Leichtbauten befasst. Der Teil "B" behandelt auslegungsrelevante 'mechanische' Belastungen

Der hier vorliegende Teil "C" des Band 1 widmet sich 'Betriebseinflüssen' wie Korrosion und Erosion die nicht eine direkte Folge mechanischer Betriebsbeanspruchung sind. In diesem Zusammenhang wurde auch auf Erfahrungen aus Turbo-Flugtriebwerken, als eine Spitze des Maschinenbaus zurückgegriffen. Hier gelten bereits historisch Vorgehensweisen die im modernen Maschinenbau (Leichtbau) immer wichtiger werden.

Axel Rossmann

Was mit der besonderen Form dieses Buchs erreicht werden soll.

Motivation: Interessierende und überraschende Überschriften zu den Bildern. Interesse wecken: Schnell erfassbare Bilder typischer Maschinenelemente mit inhaltsbezogenen Merkmalen.

Sinnhaftigkeit und Notwendigkeit des theoretischen Unterbaus im Studium erkennen. Praxisrelevanz mit dem Bezug zur allgemeinen eigenen technischen Erfahrung. Der behandelte Stoff sollte bereits ohne den theoretischen Teil eines Studiums den Lernenden für die Industrie interessieren.

Erklärungen möglichst einfach mit Hilfe der Vernetzung (Bildangaben) im Text zu finden. **Praxistauglichkeit**. Auch nach dem Studium soll das Buch als ein Ratgeber dienen. Es unterstützt dafür insbesondere das Erkennen auslegungsrelevanter Einflüsse.

Vertiefungsmöglichkeit mit Hilfe von Literaturhinweisen.

Zur Gestaltung:

Am Anfang jeden Kapitels wird in einem 'Fließtext' eine Übersicht gegeben. Der fachliche Inhalt stützt sich jedoch überwiegend auf **Bilder mit ausführlichen Erklärungen** in einem **zugeordneten Text**. Dies ist eine Situation ähnlich einer Vorlesung. Wert wird auch auf die Einschätzung durch den 'Vortragenden' gelegt. Das soll Problematiken der Materie aufzeigen und nicht zuletzt ein Gefühl persönlichen Kontakts vermitteln.

Um diese Ziele zu erreichen wurde ein **Netzwerk** gewählt. Es verbindet die Bildbeschreibung mit **Hinweisen auf andere Bilder** die ohne ermüdendes Suchen eine Vertiefung ermöglichen. Dies ist besonders bei Fachbegriffen und Schadensmechanismen nützlich. Literaturangaben sollen, falls erwünscht, der Vertiefung dienen. Dabei handelt es sich auch um Web-Inhalte die direkt aus den angegebenen Adressen erreicht werden können.

Ein sehr umfangreiches **Sachregister** ist für die Nutzung als Nachschlagewerk in der Praxis gedacht. In Pdf-Form ist dies mit einer **Suchmaschine** im Reader auch in tragbaren elektronischen Geräten hervorragend möglich.

Beispiel:

Bild 1-0 (entsppricht Bild 4.3-22, Lit. 4.3-21): Die Abschätzung des Risikos einer ganzen betroffenen Flotte gleicher Maschinen bei akuten Schadensfällen ist von großer Bedeutung für einzuleitende Maßnahmen bzw. die Risikominimierung. Hierzu gehört die Identifikation betroffener Bauteile, die Festlegung von Inspektionsintervallen, die Definition der anzuwendenden Verfahren und die Erarbeitung bzw. Einleitung von Abhilfen. Für dieses Vorgehen muss die Chance abgeschätzt werden, den Anriss rechtzeitig vor dem Versagen des Bauteils (meist dem Bruch) abzufangen (Bild 4.3-24). Das ermöglicht den Austausch des schadhaften Bauteils. In den Skizzen A,B,C und D sind dem Risiko eines Bruchs, trotz einer Rissüberwachung, typische Belastungsmerkmale zugeordnet. Kriterien:

-Spannungsgradient (siehe Bild 4.3-1)

- *Spannungsausschlag* (LCF, HCF, siehe Bild 5.4-5)
- Mittelspannung
- Spannungskonzentration (Einfluss vorhandener Kerben und Anrisse).
- **Risszähigkeit** des Werkstoffs (Bild 4.3-4 und Bild 4.3-8)



- **Belastungsfrequenz**: Bei hohen Frequenzen wird in kürzester Zeit (z.B. Sekunden) infolge der vielen Lastwechsel sehr viel Schädigung akkumuliert und das zeitliche Risswachstum unkontrollierbar. - Zahl der angerissenen Bauteile (siehe Bild 4.3-20 und Bild 4.3-21).

- *Erfahrungen* mit schadensrelevanten *Bauteilen*. Mein besonderer Dank für die Korrekturarbeiten gilt

dem Lektor, Herrn Dipl.-Dokumentar Reinhard Glander,

und

Herrn A.o.Univ.-Prof. Dipl.-Ing.Dr.techn. Heinrich Hochleitner für die Durchsicht. mit dem Schwerpunkt des Verständnisses des Lesers für das Verhaltens der Maschinenelemente.

Herrn Dr. Andreas Marn für die Durchsicht mit dem Schwerpunkt 'Schwingungen'.

Herrn Reinhold Gräter für die Fachdiskussionen mit Schwerpunkt Praxisbezug in Werkstofftechnik und Werkstoffverhalten.

Frau Dipl Ing. Katrin Friedberger für die Durchsicht mit Schwerpunkt Werkstoffkunde und Schadensanalyse.

Inhalt

Vorliegender Band 1A mit grauem Feld gekennzeichnet

Vorwort

Problemanalysen

1. Einführung

1.1 Die Gefahr unberücksichtigter Betriebsbedingungen

2. Strategien und Vorgehen zur Vermeidung von Problemen

- 2.1 Vorbeugende Analysen
- 2.2 Analysen akuter Probleme Technische Problemanalysen
 - 2.2.1 Grundlagen
 - 2.2.2 Vorgehen und Anwendung
 - 2.2.2.1 Praktische Beispiele
 - 2.2.2.2 Konzept eines Praktikums zur technischen Problemanalyse
 - 2.2.2.2.1 Untersuchungsobjekte
 - 2.2.2.2.2 Ausstattung
 - 2.2.2.3 Vorgehen
 - 2.2.2.3 Konzept eines Praktikums zur Maschinenelementkunde
 - 2.2.2.3.1 Untersuchungsobjekte
 - 2.2.2.3.2 Ausstattung
 - 2.2.2.3.3 Lernerfolg
 - 2.2.2.4 Mikroskopische Untersuchungen
 - 2.2.2.5 Reproduktion von Schäden

2.3 Risikoanalysen

Leichtbau

3. Vom Maschinenbau zum Leichtbau

- 3.1 Mini- und Mikromaschinen
- 3.2 Einfluss der Betriebsbelastungen
 - 3.2.1 Anforderungen an die Werkstofftechnik
 - 3.2.2 Das Verhalten hochbelasteter Bauteile
- 3.3 Bauteilverhalten, Messung, Überwachung, Diagnose

Werkstoffverhalten

4. Werkstoffbeeinflusstes Bauteilverhalten

- 4.1 Der Einsatz hochfester Werkstoffe
- 4.2 Der Einfluss von Beschichtungen
- 4.3 Anriss und Rissfortschritt
- 4.4 Auswertung von Bruchflächen und Rissbildern
- 4.5 Lebensdauerabschätzung.

4.5.1 Veränderung der Werkstoffeigenschaften im Betrieb 4.5.1.1 Relaxation und 'Setzen'

4.5.2 Lebensdauerabschätzung aus Betriebsdaten

'Mechanische' Belastungen

5. Effekte und Mechanismen der Betriebseinflüsse

- 5.1 Wechselseitige Beeinflussung von Effekten
- 5.2 Verhalten bei Bruch und hoher Belastungsgeschwindigkeit
 - 5.2.1 Gewaltbrüche
 - 5.2.2 Werkstoffverhalten unter Hochgeschwindigkeitsbelastung
 - 5.2.3 Einfluss der Schergeschwindigkeit auf die Viskosität von Flüssigkeiten (Rheologie)
 - 5.2.4 Druckstöße in Flüssigkeiten und Gasen
 - 5.2.5 Stoßwellen in Gasen
- 5.3 Temperatur und Umgebungseinflüsse
 - 5.3.1 Betriebsatmosphäre
 - 5.3.1.1 Einfluss der Betriebsatmosphäre auf Kunststoffe
 - 5.3.1 Zeitstand und Kriechen (Statische Belastung)
- 5.4 Dynamische Belastung und Schwingermüdung
 - 5.4.1 Zyklische Ermüdung im plastischen Bereich (LCF)
 - 5.4.1.1 Grundlagen zum LCF-Schadensmechanismus
 - 5.4.1.2 Schäden durch LCF
 - 5.4.1.3 Abhilfen bei Schäden durch LCF
 - 5.4.2 Thermoermüdung
 - 5.4.2.1 Grundlagen der Thermoermüdung
 - 5.4.2.2 Abhilfen gegen Schäden durch Thermoermüdung
 - 5.4.3 Schwingermüdung im Dauerfestigkeitsbereich (HCF)
 - 5.4.3.1 Schwingungsanregung und Schwingbeanspruchung
 - 5.4.3.2 Werkstoffeinfluss auf das HCF-Verhalten
 - 5.4 3.3 Abhilfen bei HCF-Schäden
 - 5.4.4 Kerben

Betriebseinflüsse

5.5 Erosion 5.5.1 Erosionsmechanismen 5.5.1.1 Partikelerosion 5.5.1.2 Tropfenschlag und Regenerosion 5.5.1.3 Kavitation Dieseleffekt 5.6 Korrosion 5.6.1 Korrosion ohne mechanische Belastung 5.6.1.1 Grundlagen 'Bimetallkorrosion' Biofilme 5.6.1.2 Schäden 5.6.1.3 Maßnahmen gegen Schäden 5.6.1.4 Hochtemperaturkorrosion/Heißgaskorrosion (HTK) 5.6.1.4.1 Schäden durch HTK 5.6.1.4.2 Maßnahmen gegen Schäden durch HTK 5.6.2 Verschleißbeschleunigte Korrosion 5.6.3 Korrosion bei mechanischer Belastung 5.6.3.1 Korrosion bei statischer Belastung - Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.1 Grundlagen, Schäden, Abhilfen der Spannungsrisskorrosion 5.6.3.2 Korrosion bei dynamischer Belastung - Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2.1 Grundlagen der Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2.2 Schäden durch Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2.3 Maßnahmen zur Vermeidung von Schwingungsrisskorrosion 5.7 Wasserstoffinduzierte Risse, Wasserstoffversprödung 5.7.1 Grundlagen der wasserstoffinduzierten Rissbildung 5.7.2 Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung 5.7.3 Maßnahmen gegen Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung 5.8 Versprödung durch Kontakt verschiedener Metalle 5.8.1 Versprödung durch Kontakt mit Metallschmelzen 5.8.2 Versprödung durch Kontakt mit einem anderen Metall im festen Zustand 5.9 Tribologie (Reibung und Verschleiß) 5.9.1 Grundlagen 5.9.2 Kaltverschweißen (Fressen) 5.9.3 Schwingverschleiß (Fretting) 5.9.4 Schlupf 5.10 Metallfeuer/Metallbrand 5.10.1 Grundlagen 5.10.2 Schäden durch Metallfeuer/Metallbrand 5.10.3 Abhilfen gegen Metallfeuer 5.10.3.1 Konstruktionen gegen Metallfeuer 5.10.3.2 Löschen von Metallfeuern

- 5.11 Staubexplosionen
 - 5.11.1 Grundlagen und Schäden
 - 5.11.2 Abhilfen gegen Staubexplosionen
- 5.12 Elektrische und magnetische Effekte 5.12.1 Elektrische Einflüsse und Effekte
 - 5.12.2 Magnetische Einflüsse und Effekte

Sachregister

Betriebseinflüsse

(C



Dem Begriff Erosion lassen sich unterschiedliche Schadensmechanismen zuordnen:

■ Partikelerosion (Kapitel 5.5.1.1) als eine abrasive Beanspruchung durch bewegliche Partikel. Diese Festkörper wirken in einem Flüssigkeits- oder Gasstrom. Sie zerrütten und verschleißen Oberflächen tribochemisch durch Gleiten/Schneiden, Rollen und Stoßen. Diese Erosionsform wird in der Literatur (Lit. 5.5.1-12) noch unterschieden in

- Abrasiv-Gleitverschleiß (Teilchenfurchung),

- Spülverschleiß (hydroabrasiver Verschleiß) und
- Strahlverschleiß.

Alle diese Erosionsmechanismen können in Maschinen auftreten.Kapitel 5.5.1 behandelt als Schwerpunkt Verschleiß durch **Partikel im Gasstrom**. Er ist in Strömungsmaschinen und Leitungssystemen zu erwarten. Erosiv wirkende Partikel können sich auch in der Flüssigkeit selbst bilden. Das ist der Fall, wenn z.B. überhitzte organische Flüssigkeiten wie Kraftstoffe oder Öle mikroskopische **Kokspartikel** bilden. Sie schädigen Komponenten eines Öl- oder Kraftstoffsystems. Dazu gehören Einspritz- und Zumessungsdüsen sowie mechanische Regler.

■ **Tropfenschlag** (Kapitel 5.5.1.2) ist weniger bekannt. Er beschreibt einen Mechanismus, bei dem Flüssigkeiten selbst in Form von Tröpfchen erosiv wirken (Bild 5.5.1.2-1).

Kavitation (Kapitel 5.5.1.3) geht auf implodierende **Dampfblasen** in der strömenden Flüssigkeit zurück (Bild 5.5.1.3-1). Von ihr geht eine nicht zu unterschätzende Erosionsgefahr für bewegte oder statische Bauteile im Flüssigkeitsstrom aus.

Luftansaugende Maschinen wie **Turbomaschinen und Kolbenmotoren** sind in der Lage, mit dem Eintrittsluftstrom Partikel anzusaugen. Auch andere erosiv wirkende **maschineneigene Partikel** wie Abrieb von Verschleißvorgängen (z.B. Anstreifen von Labyrinthdichtungen) oder ausbröckelnde Schutzschichten (z.B. keramische Wärmedämmschichten) können Erosion hervorrufen. Sie können überall dort auftreten, wo ein ungefilterter Luftstrom vorhanden ist. Eine besonders erosionsbeanspruchte Komponente von Turbomaschinen ist der **Verdichter** mit seiner Beschaufelung.

In erster Linie wirken Staub und Regentropfen (siehe Kapitel 5.5.1.1 und Kapitel 5.5.1.2) von außerhalb der Maschine erosiv. Ein kritisches Erosionsproblem ist besonders bei **faserverstärkten**

Werkstoffen mit Kunststoffmatrix zu erwarten. Hier sind geeignete Schutzschichten eine Voraussetzung für den erfolgreichen langzeitigen Serieneinsatz.

Die Erosionswirkung angesaugter Partikel nimmt gewöhnlich mit dem zurückgelegten Weg durch eine Turbomaschine ab. Dies hängt mit dem Zersplittern der Partikel beim ersten Auftreffen zusammen (Bild 5.5.1.1-1).

5.5.1 Erosionsmechanismen



Die **Erosionsmechanismen** in einer Maschine, insbesondere einer Turbomaschine können sowohl im Mikrobereich als auch makroskopisch in charakteristischer Weise von den örtlich **wirk-samen Parametern** beeinflusst sein. Ein Erosionsabtrag kann z.B. in Abhängigkeit vom Auftreff-winkel der Partikel bevorzugt über schneidende Vorgänge oder durch Zersplittern ablaufen (Bild 5.5.1.1-1).

Das **Schadensbild** hängt verständlicherweise ebenfalls von den vielen Parametern des Erosionsvorgangs ab. Hierzu gehören Partikelgröße und -art, Auftreffgeschwindigkeit (Bild 5.5.1.1-4), Auftreffwinkel (Bild 5.5.1.1-3), Partikelzahl und -größe sowie die Einwirkzeit bzw. das Gewicht der Partikelmenge (Bild 5.5.1.1-5). Von großer Bedeutung für den Schädigungsgrad sind darüber hinaus die Eigenschaften des erosionsbeanspruchten Bauteils wie die **Werkstoffeigenschaften** (z.B. Festigkeit, Duktilität, Oxidationsverhalten), die **Oberflächentopografie** (Rauigkeitsgröße und -geometrie) und die **Makrogeometrie** (z.B. Eintrittskantenradius bei Schaufeln), um hier nur einige wichtige zu nennen.

Es ist leicht zu erkennen, dass es sich bei einem Erosionsvorgang um eine Kombination äußerst komplexer Einzelvorgänge handelt, der ein Verständnis erforderlich macht.

Die dominierende Erosionsform in Turbomaschinen ist die Abrasion durch auftreffende Partikel. Dieser Abrasionsvorgang kann je nach Beschaffenheit der Bauteiloberfläche und der Partikelenergie äußerst unterschiedlich ablaufen (Bild 5.5.1.1-1). Bei **zähen Werkstoffen** ist ein Zerspanungsvorgang im Mikrobereich zu erwarten. Harte **spröde Werkstoffe** können durch Ermüdungsprozess im Mikrobereich Ausbrüche erleiden. Spröde Beschichtungen können spontan aussplittern. In diesem Fall ist mit einem deutlichen **Abfall der Schwingfestigkeit** zu rechnen (Bild 5.4.3.2-10).

Weitere Verschleißformen bei denen der Verschleißmechanismus durch **Oberflächenzerrüttung** dominiert wie **Tropfenschlag** (Regenerosion, Kapitel 5.5.1.2) oder **Kavitation** (Erosion in Flüssigkeiten durch Blasenimplosion, Kapitel 5.5.1.3), werden hier nur gestreift (Bild 5.5.1.3-1). Eine bisher nicht als schädigend aufgefallene Erosionsform (hier als "Feinerosion" bezeichnet) soll erwähnt werden. Sie wird meist auf der 'Rückseite' angeströmter Profile im Mikrobereich beobachtet. Die Gefügestruktur (insbesondere bei Titanlegierungen) wird dabei ähnlich einer Ätzung freigelegt (Sputtereffekt der Luftmoleküle?). Bemerkenswerte Schäden treten nicht auf. Eine gezielte Rauigkeit in Form einer Mikrostrukturierung ('Haifischhauteffekt') könnte jedoch bei Langzeiteinwirkung problematisch verändert werden.

Bei Erosionsvorgängen in Heißteilen kommen weitere Mechanismen hinzu. Sie beruhen auf der verstärkten Oxidation metallisch blanker Flächen (Erosionsflächen) oder auf Reaktionen mit dem Grundmaterial oder den Oxidschichten (z.B. mit Schwefelbestandteilen von Gipsstaub, siehe auch Kapitel 5.6.2). Dadurch kann eine relativ schwache abrasive Erosionswirkung Abtrag und Schädigung deutlich verstärken.

Bild 5.5.1-1: Versteht man unter Erosion den **Oberflächenabtrag** durch die mechanische Einwirkung eines Mediums, gibt es eine Vielzahl **unterschiedlicher Mechanismen** welche dieser Definition genügen (Skizze unten).

Bei einer Erosion durch feste Partikel spricht man übergeordnet von Strahlverschleiß. Weitere Begriffe, die besonders in älterer Literatur zu finden sind, erscheinen jedoch nicht in der DIN 50320. Es sind Mineralverschleiß, Sandund Stauberosion und Abrasivverschleiß. Meist erfährt der erosionsbeanspruchte Werkstoff durch auftreffende harte Partikel eine schnitt- / furchenartige Zerspanung. Bei harten Werkstoffen, insbesondere bei harten Schichten auf weicheren Werkstoffen, kann der Abtrag vorzugsweise durch ein Zersplittern und/oder Ermüdungsrissbildung sowie dem Ausbrechen von Partikeln ablaufen. Solche Erosionsvorgänge treten in erster Linie an den aerodynamisch wirksamen Flächen der Beschaufelungen von Turbomaschinen und Rotorblättern an Lüftern und Propellern auf. Abrasivverschleiß entsteht jedoch nicht nur im Luftstrom. Er kann auch von in Flüssigkeiten mitgeführten harten Partikeln erzeugt werden. Ein typisches Beispiel sind Kokspartikel in einem überhitzten Kraftstoffstrom. Umfangreiche Erosionsschäden am Einspritzsystem können die Folge sein.

Tropfenschlag tritt immer dann als Erosionsbeanspruchung auf, wenn Flüssigkeitstropfen unter hoher Geschwindigkeit auf eine Oberfläche prallen. Handelt es sich um Regen spricht man von **Regenerosion** (Kapitel 5.5.1.2). Bei diesem Erosionsvorgang entstehen im Werkstoff Schockwellen und Deformationen. Sie führen bei einem sich häufig wiederholenden Vorgang zu Ermüdung und Ausbrüchen des Werkstoffes. Derartige Beanspruchungen können an Rotorblättern (Verdichter, Turbine), Propeller und Flugzeugzellen auftreten (Bild 5.5.1.2-0).

Regenerosion kann für Bauteile aus FVK zu einem ernsten Problem werden.

Bei Kavitation findet ein ähnlicher Erosions-

vorgang in einem Flüssigkeitsstrom statt (Kapitel 5.5.1.3). Auch schnell bewegte Flächen in stehenden Flüssigkeiten können kavitieren. Beispiele sind Schiffspropeller und nasse Zylinderlaufbüchsen (Bild 5.5.1.3-10). Dabei treten auf Grund des Bernoulli' schen Gesetzes ausgeprägte Unterdruckzonen auf. Sie führen zur Bildung von Dampfblasen. Diese können mit der Strömung in Bereiche erhöhten Drucks gelangen und implodieren. Es entsteht entsprechend dem Schadensmodell in der implodierenden Dampfblase ein "Flüssigkeitsstachel". Er trifft mit hoher Geschwindigkeit die Bauteiloberfläche und löst dort einen tropfenschlagähnlichen Schadensmechanismus aus (Bild 5.5.1.3-1 und Bild 5.5.1.3-3). Der Verschleiß beruht in erster Linie auf einer Ermüdung der Oberfläche. Man spricht auch von "Kavitationserosion". Nicht selten wird in wässrigen Medien der Kavitationsvorgang durch gleichzeitige Korrosion verstärkt ("Kavitationskorrosion", Bild 5.1-3 und Bild 5.5.1.3-4).

Kavitationsschäden wurden an vielen Maschinenelementen beobachtet.

Kavitation wurde auch an Komponenten des Kraftstoffsystems wie Einspritzdüsen und Regler sowie Förderrädern von Turbopumpen bekannt.

Kavitation wird auch mit Schäden an Zahnradpumpen im Ölkreislauf (Bild 5.5.1.3-1) und Getriebezahnrädern (Bild 5.5.1.3-8) bei niedrigem Außenluftdruck (leichtere Dampfblasenbildung) in Zusammenhang gebracht. Das kann die Auslegungsdrehzahl von Zahnradpumpen begrenzen.

In **Gleitringdichtungen** und **Gleitlagern** kann sich auf den Gleitflächen Kavitation ausbilden und diese schädigen (Bild 5.5.1.3-7, und Bild 5.5.1.3-11, Lit. 5.5.1-16).

Regenerosion ist werkstoffabhängig in der Lage, sich deutlich stärker als Kavitation auszuwirken (Diagramm oben rechts). Besonders auffällig ist die große **Empfindlichkeit von Po-**

Fortsetzung Seite 5.5.1-8



Fortsetzung von Seite 5.5.1-6

lycarbonat und Glas gegenüber Tropfenschlag. Dieses Verhalten ist auch bei faserverstärkten Kunststoffen zu beachten.

Wie ein starker Wind Sand aufwirbelt, kann allein der extrem intensive **Gasstrom** in einer Turbomaschine an weichen Schichten erosiv wirken und Partikel abtragen. Ein Beispiel sind relativ weiche Einlaufschichten in Spaltdichtungen. Typisch sind poröse Nickel-Grafit Spritzschichten. Der Vorgang kann **selbst**verstärkend ablaufen, wenn solche Partikel weiter hinten in der Maschine selbst erosiv wirken.

Das Diagramm oben links zeigt, dass sich Werkstoffe gegenüber Erosion durch feste Partikel deutlich anders verhalten können als gegenüber Erosion durch Flüssigkeitstropfen (Lit. 5.5.1-1 und 5.5.1-2). So ist z.B. zu erkennen, dass das weiche, elastische und sehr zähe Polyurethan gegenüber Sand und Regen eine vergleichsweise (z.B. gegenüber Plexiglas oder Aluminum) hohe Erosionsfestigkeit besitzt. Das zeigt anwendungsspezifische Einsatzgrenzen von Lackierungen oder faserverstärkten Kunststoffen. Der größere Widerstand gegenüber Regenerosion im Vergleich zur Erosion durch Sand ist bei den anderen (härteren) Werkstoffen nicht zu beobachten.

Literatur zu Kapitel 5.5.1

- **5.5.1-1** W. Kayser, "Erosion durch Festkörper", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany, Seite 278-290.
- **5.5.1-2** H.Rieger, "Vergleichende Untersuchungen zur Werkstoffzerstörung beim Tropfenschlag und bei der Kavitation", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany, Seite 260-277.
- 5.5.1-3 D.R. Nagy, V.R. Parameswaran, J.D. Mac Leod, J.P. Immarigeon, "Protective Coatings for Compressor Gas Path Components", Proceedings AGARD-CP558 der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 27.
- 5.5.1-4 R.Ball, W. Tabakoff, "An Experimental Investigation of the Erosive Characteristic of 410 Stainless Steel and 6A1-4V Titanium", Report No. 73-40, Department Aerospace Engineering, University of Cinncinati, US-Army Research Office Nr. DA-ARO-D-124-G-154, 1973.
- **5.5.1-8** "Failure Analysis and Prevention", Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11, American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073, Seite 164.
- **5.5.1-9** W. Herbst, "Tropfenschlagverhalten von Eisen und Vergütungsstählen", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany.
- **5.5.1-10** Baker, Jolliffe, Pearson, Beitrag in den Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany.
- **5.5.1-11** J.M. Hobbs, Beitrag in den Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany.
- **5.5.1-12** J.Föhl, "Schadensbilder bei Verschleißbeanspruchung durch abrasive und erosive Beanspruchung", J.Grosch, "Schadenskunde im Maschinenbau", Band 308, Kontakt & Studium Maschinenbau, Expert Verlag, ISBN 3-8169-1202-8, 2. Auflage 1995, 314-344.
- **5.5.1-13** "Allianz Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin, 1972.
- **5.5.1-14** A.Hamel, "Solid Particle Dynamic Behaviour Through Twisted Blade Rows", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany.
- 5.5.1-15 J. Hancock, "Ultrasonic Cleaning", ASM Handbook Volume 5 Surface Engineering.
- **5.5.1-16** B.S. Nau, "Film Cavitation Observation in Face Seals", Proceedings der "Fourth International Conference on Fluid Sealing", Philadelphia, Pa., 1969, Seite 190-198.

- 5.5.1-17 "Kavitation in Stellventilen", V74/Schulung der SAMSON AG, Seite 7 61.
- **5.5.1-18** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", Gerling Institut für Schadensforschung und Schadensverhütung GmbH, Köln, 1974, ISBN 3-9800043-0-9, Seite 88-90.
- **5.5.1-19** M. Herold, "Die Werkstoffzerstörung in Kühlwasserräumen von Verbrennungsmotoren und Ihre Verhütung", Zeitschrift MTZ 25 (1964), Heft 6, Seite 240-248.
- 5.5.1-20 J.Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung Erosionskorrosion", Beitrag in G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage, 2008, Verlag WILEY-VCH, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 245-253.

5.5.1.1 Partikelerosion



Unter **Partikelerosion** (weitere Begriffe: Feststoffaufprallerosion, Lit. 5.5.1.1-14, Strahl-, Abrasion, Erosionsverschleiß) wird hier Verschleiß durch frei bewegliche Partikel in einer **Strö-mung** (Gas, Flüssigkeit) verstanden. Dazu sollen auch folgende Sonderfälle zählen:

Die Aufprallgeschwindigkeit entspricht der Relativgeschwindigkeit, die von der bewegten Aufprall-/Verschleißfläche zumindest mitbestimmt wird. Beispiel ist eine rotierende Ringfläche in der sich die abrasiven Partikel befinden.

Partikel können auch unabhängig von einer Strömung bewegt werden. Das ist der Fall, wenn die kinetische Energie mechanische Krafteinwirkung auslöst. Ein Beispiel sind **Reibungs-** oder **Fliehkräfte** (Abschleudern). Es ist daran zu denken, dass Partikel sich auch mit **elektrischen oder magnetischen Feldern** und unter Einwirkung der **Gravitation** beschleunigen lassen.

Einen Eindruck von der Vielfältigkeit der Maschinen bzw. deren Elemente, die auslegungsrelevant durch Partikelerosion beeinflusst werden, soll Bild 5.5.1.1-0 geben. Partikelerosion wird von vielen Parametern bestimmt (kein Anspruch auf Vollständigkeit).

Partikel:

- Menge (Bild 5.5.1.1-5),
- Größe (Bild 5.5.1.1-3 und Bild 5.5.1.1-4), Härte/Festigkeit (Bild 5.5.1.1-2), Elastizität Zähigkeit/Sprödigkeit (Bild 5.5.1.1-1 und Bild 5.5.1.1-3)
- Geometrie (kantig, rund)
- Kinetische Energie: Geschwindigkeit (Bild 5.5.1.1-2 und Bild 5.5.1.1-4), Masse (Bild 5.5.1.1-4),
- Auftreffwinkel (Bild 5.5.1.1-1, Bild 5.5.1.1-3 und Bild 5.5.1.1-4),
- Temperatur (Oxidationseffekte (Bild 5.5.1.1-6 und Bild 5.6.2-1),
- Reaktivität

Verschleißfläche:

- Härte/Festigkeit (Bld 5.5.1.1-2), Zähigkeit/Sprödigkeit, Elastizität (Bild 5.5.1.1-1),
- Homogenität (z.B. Gefüge, Faserverstärkung)
- Topografie/Rauigkeit,
- Temperatur (Oxidationseffekte (Bild 5.5.1.1-6 und Bild 5.6.2-1)
- Beschichtung: Art, Dicke, Energieaufnahme beim Aufschlag, Struktur. (Bild 5.5.1.1-1) **Strömung**:
- Eigenschaften des Mediums: Oxidierend (Bild 5.6.2-1), Reduzierend, chemisch aggressiv.
- Homogenität: Grad der Verwirbelung,
- Geschwindigkeit, Druck.

Diese Zusammenstellung lässt erkennen, dass es **betriebs- und produktspezifischer Erfahrung** bedarf, um Kennwerte für eine befriedigend sichere Auslegung zu generieren und geeignete Konstruktionen zu finden (Bild 5.5.1.1-7).



Bild 5.5.1.1-0: Hier soll ein Eindruck für die Vielzahl von **Partikelerosion** bedrohten Maschinen bzw. deren Komponenten gegeben werden. Natürlich kann es sich nur um eine eng begrenzte Auswahl handeln.

"A" Wasserführende Maschinen: Es ist besonders der vom Wasser mitgeführte Sand der verschleißend an den Auftreffflächen wirkt. Dies ist ein lebensdauerbestimmender Effekt. Er verstärkt sich gewöhnlich durch ein Zusam-

menwirken mit Korrosion der reaktiven frischen Erosionsoberfläche.

"B" Beschaufelungen und Gasführungen in Turbomaschinen: In den meisten Fällen wird Staub durch einen Luftstrom bewegt. Dabei entsteht die Auftreffgeschwindigkeit aus der Relativbewegung der Strömung/des Partikels gegenüber einer Bewegung der Verschleißfläche, z.B. einem rotierenden Schaufelblatt. Dies kann bedeuten, dass die Auftreffgeschwindigkeiten und entsprechend der aerodynamischen Gestaltung auch die Auftreffwinkel am Bauteil sehr unterschiedlich sind (Bild 5.5.1.1-3).

"C" Solaranlagen: Hier besteht die Gefahr einer bleibenden Mattierung der Glasoberflächen von Spiegeln und Paneelen durch Flugsand, z.B. in Wüstenregionen. Damit wird der Wirkungsgrad der Anlagen gesenkt. "D" Verbrennungsvorgänge: Hier ist mit verschiedenen Partikelarten zu rechnen. Dazu

verschiedenen Faritkeldrien zu rechnen. Dazu gehören unverbrannter Brennstoff (z.B. Kohlenstaub, Lit. 5.5.1.1-15), mineralische Rückstände, Asche und Verbrennungsprodukte (Ruβ, Koks). Verschleiß durch Erosion, oft in Verbindung mit Oxidation und Heißgaskorrosion tritt an Komponenten wie Kesselrohren und Heizflächen sowie an **Kraftstoffdüsen** auf.

"E" Rohrleitungen: Erosionsgefährdung liegt in vielen Anlagen mit partikelbelasteten Strömungen. Das gilt gerade auch für Chemieanlagen, Papierherstellung, Transport von Pulvern (z.B. Kohlestaub, Holzmehl/-späne, Baustoffe, Nahrungsmittel).

"F" Fertigungstechnik: Dazu gehören Abrasions-Strahlanlagen bei denen Kabinen, Werkstückabdeckungen und Düsen besonders erosionsbeansprucht sind. Jede dieser Komponenten erfordert spezifische Maßnahmen. Erosion wird beim Wasserstrahlschneiden gezielt zur Bearbeitung eingesetzt. Hier dient Hochdruckwasser mit feinen SiC-Partikeln als Schneidmedium. Bild 5.5.1.1-1 : Von besonderer Bedeutung für die Verschleißwirkung beim Strahlverschleiß ist der Auftreffwinkel. Das Ausmaß des Schadens hängt deutlich vom Auftreffwinkel und vom zähen oder spröden Verhalten des Werkstoffes ab (obere Skizze). Spröde Werkstoffe wie Glas (Kurve "C") weisen eine mit dem Auftreffwinkel nahezu linear zunehmende Verschleißempfindlichkeit auf. Auf Grund des hohen Energieeintrages (Schockwellen) versagen diese Werkstoffe durch Zersplittern bei steilem Auftreffwinkel der Erosionspartikel. Der Verschleißvorgang läuft mit Mikrorissbildung ab (Detail Mitte). Bei flachem Auftreffwinkel und großer Härte setzen sie einem Schnittvorgang einen hohen Widerstand entgegen.

Zähe Werkstoffe (Kurve "A") wie Titanlegierungen, martensitische Vergütungsstähle und Aluminiumlegierungen zeigen bei einem Auftreffwinkel bis zu 25° einen starken Verschleißanstieg, danach fällt die Verschleißrate bis ca. 90° Auftreffwinkel nahezu kontinuierlich ab. Dies ist aus einem spanenden Verschleißmechanismus (Skizzen oben) im Mikrobereich durchaus verständlich: Bei flachem Auftreffwinkel wird der Schneidvorgang bei den relativ weichen Werkstoffen besonders wirksam, während bei senkrechtem Aufprall ein Rückprallen ohne Schnittvorgang zu erwarten ist. Dieses Verhalten wird z.B. beim Auskleiden von Strahlkabinen mit Gummibelägen genutzt. Weiche Erosionsschutzschichten, wie z.B. PU-Beläge am rotierenden Nasenconus, sind deshalb als Schutz für Flächen mit relativ steilem Auftreffwinkel besonders geeignet.

Im Fall der Kurve "B" handelt es sich um ein Werkstoffsystem bei dem sich eine harte spröde Schicht (z.B. TiN, siehe Lit. 5.5.1.1-3) auf einem relativ weichen Werkstoff (z.B. Titanlegierung) befindet. In diesem Fall wird bei ausreichend großem Energieaustausch zwischen Partikel und Oberfläche die spröde Oberfläche zersplittert bzw. durchschlagen. Damit entsteht ein verstärkter Erosionsabtrag. Weil der Energieaustausch bei einer extrem harten Oberflächenschicht (kein Schnittvorgang) mit steilerem Auftreffwinkel zunimmt, tritt im Bereich eines diskreten Das Verständnis der wirkenden Mechanismen bei einem Erosionsvorgang erleichtert Abhilfen gegen Schäden.



Schwellwerts (steiler Kurvenanstieg) der erwähnte Zerstörungsprozess relativ plötzlich ein.

Da der Erosionsvorgang vom Energieeintrag beeinflusst wird, ist davon auszugehen, dass die Kurve "B" auch von der Größe der Erosionspartikel und deren Auftreffgeschwindigkeit bestimmt wird.

Treffen spröde mineralische Partikel (über 0,010 mm) auf eine Oberfläche, können sie zer-

splittern. Die so entstandenen kleinen Bruchpartikel können auf Grund ihrer niedrigen Energie (wegen der geringen Masse) im hinteren Bereich eines Verdichters den erfolgreichen Einsatz harter dünner Schichten als Erosionsichutz ermöglichen. Solche Schichten werden von den niederenergetischen Bruchpartikeln nicht mehr durchschlagen.



Bild 5.5.1.1-2: Die Festigkeit und Härte vom Teilchenmaterial und die des verschleißbeanspruchten metallischen Bauteils sowie das Verhältnis der Bauteiloberflächenhärte zur Härte der Partikel beeinflussen die Verschleißrate entscheidend (obere Skizze, schematische Darstellung). Bis zu einer gewissen Härte der auftreffenden Partikel erfolgt, abhängig von der Härte des beaufschlagten Bauteils, ein relativ geringer Erosionsverschleiß (Tieflage). Wird diese Härte im Punkt "T" überschritten, steigt die Erosionsrate steil an (Hochlage). Dieses Verhalten erklärt, warum scheinbar kleine Unterschiede in der Härte der angreifenden Mineralien und /oder des erosionsbeanspruchten Werkstoffs zu großen Unterschieden im Erosionsverhalten führen können. Befindet man sich dagegen in einem mittleren Bereich der Tief- oder Hochlage können relativ große Härteunterschiede lediglich geringen Einfluss auf die Verschleißraten zeigen.

Danach bleibt sie relativ konstant auf diesem Niveau.

Relativ geringe Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung des angesaugten Staubes (z.B. SiO_2 -, Al_2O_3 -Anteile) beeinflussen durch den Anteil harter Partikel stark die Verschleißrate. Dieses Verhalten ist bei der Auswahl der Erosionspartikel für Versuche besonders zu beachten.

Bei weichen zähen Werkstoffen wie Gummi oder PU-Lack ist der beschriebene Effekt nicht gegeben, da hier die Verschleißrate sogar mit der Partikelhärte abnehmen kann.

Im unteren Diagramm ist das beschriebene Erosionsverhalten von Stahlplatten unterschiedlicher Härte (Zahlen in Kreisen geben die Vickershärte der Prallplatte an) bei senkrechtem Aufprall (reinem Stoß) eines metallischen Strahlmittels dargestellt. Deutlich ist die Verschiebung der Steilanstiege in Abhängigkeit von der Prallplattenhärte zu erkennen.



Bild 5.5.1.1-3 (Lit. 5.5.1.1-3): Das Erosionsverhalten eines Bauteils unterscheidet sich mit dem Auftreffwinkel der Partikel (Bild 5.5.1.1-1). Weiche, zähe Werkstoffe unterscheiden sich deutlich und charakteristisch von spröden, harten. Typische "weiche" Schaufelwerkstoffe *eines Turboverdichters (Diagramm links oben)* sind Vergütungsstähle (Typ 13% Cr-Stähle). In Turbokompressoren sowie aus Triebwerken abgeleiteten Gasturbinen (Derivate) kommen auch Titanlegierungen und Nickellegierungen zum Einsatz. Titanwerkstoffe sind nahezu doppelt so empfindlich gegen abrasive Erosion wie Stähle. Das Erosionsmaximum scheint leicht zu höheren Auftreffwinkeln hin verschoben zu sein. Man darf davon ausgehen, dass die Schaufelprofile moderner Verdichter deutlich schärfere Kanten aufweisen als die Stahlschaufeln früherer Maschinen. Deshalb muss davon ausgegangen werden, dass die Erosionsempfindlichkeit entsprechend ansteigt. Da die Auftreffwinkel der Partikel an einem Schaufelprofil stark unterschiedlich sind (Skizzen unten), ist ein unterschiedliches Erosionsbild zwischen Schaufeln gleichen Profils aber unterschiedlichen Metallen zu erwarten. Das gilt besonders bei Bauteilen aus faserverstärkten Kunststoffen (FVK) oder bei mit Lackschichten geschützten Metallen. Hier ist deutlich anderes Erosionsverhalten zu erwarten als bei Metallen (z.B. Titanlegierungen) mit dünnen Schichten aus spröden Hartstoffen (z.B. TiN). Dieses unterschiedliche Verhalten ist bei entsprechenden Entwicklungen und dem Nachweis der Betriebseigenschaften zu berücksichtigen.

Natürlich hat auch der **Partikel mitführende Luft- bzw. Gasstrom** einen wichtigen Einfluss auf die Partikelbahnen und damit auf die Auftreffwinkel. Üblicherweise geht man davon aus, dass **Partikel unter 0,010 mm Größe der Strömung weitgehend folgen**. Entsprechend dürften **Eintrittskanten** in einem engen Bereich große Auftreffwinkel aufweisen. Blattflächen werden dagegen sehr flach beaufschlagt werden (gestrichelte Kurve in Diagramm unten

links).

Größere Staubpartikel werden jedoch von der Strömung immer weniger abgelenkt und dürften so verstärkt den Austrittskantenbereich beschädigen (Skizze unten rechts). Im hinteren Verdichterbereich, in dem nur kleinere, bereits bei einem früheren Aufschlag zersplitterte Partikel auftreten, sind harte dünne Schichten gegen Erosion erfolgversprechend.

Nach dem dargestellten Erosionsmodell ist zu erwarten, dass die Saugseite des Blattes keiner Erosionsbeanspruchung ausgesetzt ist. Dies ist jedoch nicht immer der Fall. So kann es durchaus vorkommen, dass die Saugseite merkliche Erosion zeigt. Dies ist durch Abpraller zu erklären. Es handelt sich um Partikel, die auf Nachbarschaufeln und/oder Schaufeln der nachfolgenden Stufen auftreffen und zurückgeworfen werden (Bild 5.5.1.1-1).



Bild 5.5.1.1-4 (Lit. 5.5.1.1-4): Die **Teilchengröße** ist für die Verschleißrate und die Schädigung der Schaufeln aus mehreren Gründen von Bedeutung (z.B. Kerbwirkung, Schwingfestigkeit, geometrische Veränderung der Kanten):

- Bei gleicher Aufprallgeschwindigkeit ist die wirksame Energie des schwereren Teilchens entsprechend höher.

- Das Teilchen wird von der Strömung weniger abgelenkt und hat damit andere, wahrscheinlich steilere Auftreffwinkel als ein kleineres Teilchen (Bild 5.5.1.1-1).

- Die Geschwindigkeitskomponente senkrecht zur Schaufelblattfläche (Umfangsgeschwindigkeit des Blattes) und damit die Auftreffgeschwindigkeit der Partikel dürfte höher sein als bei kleineren Partikeln:

- Die **Einschlagkrater** sind deutlich größer und verändern damit das Profil (Gratbildung, Krater), insbesondere an der Eintrittskante stärker.

Die Auftreffgeschwindigkeit der Partikel auf Teile im Verdichter dürften etwa in der Größenordnung der Gas- und Umfangsgeschwindigkeiten liegen, d.h. zwischen 100 m/s und über 300 m/s.

Nach dem Diagramm unten rechts und der oben angegebenen Beziehung nimmt die Erosionsrate bei gleicher Auftreffgeschwindigkeit und 90° Auftreffwinkel für die typischen Verdichterschaufelwerkstoffe mit der Teilchengröße (Teilchenwerkstoff Al_2O_3) exponentiell zu.

Die **Teilchengeschwindigkeit** geht ebenfalls exponentiell (siehe Skizze oben und Diagramm unten links) in den Erosionsabtrag ein. Bei spröden Werkstoffen kann diese Abhängigkeit sehr viel gravierender sein als bei duktilen Werkstoffen. Der Anstieg der Verschleißrate infolge zunehmender Auftreffgeschwindigkeit der Partikel ist unabhängig vom Auftreffwinkel. Die absoluten Erosionsraten zeigen dagegen deutlich die in Bild 5.5.1.1-1 und 5.5.1.1-3 beschriebene Winkelabhängigkeit.

Äußere Einflüsse: Partikelerosion



Bild 5.5.1.1-5 (Lit. 5.5.1.1-1): Werkstoffe die scheinbar sehr ähnliche Werkstoffkenngrößen (z.B. Festigkeit, Härte, Zähigkeit) aufweisen, können ein sehr unterschiedliches Erosionsverhalten zeigen. So ist Fensterglas für die im Diagramm oben links angegebenen Erosionsbedingungen extrem schlechter als Saphir (Aluminiumoxid = Al_2O_2) und immer noch merklich schlechter als Plexiglas. So ist verständlich, dass sich Email- und Glasschichten auf Verdichterschaufeln nicht bewährten (Lit. 5.5.1.1-11). Dies verhinderte einen Einsatz solcher Schichten als Dämpfung von Verdichterschaufeln. Galvanisch aufgebrachtes Nickel hat einen erstaunlich guten Erosionswiderstand. Das erklärt auch die Anwendung als Erosionsschutzkanten bei Bauteilen aus faserverstärkten Kunststoffen.

Am Beginn eines Erosionsvorgangs kann in bestimmten Aufprallgeschwindigkeitsbereichen sogar anfangs eine leichte Gewichtszunahme bzw. Volumenzunahme des erosionsbeanspruchten Bauteils beobachtet werden (rechtes Diagramm). Dieser "Beladungseffekt" wird durch das Steckenbleiben von Erosionspartikeln erklärt und scheint bei höheren Auftreffgeschwindigkeiten weniger ausgeprägt.

Bild 5.5.1.1-6: Weniger bekannt doch durchaus schadensträchtig sind **Erosionsvorgänge in** und um Labyrinthe.

Erosiver Labyrinthabrieb von Spitzenpanzerungen oder Einlaufschichten kann aus dem Labyrinth ausgeblasen werden $(,, C2^{"})$ und sich in benachbarten Gehäusebereichen fangen $(,,A^{"})$. Der dort herumgewirbelte Staubfilm kann mehrere Millimeter dicke Querschnitte durcherodieren.

Labyrinthabrieb oder staubbelastete Sperrluft kann zwischen den Labyrinthspitzen "gefangen" und umhergewirbelt werden ("**C1**"). Dabei können die relativ weichen Anstreifbeläge gegenüber den Labyrinthspitzen stark auserodiert werden ("**B**").





Bild 5.5.1.1-7: Abrasiver Staub (siehe Bild 5.5.1.1-6), wie von ausgebröckelten Labyrinthspitzenpanzerungen, harten Anlaufbelägen oder abrasiven Partikeln von Bürstendichtungen, kann durch geeignete Gestaltung der Gehäuseinnenseite von der rotierenden Strömung abtransportiert werden. Es ist jedoch darauf zu achten, dass dieser Staub nicht an anderer Stelle zu Schäden (Verschleiß, Verstopfung von Kühlluftbohrungen) führt.

Literatur zu Kapitel 5.5.1.1

- **5.5.1.1-1** W. Kayser, "Erosion durch Festkörper", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany, Seite 278-290.
- **5.5.1.1-2** D.R. Nagy, V.R. Parameswaran, J.D. Mac Leod, J.P. Immarigeon, "Protective Coatings for Compressor Gas Path Components", Proceedings AGARD-CP558 der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 27.
- **5.5.1.1-3** R.Ball, W. Tabakoff, "An experimental Investigation of the erosive Characteristic of 410 Stainless Steel and 6Al-4V Titanium", Report No. 73-40, Department Aerospace Engineering, University of Cinncinati, US-Army Research Office Nr. DA-ARO-D-124-G-154, 1973.
- **5.5.1.1-4** D.L. Mann, G.D. Warnes, "Future Directions in Helicopter Engine Protection System Configuration", Proceedings AGARD-CP558 der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 4, Seite 4-6.
- **5.5.1.1-5** S.C. Tan, R.L. Elder, P.K. Harris, "Particle Trajectories in Gas Turbine Engines", Proceedings AGARD-CP558 der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 14, Seite 14-12.
- 5.5.1.1-6 C.G. Horton, H. Vignau, G. Leroy, "The Calculation of Erosion in a Gas Turbine Compressor Rotor", Proceedings AGARD-CP558 der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 15, Seite 15-14.
- **5.5.1.1-7** "V2500 designed for maximum core protection", Abbildung, Zeitschrift "Aircraft Engineering", May 1993, Seite 3.
- **5.5.1.1-8** A.Hamel, "Solid Particle Dynamic Behaviour Through Twisted Blade Rows", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg Germany.
- **5.5.1.1-9** J. Pugnale, "Dual Centrifugal Compressor: The Helicopter Solution to Sand and Ice Ingestion", "American Helicopter Society", Washington DC, 44th Annual Forum Proceedings, June 16-18, 1988, Seite 673-681.
- **5.5.1.1-10** J.M.S. Keen, "Development of the Rolls-Royce RB.211 turbofan for airline operation", Proceedings Paper 700292 des ASE "National Transportation Meeting" New York, N.Y., April 20-23, 1970.
- 5.5.1.1-11 D.I.G. Jones, C.M. Cannon, "Control of Gas Turbine Stator Blade Vibrations by Means of Enamel Coatings", Zeitschrift "Journal of Aircraft", Vol. 12, No. 4, April 1975, Seite 226 -230. (2497)

- **5.5.1.1-12** Z.S. Palley, I.M. Korolev, E.V. Rovinsky, "Structure and Strength of Aircraft Gas-Turbine Engines", Übersetzung FTD-HT-23-903-68 aus dem Russischen von "Foreign Tecnology Division", 1968, Seite 372.
- 5.5.1.1-13 K. Steffens, "Technik der Luftfahrtantriebe", Vorlesung an der TU- Aachen, März 2003.
- **5.5.1.1-14** J.Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung", in G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage 2008, Verlag VILEY-VCH, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 245-251.
- **5.5.1.1-15** E.J.Pohl, N.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1964, Seite 83.

Erosion: Tropfenschlag



5.5.1.2 Tropfenschlag/Regenerosion

Regenerosion (Bild 5.5.1.2-3) ist eine Schädigungsart die seit langem von **Hubschrauber**rotorblättern her bekannt ist. Bereits in den siebziger Jahren wurden deshalb umfangreiche Untersuchungen zu diesem Thema durchgeführt. Darüber hinaus beschäftigte man sich mit der Regenerosion an **Cockpitverglasungen** militärischer Flugzeuge (Bild 5.5.1.2-0), die für Hochgeschwindigkeitsflüge in Bodennähe vorgesehen sind. Die vorliegenden Literaturdaten befassen sich deshalb mit den typischen Werkstoffen und Erosionsparametern aus diesem Anwendungsbereich.

Tropfenschlagschäden müssen nicht immer im Zusammenhang mit Regen stehen. Schädigende Flüssigkeitströpfchen treten z.B. im Zuge einer **Wassereinspritzung** in den Verdichter einer Turbomaschine zur Leistungsteigerung durch Kühlung und Erhöhung des Massendurchsatzes auf. Das gilt auch für die Wassereinspritzung im Brennkammerbereich (z.B. bei Industrieanwendung). In beiden Fällen können an der im Gasstrom folgenden Beschaufelung Erosionsschäden an Beschichtungen auftreten. Im **Temperaturbereich** von 10°C bis 50°C ist die Regenerosion nahezu **temperaturunbeeinflusst**. Über 50°C nimmt die Erosionswirkung ab.

Der Verschleißmechanismus beruht bei weichen Werkstoffen besonders auf plastischer Verformung, Einschnürung und Abreißen kleiner Oberflächenbereiche (Bild 5.5.1.2-1). Bei harten Werkstoffen entstehen Materialausbrüche infolge Verfestigung und Rissbildung (Erschöpfung der Verformungsfähigkeit) oder Ermüdung. Häufig ist eine Gewichtsabnahme erst nach einer gewissen Inkubationszeit (Bild 5.5.1.2-2 und Bild 5.5.1.2-4) zu beobachten. Bei Regenerosion erfolgt Materialabtrag. Die geometrische Veränderung ist jedoch nicht unbedingt die wichtigste Schädigung. Durch die Mikrorissbildung und/oder grübchenförmige Abtragung (Kerbwirkung), kann die Ermüdungsfestigkeit des Bauteils merklich abfallen.

Das folgende Beispiel soll den zu erwartenden Erosionsabtrag bei Regeneinwirkung verdeutlichen. Wenn z.B. **Regentropfen** von 1,2 mm Durchmesser (**Tropfendichte** von 0,01 Tropfen pro cm³, Temperatur 25 °C) mit annähernd Schallgeschwindigkeit senkrecht auf eine Werkstoffoberfläche auftreffen, ergibt sich für Aluminium ein Abtrag von ca. 0,01 mm/s, bei Titanlegierungen jedoch weitaus weniger (0,01mm/10¹-10²h). Typische Regendichten wurden mit 0,001 bis 0,1 Tropfen pro cm³ gemessen.

Eine erosiv schädigende Regeneinwirkung ist insbesondere beim Einsatz **faserverstärkter Kunststoffe** (FVK, insbesondere C-Faser und Aramid-Faser) zu erwarten. Eine solche Beanspruchung ist konstruktiv zu berücksichtigen.

Äußere Einflüsse

Erosion: Tropfenschlag

Bild 5.5.1.2-0: Die erosive Wirkung des Aufpralls von Tropfen/Regenerosion (z.B. Wasser, Kraftstoff, Öl) mit hoher Geschwindigkeit ist in unterschiedlichen Maschinen schadenswirksam.

"A" Kondensationströpfchen in dampfführenden Systemen. Es handelt sich besonders um Kraftwerke mit Dampfturbinen. Eine solche Situation liegt vor, wenn der Dampf bei zu niedriger Temperatur und/oder Druck kondensiert. Typische Beispiele, bei denen dies schon während der Konstruktion zu berücksichtigen ist, sind Schaufeln der letzten Rotorstufe von Dampfturbinen (Lit. 5.5.1.2-9 und Lit. 5.5.1.2-10) und Kondensatorrohre (Lit. 5.5.1.1-8 und Lit. 5.5.1.2-11). Erosionsgrübchen können an Schaufeln Schwingbrüche auslösen. Eine deutliche Schwächung von Rohrwänden führt zu Leckagen.

"**B**" Wasser in Verdichterluft: Ein solcher Fall kann in Druckluftsystemen an Verdichtern axialer und radialer Bauart auftreten.

- Mitreißen von Wasser aus Wasserabscheidern (Überfüllung, Fehlfunktion) und ein

- zu hoher Wassergehalt (Luftwäsche) in Staubabscheidern für die Ansaugluft. Dies führt bei Taupunktunterschreitung (z.B. hinter Luftkühlern) zur Tröpfchenbildung.

Die Folgen sind schwerer grübchenartiger Verschleiβ (Bild 5.5.1.2-5).

"C" Wasserstrahlentschichten: Dieses umweltschonende Entschichtungsverfahren nutzt einen hochenergetischen Wasserstrahl. Er kann bei zu intensiver Anwendung den bereits freiliegenden Grundwerkstoff im Mikrobereich so schädigen, dass die Schwingfestigkeit bedenklich abfällt.

"D" Kraftstofftröpfchen: Die Einspritzung des Kraftstoffs kann bei Diesel- und Ottomotoren Erosion durch Kraftstofftröpfchen an Kolben auslösen. Betroffen sind der Kolbenboden und dessen Umfangskante (Feuersteg). Ursache sind nicht ausreichende Zündwilligkeit des Kraftstoffs und/oder eine zu große Kraftstoffmenge (Lit. 5.5.1.2-6).

"E" Rotorblätter: Die Erosion durch Regen-

tropfen führt zu großer Erosionsbelastung der Rotorblätter von Hubschraubern. Besonders sind die Eintrittskanten betroffen, die einen metallischen Schutz erhalten. Das gilt besonders für die erosionsempfindlichen faserverstärkten Kunstharze heutiger Rotorblätter. Es ist auch anzunehmen, dass Rotorblätter von Windkraftanlagen über die typisch langen Laufzeiten einen Abtrag (z.B. von Lackschichten) durch Regenerosion erleiden.

"F" Cockpitverglasung von schnellen niedrig fliegenden militärischen Flugzeugen. Hier wurden umfangreiche versuchsunterstützte Optimierungen durchgeführt (Bild 5.5.1.2-3).
Erosion: Tropfenschlag





Bild 5.5.1.2-1 (Lit. 5.5.1.2-8): Ein Flüssigkeitstropfen der mit hoher Geschwindigkeit auf eine feste Oberfläche prallt, erzeugt im Auftreffbereich Schockwellen, die je nach Werkstoff große örtliche elastische und/oder plastische Verformungen hervorrufen. Dadurch können schützende Oxidschichten entfernt und so ein verstärkter Korrosionsangriff ermöglicht werden.

Bei vielen aufeinanderfolgenden Impulsen mit elastischen Verformungen kann es zu Schwingermüdung im Mikrobereich kommen. Dies führt zu kleinen Ausbrüchen, die sich zu einem makroskopischen Verschleiß akkumulieren.

Bei plastischen Verformungen können in der Aufschlagzone Krater und in diesem durch Überdehnung konzentrische Mikrorisse entstehen, die beim Auftreffen weiterer Tropfen zu Ausbrüchen führen. Liegen erst einmal Mikroausbrüche vor, kann sich von dem Tropfen, ähnlich wie beim Kavitationsvorgang (Bild 5.5.1.3-1), ein "Flüssigkeitsstachel" in diesem Hohlraum ausbilden, was den Erosionsvorgang beschleunigt. An der Oberfläche verteilt sich die Flüssigkeit konzentrisch zum Tropfen. Diese Flüssigkeitsscheibe kann sich an Oberflächenrauigkeiten aufstauen und auch hier Mikrorisse auslösen. Die Schwingrisse (LCF) führen an der Oberfläche von Titanbauteilen zu bis 0,1 mm tiefen grübchenartigen Ausbrüchen. Diese Schadensform wurde an Bauteiloberflächen beobachtet, an denen Schichtreste nach einem Oxidstrahlen (führt zu relativ hoher Rauigkeit) mit einem Hochdruck-Wasserstrahl entfernt wurden.

Erosion: Tropfenschlag



Bild 5.5.1.2-2: Versteht man unter der Erosionsrate "E" das Volumen des erodierten Materials bezogen auf eine bestimmte Zeit und Oberfläche, dividiert durch das aufgeschlagene Flüssigkeitsvolumen, so läßt sich für Regenerosion allgemein ein typisch ausgeprägtes Erosionsverhalten feststellen:

Die Erosionsrate steigt mit einer bestimmten Inkubationszeit (entsprechend einer "Inkubationsmenge" an Tropfen) anfangs stark an, erreicht ein Maximum und fällt dann ab. Nach längerer Zeit wird eine nahezu konstante Erosionsrate erreicht. Die Inkubationszeit ist sowohl vom Werkstoff als auch von der kinetischen Energie der Tropfen beim Aufschlag abhängig. Während der Inkubationszeit treten mikrorissbildende Ermüdungsvorgänge ein, die nach der Inkubationszeit zum Abreißen bzw. Ausbrechen des Oberflächenmaterials führen. Der steile Erosionsanstieg am Anfang geht mit einem deutlichen Rauigkeitsanstieg einher.

Erosion: Tropfenschlag





Werkstoffeinfluss auf die Regenerosion:

Bei deutlich kaltverfestigenden Metallen (Anstieg der Fließgrenze bei plastischer Verformung) kann sich durch die mechanische Beanspruchung während der Erosion die Erosionsbeständigkeit erhöhen. Im allgemeinen steigt die Erosionsbeständigkeit von Metallen mit der Härte (Diagramm oben links), während für Mineralien und Kunststoffe diese Abhängigkeit häufig nicht besteht. Wichtig ist neben der Makrohärte auch die Mikrohärte, d.h. ob weiche oder harte Phasen vorhanden sind. Im Bereich großer Härteschwankungen, häufig entlang von Korngrenzen (z.B. Karbidanreicherungen), erfolgt ein verstärkter Erosionsangriff. Da feinkörnige Metalle mehr Korngrenzen als grobkörnige aufweisen, ist feinkörniges Material empfindlicher gegenüber Regenerosion. Abhängig von der kinetischen Energie der Regentropfen, kann sich die Reihenfolge der Erosionsbeständigkeit verschiedener Werkstoffe verändern. So verhalten sich z.B. weiche elastische PU-Lacke bei Tropfen mit niedrigen Aufprallgeschwindigkeiten, d.h. mit kinetischen Energien, die noch elastisch aufgenommen werden können, sehr günstig. Wird jedoch die Aufprallgeschwindigkeit über einen bestimmten Grenzwert gesteigert, kommt es zu schneller Zerstörung der Schicht. Festzuhalten ist, dass sich Werkstoffe sehr unterschiedlich gegenüber Regenerosion und Sanderosion verhalten und nicht vom Verhalten eines Werkstoffes auf das eines anderen geschlossen werden kann.

Einfluss der Tropfengröße auf die Regenerosion:

Der Einfluss der Tropfengröße auf das Erosionsverhalten kann sich bei den Werkstoffen stark unterscheiden. Es werden sogar gegenläufige Abhängigkeiten beobachtet: Die Erosionsrate von Reinaluminium fällt z.B. mit dem Tropfendurchmesser ab, während sie bei PU mit der Tropfengröße ansteigt. Dies wird mit der Überlagerung mehrerer Einflüsse wie Werkstoffeigenschaften, Impulszahl, und Flächentopografie erklärt.

Die häufigste Tropfengröße bei Regen liegt zwischen ca. 1 mm und 3 mm Durchmesser, was einer Masse von ca. 1 mg bis 10 mg entspricht. Sowohl das Tropfenvolumen als auch die Tropfenform beeinflussen die Erosionsrate. Die kritische Tropfengeschwindigkeit (v) ab der erstmals merkliche Erosion nach längerer Zeit eintritt, ist von der Tropfengröße abhängig (Diagramm oben rechts). Der Einfluss der Tropfengröße ist im Bereich der kritischen Geschwindigkeit deutlich und wird bei höheren Aufprallgeschwindigkeiten geringer (Bild 5.5.1.2-2). Diese "Schwellenbedingung", ab der merklich Erosion einsetzt, ist für Metalle näherungsweise durch die Beziehung v_c². d = 10⁷ (v_c in

Äußere Einflüsse

Erosion: Tropfenschlag

m/s, d in 0,001 mm) gegeben.

Bild 5.5.1.2-4 (Lit. 5.5.1.2-9, 5.5.1.2-10, 5.5.1.2-11):

Einfluss der Auftreffgeschwindigkeit der Tropfen bei der Regenerosion:

Die Auftreffgeschwindigkeit v (m/s) ist bestimmend für die frei werdende kinetische Energie des Tropfens und damit für dessen Erosionswirkung (Diagramm unten rechts). Ist v_c die kritische Tropfengeschwindigkeit (Bild 5.5.1.2-3), unter der bei beliebig langen Einwirkzeiten keine merkliche Erosion eintritt, so läßt sich für die Erosionsrate folgende Beziehung angeben:

 $E = a (v-v_c)^n$. "a", "n" und " v_c " sind abhängig vom Material und Erosionsparametern wie Tropfendurchmesser und -form. Für Stähle ergab sich z.B. $E = a (v-125)^{2 \text{ bis } 2,16}$.

Einfluss des Aufprallwinkels auf die Regenerosion:

Die Erosionsrate nimmt mit der Größe des Aufprallwinkels stark zu (Diagramm unten links). Daraus ist zu erkennen, dass (bei glatten Flächen) die Normalkomponente der Aufschlaggeschwindigkeit entscheidend ist. Die Tangentialkomponente spielt bei Tropfenschlag auf glatten Flächen nur eine untergeordnete Rolle. Je rauer aber die Oberfläche wird, umso größer dürfte der Effekt der Tangentialkomponente sein. Aus diesem Grund sind an Verdichterschaufeln nur die Eintrittskanten durch Regenerosion merklich belastet. Schaufeln mit scharfen Eintrittskanten sind dabei als günstiger zu bewerten, da der Tropfen zerteilt wird und sich eine belastende Druckwelle nicht ausbilden kann.

Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf die Regenerosion:

Aus dem oberen Diagramm ist zu erkennen,

Erosion: Tropfenschlag



dass bei sinkender Rauigkeit der Verschleiß durch Regenerosion deutlich abnimmt. Einen hohen Erosionswiderstand in Form einer deutlich größeren Inkubationszeit ist deshalb von möglichst glatten Flächen zu erwarten. Sobald nach Überschreiten der Inkubationszeit die Rauigkeit der Erosionsfläche zunimmt, steigt der Erosionsangriff entsprechend an.

Bild 5.5.1.2-5: Die Skizze oben links (Lit. 5.5.1.2-7) zeigt Leitschaufeln eines Axialverdichters nach mehreren 1000 Laufstunden. Hinter einem Kühler des Luftstroms bildeten sich Wassertropfen durch Taupunktunterschreitung (siehe auch Bild 5.5.1.2-0 "B"). Tropfenschlag ist besonders im kälteren Bereich von dampfbetriebenen Kraftwerken gefürchtet. In der Skizze oben rechts ist ein Kondensatorrohr dargestellt, dass durch Tropfenschlag Leck wurde.

Erosion: Tropfenschlag



In der Skizze unten ist die extreme Regenerosion an der Eintrittskante im Bereich der Saugseite der Rotorschaufel der letzten Stufe einer Dampfturbine ('Nassdampfstufe', Material Typ 13% Cr-Stahl) zu erkennen (Lit. 5.5.1.2-11). Die Lage der Schädigung auf der Saugseite ist im Gegensatz zu Verdichtern (hier ist es die Druckseite) für Turbinen typisch. Die Folge der Erosion war der Schwingbruch einer Schaufel in der oberen Hälfte.

Problemanalysen der Maschinenelemente

Erosion: Tropfenschlag

Literatur zu Kapitel 5.5.1.2

- **5.5.1.2-1** H.Rieger, "Vergleichende Untersuchungen zur Werkstoffzerstörung beim Tropfenschlag und bei der Kavitation", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg, Germany, Seite 260-277.
- **5.5.1.2-2** W. Herbst, "Tropfenschlagverhalten von Eisen und Vergütungsstählen", Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg, Germany.
- **5.5.1.2-3** Baker, Jolliffe, Pearson, Beitrag in den Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg, Germany.
- **5.5.1.2-4** J.M. Hobbs, Beitrag in den Proceedings der "2. Forschungskonferenz Regenerosion", 16.-18. August 1967, Meersburg, Germany.
- **5.5.1.2-5** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", Gerling Institut für Schadensforschung und Schadensverhütung GmbH, Köln, 1974, ISBN 3-9800043-0-9, Seite 88-90.
- **5.5.1.2-6** E.Greuter, "Motorschäden Schäden an Verbrennungsmotoren und deren Ursachen", Vogel Buchverlag, 1. Auflage 1994, ISBN 3-8023-1515-4, Seite 66-69.
- **5.5.1.2-7** "Allianz Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, Seite 226 -229.
- **5.5.1.2-8** J.Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung", in G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage 2008, Verlag VILEY-VCH, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 248-249.
- 5.5.1.2-9 F.G.Hammitt, "Liquid-Erosion Failures", in "Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11 - Failure Analysis and Prevention"., American Society For Metals (ASM), 1986, ISBN 0-87170-007-7 (v.1), Seite 170 und 171.
- 5.5.1.2-10 J.Bettentrup, H.Stüer, C.Richter, W.David, M.Deckers, "Schaufeln aus Titan Entwicklung einer 16m² -Niederdruckbeschaufelung für Dampfturbinen", Zeitschrift "Brennstoff Wärme Kraft (BWK, Bd.59 (2007), Nr.6 Seite 46 50.
- **5.5.1.2-11** E.J.Pohl, N.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1964, Seite 82.

Erosion: Dieseleffekt

5.5.1.3.1 Dieseleffekt



Der **Dieseleffekt** ist der Kavitation ähnlich. Er entsteht in Fluiden wie Ölen in Hydraulik- und Schmiersystemen (Bild 5.5.1.3.1-1) und **Polymerschmelzen** beim Spritzguss (Bild 5.5.1.3.1-2). Der Effekt beruht wie beim Zündvorgang im Dieselmotor auf der **schnellen Komprimierung von Gasblasen**, gewöhnlich Luft, in einem Fluid. Die **Kompressionstemperatur** wird dabei so hoch, dass es zur Schädigung benachbarter Systemkomponenten wie Polymerdichtungen (Band 2 Bild 6.10.2.4-1) und/oder des **Fluids** selbst (Ölalterung, Band 2 Bild 7.1.2.1-1) kommt. Deshalb ist in Schmier- und Hydraulikölen ein Luftgehalt der eine Bläschenbildung ermöglicht zu vermeiden. Man unterscheidet entsprechend der Bläschengröße einen **Makro**- und einen **Mikro-Dieseleffekt** (Bild 5.5.1.3.1-1, Lit. 5.5.1.3.1-1). Grundsätzlich sind auch technische Szenarien denkbar die nicht direkt mit der Kompression eines Gases in einer Flüssigkeit verlaufen. So wurde vermutet, dass es in der Luft der Lagerkammern von Turbomaschinen zur Zündung eines Ölfeuers durch Druckstöße bei einem Strömungsabriss (Pumpen) im Verdicher kommen kann. In diesem Fall würde bei der bereits hohen Temperatur des Luft-Öldampfgemischs ein relativ geringer Temperaturanstieg ausreichen.

Erosion: Dieseleffekt



Erosion: Dieseleffekt



Bild 5.5.1.3.1-1 (Lit 5.5.1.3.1-1 bis Lit. 5.5.1.3.1-4): In Hydrauliksystemen werden Komponentenschäden (siehe Bild auf Seite 5.5.1.3.1-1) die auf einen Dieseleffekt zurückzuführen sind häufiger beobachtet.

Es kann sich sowohl um Schädigungen des Dichtungsmaterials handeln (Band 2 Bild 6.10.2.4-1) als auch um eine beschleunigte Alterung des Öls handeln (Ölalterung, Band 2 Bild 7.1.2.1-1).

Man unterscheidet entsprechend der Luftbläschengröße unter Makro- und Mikro-Dieseleffekt. Die Bläschen entstehen aus normalerweise 'harmloser' im Fluid/Öl gelöster Luft. Bild 5.5.1.3.1-2 (Lit 5.5.1.3.1-5): In Spritzgusswerkzeugen entstehen Fehler in Spritzgussteilen durch einen Dieseleffekt. Betroffen sind nicht ausreichend entlüftete Bereiche (Detail). Hier kann die eintretende Polymerschmelze Luft einschließen und so stark komprimieren, dass es zu Verbrennungserscheinungen kommt (Skizze).

Erosion: Dieseleffekt

Literatur zu Kapitel 5.5.1.3.1

- **5.5.1.3.1-1** H.-J.Lohrentz, "Mikro-Dieseleffekt als Folge der Kavitation in Hydrauliksystemen", Zeitschrift "Ölhydraulik und Pneumatik" 18 (1974) NR.3, www.lohrentz-gmbh.de/unternehmen/.../kavitation.pdf, Seite 3-8.
- **5.5.1.3.1-2** W.D.Phillips, "The high-temperature degradation of hydraulic oils and fluids", "Journal of Synthetic Lubrication"Verlag John Wiley & Sons 2006, https://www.hyprofiltration.com/ .../, 23, Seite 39-70.
- **5.5.1.3.1-3** H.-J.Lohrentz, "Dichtheitsmessmethoden und die Einflüsse des Schmutzes auf die Messung und Prüfstandstechnik", Zeitschrift "Ölhydraulik und Pneumatik" 43 (1999) NR.2, www.lohrentz-gmbh.de/unternehmen/.../einfluesse-mess-pruef.pdf, Seite 120 122.
- **5.5.1.3.1-4** H.-J.Lohrentz, "Elektrische Entladungsvorgänge verursacht durch Flüssigkeitsstrom", Zeitschrift "Ölhydraulik und Pneumatik" 24 (1980) NR.3, www.lohrentz-gmbh.de/.../ elektrostatische_entladungen.pdf, Seite 120 122.
- **5.5.1.3.1-5** P.thienel, B.Hoster, C.Kürten, "Forminnendruckmessung, Formteilfehler Katalog und Verfahrensoptimierung", Angaben BA-FM-10/98-G&S der Firma Bakelite AG, isk-iserlohn.de/pdf/formteilfehler_ duroplast.pdf, Seite 30 32.

Erosion: Kavitation

5.5.1.3 Kavitation



Kavitation ist eine dem Tropfenschlag verwandte Schadensart. Hier erfolgt die Werkstoffbeanspruchung ebenfalls durch Aufprall einer "Flüssigkeit". Bei Kavitation bildet sich jedoch ein "**Flüssigkeitsstachel**" aus einer implodierenden Dampfblase in einer Flüssigkeit (Bild 5.5.1.3-1). Die Blasen entstehen in Bereichen deren Druck-(niedrig) und/oder Temperaturniveau (hoch) eine Verdampfung zulassen. Eine Vielzahl wechselseitiger Einflüsse wird bei Kavitation wirksam (Bild 5.5.1.3-2). Dies erfordert Erfahrung und gegebenenfalls betriebsnahe Nachweise. Trotzdem sind in der Literatur Auslegungsansätze für Grenzbedingungen und Abhilfen zu finden (Lit. 5.5.1.3-1). Diese Bedingungen sind im Betrieb erstaunlich vieler Maschinenelemente gegeben.

- Pumpen und Turbinen (Bild 5.5.1.3-1 und Bild 5.5.1.3-9).
- Propeller von Schiffen (Bild 5.5.1.3-9).
- Gleitlager (Bild 5.5.1.3-11).
- Kühlkreislauf von Motoren (Bild 5.5.1.3-4 und Bild 5.5.1.3-10).
- Kraftstoff- und Ölsystem: Zahnrad- (Bild 5.5.1.3-8) und Kreiselpumpen, Regler, Ventile (Bild 5.5.1.3-9).
- Gleitringdichtungen (Bild 5.5.1.3-7).
- Zahnflanken in Getrieben (Lit. 5.5.1.3-8)

Kavitationsschäden sind, wie der Name beinhaltet (Höhle), Anfressungen die oft tief in den Werkstoff eindringen (Bild 5.5.1.3-4). Sie entstehen als reine **Kavitationserosion** (Bild 5.1-3 und Bild 5.5.1.3-2) durch Verformung und Ermüdung im Mikrobereich (Bild 5.5.1.3-1). Dabei wird Korrosion (**Korrosionskavitation**) von den entstehenden frischen Metallflächen unterstützt (Bild 5.5.1.3-4).



Bild 5.5.1.3-1 (Lit 5.5.1.3-6): Dieses Bild nach einer Hochgeschwindigkeitsaufnahme zeigt die Implosion einer Dampfblase in einer Flüssigkeit bei Ultraschallschwingungen. Deutlich ist der Flüssigkeitsstachel zu erkennen, der sich während des Implosionsvorgangs bildet. Ähnlich dem Schadensmechanismus des Tropfenschlags (Bild 5.5.1.2-1) wird die Werkstoffoberfläche von den vielen, aufeinanderfolgenden Vorgängen geschädigt. Bei weiterer Beanspruchung entsteht eine Ermüdung der Oberfläche. Es kommt zum erosiven Materialabtrag (Kavitationserosion, Bild 5.1-3, Lit. 5.5.1.3-1). Mit einer Zerstörung schützender Oberflächen, kann zusätzlich Korrosion auftreten. Diese Schadens- bzw. Verschleißart wird *Kavitationskorrosion* (Bild 5.5.1.3-4) genannt. Schadensauslösende Dampfblasen bilden sich in Unterdruckzonen, wie sie in schnell strömenden oder schwingenden Flüssigkeiten entstehen können (Gesetz von Bernoulli).

Dabei muss es sich nicht unbedingt um Dampfblasen der strömenden Flüssigkeit selbst handeln. Auch darin gelöste Gase und/oder früher verdampfende Flüssigkeiten wie Wasser (z.B. Schwitzwasser das bei ungeeigneter Lagerung in das Öl eingebracht wurde) können bei erhöhter Temperatur und/oder Druckabfall, ähnlich wie in einer Sprudelflasche, Blasenbildung und damit Kavitation auslösen.

Interessant ist, dass sich mit dem Anstieg der Rauigkeit, anders als bei Regenerosion (Bild 5.5.1.2-4), der Erosionsabtrag verlangsamt (Lit. 5.5.1.3-1).

Die Skizze rechts oben zeigt Bereiche von Zahnradpumpen im Ölkreislauf in denen Kavitationsschäden beobachtet wurden. Besonders betroffen sind der Ansaugbereich von Rückölpumpen und die Stirnseiten der Zahnräder als Folge einer Expansion des Quetschöls.

Erosion: Kavitation

Kavitationsschädigung als Beispiel für das komplexe Zusammenwirken verschiedenster Einflüsse.



Bild 5.5.1.3-2 (Lit 5.5.1.3-1 und Lit. 5.5.1.3-3):

Kavitationsschädigung unterliegt einer Vielfalt von Einflüssen. Dabei unterstützen sich zwei Mechanismen:

- Der eigentliche **Kavitationsanteil** in (Flüssigkeitsanteil) Form der **Kavitationserosion** (Bild 5.1-3 und Bild 5.5.1.3-4) und der

- *Korrosionsanteil* (*Kavitationskorrosion*, *Bild* 5.5.1.3-4).

Beide Mechanismen hängen von Kavitations-, und Korrosionseigenschaften der Flüssigkeit ab sowie von der Makro- und Mikrogeometrie der beaufschlagten Fläche. Man kann sich leicht vorstellen, dass sich ein derart komplexes System der Berechnung entzieht. In diesen Fällen sind fallspezifische Versuche unumgänglich. Die Schädigung einer Oberfläche durch Kavitation beruht auf den folgenden Mechanismen: In der **Inkubationsphase** (Bild 5.5.1.3-3) verformen die Flüssigkeitsstachel (Bild 5.5.1.3-1) die Oberfläche zäher (duktil) metallischer Werkstoffe zunächst elastisch. Darauf wird die Verformung plastisch. Die Folge sind Eindrücke und Aufwerfungen die sich mikroskopisch (REM, Lit. 5.5.1.3-2) beobachten lassen. Ist das Verformungsvermögen durch Verfestigung aufgezehrt, kommt es zu Rissbildung durch Gewalt und Schwingermüdung und kleine Partikel brechen aus.

Bei **spröden Werkstoffen** prägt sich verständlicherweise die Phase duktiler Verformung nicht deutlich aus. Die geringeren Verformungen reichen bei der hohen Festigkeit solcher

Erosion: Kavitation



Werkstoffe aus, um in der Inkubationszeit intensive **Eigenspannungen** zu induzieren. Es kommt, wahrscheinlich in der Hauptsache durch **Schwingermüdung**, zu Rissbildung und Ausbrüchen. Diese Vorgänge können in einem einzelnen Werkstoff auf Grund der unterschiedlichen Phasen ablaufen.

Bei Sphäroguss versagt zunächst die Grafitphase, sodass für die Inkubationsphase Ferrit und Perlit entscheidend sind. Der zähe Ferrit wird plastisch bis zum Aufreißen verformt, der relativ spröde Perlit versagt durch Schwingermüdung. Bei Gusseisen mit Lamellengrafit bricht der Ferrit bedingt durch die Gefügestruktur auch ohne deutliche plastische Verformung aus.

Keramische Werkstoffe und Gläser erleiden bereits zu Anfang spröde Rissbildung. Ist das Rissnetzwerk ausreichend ausgeprägt, entstehen Ausbrüche.

Das Versagen von **Kunststoffen** ist vergleichbar mit dem zäher Metalle.

Bei allen Werkstoffen führen **Bearbeitungs**riefen bzw. eine höhere Bearbeitungsrauigkeit (Bild 5.5.1.3-3), zu verstärktem Abtrag. Dies wird mit höherer Energie bei der Implosion der Dampfblasen erklärt. Dadurch werden die Rauigkeitskämme dynamisch überlastet, was bei einer glatten Fläche nicht auftritt.

Bild 5.5.1.3-3 (Lit 5.5.1.3-1): Die Oberfläche eines kavitationsbeanspruchten Bauteils wird durch die Stoßwellen der kollabierenden Dampfblasen (Bild 5.5.1.3-1) plastisch und/ oder elastisch bis zur Ermüdung verformt. Dabei kommt es zum Abtrag /Gewichtsverlust) der im zeitlichen Verlauf **3 Phasen** erkennen lässt.

Phase "I": Obwohl hier noch kein messbarer Gewichtsverlust auftritt, bildet sich in dieser **Inkubationsphase** die Schädigung aus.

Phase "II": Hier zeigt sich eine mit der Zeit linear ansteigende flächige und **in die Tiefe gehende Schädigung**.

Phase "**III**" : Die Oberfläche ist stark zerklüftet. Sie verringert offenbar verzögernd die Abtragsrate. Das lässt sich mit einer Implosion **der Dampfblasen** mit größerem Abstand zur Oberfläche erklären. (Skizze). Jedoch ist bei einer höheren **Anfangsrauigkeit** wie beim **Tropfenschlag** (Bild 5.5.1.2-4) die anfängliche Abtragsrate höher.

Erosion: Kavitation



Bild 5.5.1.3-4 (Lit 5.5.1.3-1): Korrosion und Kavitation können sich gegenseitig verstärken. Die Flüssigkeitsstachel der implodierenden Dampfblasen zerstören schützende Schichten (Passivschichten). Dadurch entstehen hoch reaktive frische korrosionsempfindliche Metallflächen. Die Korrosivität wird von freiem Sauerstoff gefördert. Dieser wird bei der Blasenbildung gegebenenfalls aus der Flüssigkeit aufgenommen und beim Kavitationsvorgang abgegeben. Das führt bereits von Beginn zu einem konstant ansteigenden Gesamtgewichtsverlust bzw. einer gleichbleibenden, verglichen mit reiner Kavitationserosion (Bild 5.5.1.3-3) hohen Abtragsrate (-geschwindigkeit). Unten ist ein Schaden durch Kavitationskorrosion dargestellt (Lit. 5.5.1.3-14). In dem unlegierten Stahl (CK45, Bild 5.5.1.3-5) kam es zu tiefen Grübchen welche den Wandquerschnitt bis zur Rissbildung schwächten.

Erosion: Kavitation



Bild 5.5.1.3-5 (Lit 5.5.1.3-1): Das Diagramm zeigt die Kavitationsempfindlichkeit verschiedener Konstruktionswerkstoffe als Verhältnis ihrer Kavitationsresistenz zu der des Stahls CK45. Die Kavitationsresistenz entspricht näherungsweise der Quadratwurzel aus der elastischen Formänderungsarbeit bis zum Bruch. Diese lässt sich aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm bestimmen.

Bild 5.5.1.3-6 (Lit. 5.5.1.3-7): Im Bereich der Anlageflächen ölgedämpfter Wälzlager (Bild 5.4.3.3-16) wurde ebenfalls Kavitation beobachtet. Die typischen hochfrequenten Vibrationen der Wälzlager können bei nicht ausreichendem Öldruck und/oder hoher Öltemperatur eine Dampfblasenbildung begünstigen.



Erosion: Kavitation



Bild 5.5.1.3-7 (Lit 5.5.1.3-5): Auch Gleitringdichtungen, wie sie besonders im Bereich von Lagerkammern zum Einsatz kommen, sind von Kavitationsschäden bedroht.

Bild 5.5.1.3-8 (Lit 5.5.1.3-10): Kavitation von Getrieberädern tritt an den Zahnflanken auf. Sie wird in manchen Fällen nicht nur an der tragenden Flanke, sondern auch auf der rückseitigen beobachtet. Die Schädigung ist makroskopisch fortgeschrittenem Stromdurchgang zum Verwechseln ähnlich. Sie ähnelt einer Sandstrahlfläche. Mikroskopisch handelt es sich um kleine Kavitationsgrübchen mit einem relativ glatten Boden. Ein absichernder metallografischer Schliff lässt keinen thermischen Einfluss wie Recastlayer (Anschmelzungen) oder thermisch bedingte Gefügeveränderungen erkennen. Das Bild ist einem Schaden an einem gasnitrierten Sonnenrad eines Planetengetriebes nachempfunden.

Kavitation an **Zahnrädern** ist erfahrungsgemäß eine Kombination mehrerer Einflüsse: - **Getriebeschwingungen** (Schwingungskavitation), von Kavitation können tragende und nicht tragende (rückseitige) Flanken betroffen sein.



- **Zusätze im Schmieröl** (Additive wie Antioxidantien, Korrosionsinhibitoren, Entschäumer),

- im Öl gelöste Gase (z.B. Luft, Kohlenwasserstoffe). **Erosion: Kavitation**



Bild 5.5.1.3-9 (Lit. 5.5.1.3-1 und Lit 5.5.1.3-4): Potenziell kavitationsbeanspruchte Bauteile sind gewöhnlich von einer Flüssigkeit schnell umströmt (Skizzen oben). Dabei kann dies in einer Strömung an einer ruhenden Oberfläche und/oder an einer bewegten Fläche er-

folgen. Die Schadensbereiche liegen dort, wo ein Druckanstieg die in Unterdruckzonen entstandenen Dampfblasen zur Implosion bringt. Tritt ausreichender Unterdruck an Schaufeleintrittskanten von **Laufrädern** (Flüssigkeitspumpen und -turbinen) auf, kann in unmittel-

Erosion: Kavitation



Äußere Einflüsse Erosion: Kavitation

verbrennung örtlich elastisch aufgeweitet und federt wieder zurück (Skizze rechts). Reicht der Druck nicht aus, um im heißen Kühlwasser eine Dampfblasenbildung zu verhindern, kommt es zur Kavitation. Ungenügender Korrosionsschutz unterstützt eine Schädigung merklich (Kavitationskorrosion, Bild 5.5.1.3-4). Sie tritt in Form von lochartigen Anfressungen, vorzugsweise im Bereich der Kolben-Umkehrpunkte auf. Solche Schäden lassen sich von 'reiner Korrosion' (Lochfraß) unterscheiden: - Kavitationslöcher treten nur an der durch die Pleuelstellung gegebenen Druckseite der

Büchse auf (Lit 5.5.1.3-14). - Anders als bei Lochfraßkorrosion an Laufbüchsen erweitern sich die Anfressungslöcher nach innen.

Wird die Wand der Büchse im Endstadium perforiert, kann Kühlwasser in den Zylinder eintreten. Dies lässt sich an kondensierendem Dampf im Abgas erkennen. Zu schweren Schäden kann es kommen, wenn sich Wasser nach dem Abstellen **im Stillstand im Zylinder an**sammelt. Beim Anlassen/Start führt die inkompressible Flüssigkeit zur Überlastung (Wasserschlag, Lit. 5.5.1.3-14). Im Extremfall ist mit katastrophalem Versagen von Kolben, Pleuel und Kurbelwelle bzw. den Lagern zu rechnen (Bild 5.2.4-1).

Bild 5.5.1.3-10.1 (Lit. 5.5.1.3-15): Einspritzsysteme von Dieselmotoren sind kavitationsgefährdet. Korrosion als Kavitationskorrosion wirkt verstärkend (Bild 5,5.1.3-2). Die Schädigung tritt überall dort auf, wo ausreichend niedriger Druck für eine Dampfbildung (Kraftstoffdampf, Wasserdampf) in der Strömung herrscht. Beispielsweise im Ansaugbereich einer Kraftstoffpumpe (Skizze unten). In einer Einspritzleitung dürfte die hohe Strömungsgeschwindigkeit (Bernoulli) den Druck ausreichend stark absenken können (Skizze oben).

Bild 5.5.1.3-11 (*Lit.* 5.5.1.3-10, *Lit.* 5.5.1.3-2, *Lit.* 5.5.1.3-11, *Lit.* 5.5.1.3-12 und *Lit.* 5.5.1.3-15): *Kavitation* entsteht durch die Implosion

von Dampfblasen (Bild 5.5.1.3-1, Skizze Mitte links) im Schmierspalt. Dabei trifft ein "Ölstachel" die Oberfläche. Die vielen Blasen erzeugen eine hochfrequente Belastung der Oberfläche mit plastischen Verformungen. Ihre Folge ist Schwingermüdung mit Ausbrüchen (Bild 5.5.1.3-3, Detail Mitte rechts). So bilden sich zunächst Mikrokrater in der Gleitschicht mit Durchmessern im Bereich von 0,01 mm. Sie vergrößern sich zu Löchern (Kavitäten).

Mehrphasige Gleitschichten von Gleitlagern (z.B. Dreistofflager) zeigen nach H. Klingele einen besonderen Schadensmechanismus (Skizzen unten). Zunächst entstehen von der Oberfläche senkrecht in die Gleitschicht verlaufende Schwingrisse.

Die Risse orientieren sich parallel zur Nickelschicht. Ein solcher **Riss wird aufgeweitet**. Es entsteht eine **Mulde**.

Die weiche Gleitschicht wird am Boden der Mulde unter den Druckstößen plastifiziert und nach oben gedrückt. Es entsteht am Muldenrand ein **Wulst**.

Wird die Nickelschicht unter der Kavitationsbelastung durchbrochen, kommt es zur Schädigung der darunter liegenden Tragschicht (Bleibronze). Bruchstücke der Nickelschicht können in die Bronze so gedrückt werden, dass diese dazwischen hervorquillt (Skizze unten rechts).

Kavitationsschäden zeichnen sich als flächige, verfärbte, oft mikroraue Zonen in **bestimmten Gleitflächenbereichen** aus. Deren Lage ist von Unterdruckzonen der Strömung bestimmt. Sie finden sich an Ölnuten (Skizze oben links) oder einem Rand der Gleitfläche (Skizzen oben rechts). Diese typischen Lagen lassen den Schaden als **Kavitation identifizieren**.

Kavitationsbedingungen entstehen bei

- zu niedriger Ölviskosität als Folge hoher Öltemperaturen oder ungeeigneten Öls,
- Wellenschwingungen,
- Wasser im Öl,
- Gleitschicht mit zu geringer Ermüdungsfestigkeit.

Erosion: Kavitation



Erosion: Kavitation



Bild 5.5.1.3-12 (Lit. 5.5.1.3-16): Flügelzellenpumpen sind kavitationsgefährdet. Das gilt besonders für Hydraulikpumpen/-anlagen ("A"). Mit Schäden durch Kavitation (Dampfbildung des Fluids oder eingedrungenen Wassers, Band 2 Kapitel 7.1.3.2) werden gewöhnlich in der Literatur auch solche eines Dieseleffekts (Luftblasen, Kapitel 5.5.1.3.1) behandelt. Die mikroskopischen und makroskopischen Schadensbilder sind sehr ähnlich. Die Schadensursache lässt sich mit Hilfe von weiteren Untersuchungen des Fluids und der Anlage zumindest eingrenzen (siehe später). Von Schäden sind potenziell mehrere Komponenten betroffen.

- Druckplatten ("C"): Hier kommt es zur Erosion in Form kleiner Krater an den Kanten und den Strömungsflächen des Einlaufbereichs der Zu- und Ablauföffnungen. Der Abtrag kann so groß sein, dass die Veränderung der Strömungsquerschnitte keine Reparatur mehr zulässt.

- *Flügel* ("*E*"): *Hier sind die Dichtkanten gefährdet. Es erfolgt ein Abtrag mit Kavitationsmerkmalen (kein Reibverschleiβ) der die Förderwirkung unzulässig beeinflusst.*

- Hubring ("D"): Die Gleitfläche ein wellenförmiges Aussehen zeigen. Eine Mikrountersuchung müsste den Schadensmechanismus von einem Verschleiß durch Fremdpartikel mit makroskopischer Ähnlichkeit unterscheiden können. Die Maßveränderung kann so tief sein, dass ein Nachschleifen nicht mehr möglich ist was einen Austausch erfordert.

- Schwingschäden: Der Zusammenbruch/Kondensation von Luft- und/oder Dampfbläschen im Hydrauliksystem (Hydraulikzyliner, Leitungen und Schläuche, Band 2 Bild 6.11.1.1-4) wirkt sich in der Pumpe als Druckpulsationen aus (Band 2 Bild 6.11.1.2-8). Wird davon der Rotor ("B") zu Schwingungen angeregt erfährt er hochfrequente Torsions- und Biegelasten welche die normalen Betriebslasten überlagern. Kennzeichnend sind hämmernde Geräusche und 'Schläge'. Im Extremfall ist mit Schwingermüdung (z.B. Wellenbruch) und Schwingverschleiß in Führungen (Führungsnuten der Flügelzellen?) zu rechnen.

Ursachen für schadensauslösende Luftblasen:

- **Freiliegender** Austritt der **Rücklaufleitung**, konstruktionsbedingt oder bei zu niedrigem Ölstand.
- *Luftansaugung* durch die Saugleitung infolge nicht ausreichend eingetauchter Ansaugöffnung.
- Lufteinschlüsse im Systemkomponenten (Saugleitung, Hydraulikzylinder).
- Schwingungen des Sammelbehälters als Folgeschaden. Typische Ursachen: Schäden an Leitungen oder Ablenkplatten.
- Schwingungen durch ein Sicherheitsventil mit ungenügender Durchsatzkapazität. Ursachen können Fehlfunktion, Komponentenanordnung im Strömungskreislauf oder zu

Äußere Einflüsse Erosion: Kavitation

hoher Systemdruck sein.

- Wasser im Fluid (Band 2 Kapitel 7.1.3.2) führt zur Dampfbildung,

Ursachen für schadensauslösende Dampfblasen:

 Zu großer Strömungdswiderstand in der Pumpen-Saugleitung, Typische Ursachen: Auslegung, verdrehter Schlauch, beschädigte Leitung (verbogen, eingedrückt), verlegte Filter und Siebe.

- Unterdruck im Sammelbehälter beim Anfahren der Anlage. Überprüfen durch Lösen des Einfülldeckels.

Identifikation von Kaviatation und Dieseleffekt:

Kontrolle der Anlage wie Zustand der Saugleitung, hohe Öl-/Fluidzähigkeit, Ölstand.
Ölentnahme nach ausreichender Laufzeit unter betriebstypischen Bedingungen. Wichtig ist die Mindestölemperatur. Überprüfung des Öls in einem durchsichtigen Gefäß durch Augenschein (Band 2 Bild 7.1.3.2.1-4).

Literatur zu Kapitel 5.5.1.3

5.5.1.3-1 "Kavitation in Stellventilen", V74/Schulung der SAMSON AG, Seite 7 - 61.

- **5.5.1.3-2** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", Gerling Institut für Schadensforschung und Schadensverhütung GmbH, Köln, 1974, ISBN 3-9800043-0-9, Seite 88-90, 109.
- **5.5.1.3-3** M. Herold, "Die Werkstoffzerstörung in Kühlwasserräumen von Verbrennungsmotoren und Ihre Verhütung", Zeitschrift MTZ 25 (1964), Heft 6, Seite 240-248.
- **5.5.1.3-4** "Kavitation", www.wikipedia.org, 7.09.2009, Seite 1-5.
- **5.5.1.3-5** B.S. Nau, "Film Cavitation Observation in Face Seals", Proceedings der "Fourth International Conference on Fluid Sealing", Philadelphia, Pa., 1969, Seite 190-198.
- 5.5.1.3-6 J. Hancock, "Ultrasonic Cleaning", ASM Handbook Volume 5 Surface Engineering.

Erosion: Kavitation

- **5.5.1.3-7** H.R.Carr, G.J.Ives, P.Jenkins, "A Joint Study on the Computerisation of In-field Aero Engine Vibration Diagnosis", Proceedings AGARD-CP448 der Konferenz "Engine Condition Monitoring-Technology and Experience", Quebec, Canada, 30May-3 June 1988, Kapitel 31, Seite 31-5.
- **5.5.1.3-8** E.Greuter, "Motorschäden Schäden an Verbrennungsmotoren und deren Ursachen", Vogel Buchverlag, 1. Auflage 1994, ISBN 3-8023-1515-4, Seite 179 und 180.
- **5.5.1.3-9** K.C.Ludema , "Failures of Sliding Bearings", in "Metals Handbook, Ninth Edition, Volume 11, Failure Analysis and Prevention", American Society for Metals (ASM), November 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 483-489.
- **5.5.1.3-10** "Handbuch der Schadensverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, Kapitel "Stationäre Getriebe", Seite 361-375, 395.
- **5.5.1.3-11** P.Lynwander ,"Gear Drives for Turbomachinery", in "Sawyer's Turbomachinery Maintenance Handbook, Volume III", Turbomachinery International Publications ISBN 0-937506-02-8, 1980, Seite 11-19.
- **5.5.1.3-12** A.Rossmann, "Industrie Gasturbinen Problemorientierter Ratgeber für Betreiber", www.Turboconsult.de, 2009, ISBN 3-00-008428-2, Seite 3.5.2-18 und -19.
- **5.5.1.3-13** "Ziemlich angefressen Kavitation an Zylinderlaufbuchsen", F. Mahle, www..cn.mahle.com, 2/2007, Seite 1-3.
- **5.5.1.3-14** E.J.Pohl, N.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1964, Seite 84-86 und 195.
- **5.5.1.3-15** R.v.Basshuysen, F.Schäfer, "Motorbaugruppen und Bauteile", Motorlexikon, Stand 6.07.2011, www.motorlexikon.de, Seite 3 und 4.
- **5.5.1.3-16** "Handbuch der Hydraulikpumpen", Fa. Paul Wiegand GmbH, 2006, www.paulwiegand.de, Seite 24-29 und weitere Kapitel ohne Seitenangabe.

Erosion: Maßnahmen

5.5.1.4 Maßnahmen gegen Erosionsschäden

- Verwendung möglichst erosionsfester Werkstoffe, deren Eignung mit vergleichenden, **ausreichend betriebsnahen Untersuchungen** (z.B Auftreffwinkel, Geschwindigkeit, Partikelgröße, Partikelmaterial) nachzuweisen ist.

- **Bereits in der Entwicklungsphase** Optimierung und Nachweis ausreichender Erosionsfestigkeit der Maschine bzw. der erosionsbeanspruchten Komponenten. Dazu sind realistische, betriebsnahe Erosionstests unabdingbar.

- **Panzerung** besonders verschleißbeanspruchter Flächen in Strömungsmaschinen (Lit. 5.5.1.4-11). Abhängig von der kinetischen Partikelenergie (Bild 5.5.1.1-1) beispielsweise durch Aufspritzen mit WC/Co oder beschichten mit TiN, (vorzugsweise bei Titanlegierungen). Achtung: Am Strömungseintritt ist die Partikelenergie gewöhnlich deutlich größer als weiter hinten im Strömungskanal. Hier sind die Partikel beim Aufprallen bereits zerplatzt. Zusätzlich ist auf einen kompressionsbedingten Temperaturanstieg zu achten. In diesem Fall muss die Schicht auf ausreichende Temperaturbeständigkeit geprüft werden.

Weiter ist zu prüfen, ob die Schwingfestigkeit des Bauteils, z.B. der Schaufeln von Strömungsmaschinen durch solche Maßnahmen abgesenkt wird (Bild 4.2-4, Bild 4.2-5 und Bild 5.4.3.2-10). Dies kann bereits durch die unbeschädigte Schicht erfolgen (z.B. Zugeigenspannungen oder Kerbwirkung am Schichtrand). Nach Möglichkeit sollte Lage und Form der Panzerung erst nach einer Modalanalyse (Ermittlung der Schwingformen, Bild 5.4.3.1-4) festgelegt werden, um ein Zusammentreffen von Schichtgrenze und schwingformbedingter Beanspruchung zu vermeiden. **Bei spröden Schichten** besteht die besondere **Gefahr der Rissbildung** durch FOD oder größere Sandkörnchen (Bild 5.4.3.2-10) im Zusammenhang mit einemextremen Schwingfestigkeitsabfall!

- Galvanische Beschichtungen mit edlem Verhalten können bei Bauteilen wie Verdichterschaufeln aus korrosionsempfindlichen Werkstoffen (z.B. Al-Legierungen oder Cr-Stähle) zu Lokalelementen (Bild 5.6.1.1-2.1, Bild 5.6.1.2-3) und Lochfraß (Bild 5.6-2) führen. Dadurch kann ein unzulässiger Abfall der Schwingfestigkeit eintreten. Selbst wenn keine Korrosion eintritt, bedeuten die häufig in galvanischen Schichten (z.B. Cr- oder Ni-Schichten) vorhandenen Zugeigenspannungen eine Gefahr für die Schwingfestigkeit (Bild 4.2-4 und Bild 4.2-5).

- Lackierung bzw. Beschichtung mit geeigneten zähen PU-Lacken schützen am besten bei steilen Aufprallwinkeln (Bild 5.5.1.1-1) und sind durch ihre Temperaturempfindlichkeit in der Anwendung begrenzt. Typische Anwendungsfälle sind der Spinner oder die Fan-Austrittsleitschaufeln.

- Konstruktive Maßnahmen: zunächst ist der Eintrag erosiver Partikel durch geeignete Positionierung und Ausbildung des Ansaugbereichs zu minimieren (Lit. 5.5.1.4-11). Reicht dies nicht aus sind auf die Anwendung abgestimmte Filter zu erwägen (Lit. 5.5.1.4-12). Erosive Staubansammlungen sind bei rotierender Strömung **auf der Innenseite zylindrischer Gehäusewände** zu vermeiden (Bild 5.5.1.1-6 und Bild 5.5.1.1-7)

- Verwendung von **Abscheidern und Filtern** (Lit. 5.5.1.4-11). Diese haben jedoch den Nachteil, dass sie dem Ansaugluftstrom einen Widerstand entgegensetzen, der zu Lasten der Triebwerksleistung bzw. des Kraftstoffverbrauchs geht.

- Verwendung von **Vortex-Unterdrückungsvorrichtungen** (Bild 5.5.1.4-11), um das Ansaugen von Fremdkörpern und Staub von der Start-/Landebahn zu minimieren.

- Optimierung des Betriebs, z.B. der Rollwege (Beispiel 5.2.1.2-4).

- Geeignete Kontrollen des Verdichters (Boroskopinspektion der Beschaufelung und Gehäusewände) Erosion: Maßnahmen

Literatur zu Kapitel 5.5.1.4

- **5.5.1.4-1** D.L.Mann, D.V.Humpherson, "Helicopter Engine/Airframe Integration The Way Ahead", Paper des AGARD-Meetings on "Technology Requirements for Small Gas Tturbines", Montreal, Canada, 4th-8th October 1993, Seite 2-3 bis 2-5.
- **5.5.1.4-2** "V2500 designed for maximum core protection", Abbildung, Zeitschrift "Aircraft Engineering", May 1993, Seite 3.
- **5.5.1.4-3** J. Jeffrey, M. Lenorovitz, "CFM56 Powerplant Fixes Based on DC-8 Operations", Zeit-schrift "Aviation Week & Space Technology", February 14, 1983, Seite 32.
- **5.5.1.4-4** J.M. Lenorowitz, "CFM56 Powerplant Fixes Based on DC-8 Operations", Zeitschrift "Aviation Week & Space Technology", February 14, 1983, Seite 32.
- **5.5.1.4-5** "CFM56-2 Changed to Correct Problems", Zeitschrift "Aviation Week & Space Technology", November 1, 1982, Seite 35.
- **5.5.1.4-6** "NAVAIR Uses Russian Technology to Improve Marine Helo Reliability", http://somd.com/ news, Southern Maryland Online, 01 July 2006, Seite 1-5.
- **5.5.1.4-7** "Erosion Resistant Coatings for AGTR1500 Gas Turbine Engine Compressor System Powering Abrams M1A Tank Operating in Sand/Dust Environment", http://ctmaideas.ncms,org, "CTMA (Commercial Technologies for Maintenance Activities)", 7.7.2006, Seite 1-4.
- **5.5.1.4-8** P.Rodger, M.Duffles, "FCT (Foreign Comparative Testing Program) Erosion Resistant Coating Program", NAVAIR.
- **5.5.1.4-9** United States Patent 5702829, "Multilayer material, anti-erosion and anti-abrasion coating incorporating said multilayer material", http//:www.freepatentsonline.com, Anmeldung 04.36.1996, Seite 1-15.
- 5.5.1.4-10 E.Restrepo, V.Benavides, A.Devia, S.Olarte, M.Arroyave, Y.C.Arango, "Study of Multilayer Coatings of Ti/TiN/TiC Produced by Pulsed Arc Discarge", Zeitschrift: "Brazilian Journal of Physics, vol. 34, no. 4B, December 2004, Seite 1748 - 1751.
- **5.5.1.4-11** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik", ISBN 3-00-005842-7, 2000, Kapitel 5.2.1.2, Kapitel 5.2.1.3-9, und Kapitel 5.3.3.
- **5.5.1.4-12** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik", ISBN 3-00-008428-2, 2009, Kapitel 3.1.2.2.



Korrosion als Schädigung durch Reaktionen von Werkstoffen bzw. Maschinenelementen ist vom Konstrukteur bei der Auslegung und Gestaltung zu berücksichtigen. Das Problem ist jedoch die Vielzahl schadenswirksamer Einflüsse, der entsprechenden Fachbezeichnungen und Schadensmechanismen (Lit. 5.6-5). Dem Konstrukteur wird bei nicht ausreichender Erfahrung dringend geraten, einen Fachmann und die Fachliteratur in seinem Fall zu konsultieren. Dabei ist eine möglichst genaue Kenntnis des wahrscheinlichen Korrosionssystems erforderlich (Bild 5.6-1). Das gilt für den tatsächlich zum Einsatz kommenden Werkstoff (-zustand) und die relevanten Betriebseinflüsse wie Korrosionsmedium, Belastung in Höhe und Zeitverlauf und die Betriebstemperatur.

Es werden eine Vielzahl von Korrosionen unterschieden (Lit. 5.6-4):

- Medienbezogen: Atmosphärische Korrosion durch die Umgebungsatmosphäre. Als korrosives Medium ist insbesondere Meeresatmosphäre zu nennen. Weiter lassen sich dazu zählen:

Wasserlinienkorrosion bzw. Korrosion an der Kontaktlinie/Dreiphasengrenze Flüssigkeit/ Luft/Metall (Bild 5.6.1.2-7).

Wasserstoff-induzierte Korrosion in Wasserstoffatmosphäre bei erhöhter Temperatur. Schäden treten in unterschiedlichen Formen auf: **Entkohlung** (un- oder niedrig leg. Stähle), innere **Risse** (sauerstoffhaltige Kupferleg.) und **Blasen** (Al-Legierungen). Bei unlegierten und niedrig legierten Stählen spricht man von Druckwasserstoffangriff und Wasserstoffkrankheit.

- Gestaltungsbedingt: Spaltkorrosion tritt im Bereich von Spalten auf (Bild 5.6.1.1-2.1).
- Werkstoffbesonderheit: Selektive Korrosion beschränkt sich weitgehend auf bestimmte Gefügebestandteile. Hierzu gehören Spongiose (Grauguss), Entzinkung (Messing
- Legierungen), Entaluminisierung (Al-Cu-Legierungen), Ferrit- und Austenitkorrosion (Austenitische Stähle mit Ferritanteil), Korngrenzenangriff (Interkristalline Korrosion) und Seigerungskorrosion.
- Schadensmerkmale: Art des Angriffs (Bild 5.6-2 und Bild 5.6.1.1-1) wie flächig, Mulden, Lochfraß, interkristallin und transkristallin und Blasenbildung (z.B. Wasserstoffkrankheit).
- **Temperatur**: Es handelt sich in erster Linie um **Hochtemperaturkorrosion** (Kapitel 5.6.1.4). Dazu zählen schadensauslösende Oxidation/Verzunderung und Sulfidation.

Als Niedertemperaturkorrosion lassen sich Schwitzwasserkorrosion und Taupunktkorrosion (Säurekondensatkorrosion) dazu zählen. Dabei entsteht ein aggressives Kondensat, das als Elektrolyt wirkt.

 Belastungsabhängig: Grundsätzlich handelt es sich um Zugspannungen. Statische Belastung: Spannungsrisskorrosion (Kapitel 5.6.3.1). Dynamische Belastung: Schwingungsrisskorrosion (Kapitel 5.6.3.2);

- Zeitabhängig: Dazu zählt in erster Linie die sog. Stillstandskorrosion.
- Art der Entstehung. Hierzu gehören

Handschweißkorrosion an Bauteilen aus niedrig legierten Stählen wie Wälzlagern. Mikrobiologisch induzierte Korrosion in Wässern mit spezifischen Bakterien und Pilzen.

- Zusätzliche Schadensmechanismen

Erosionsunterstützt, sog. Erosionskorrosion (Bild 5.1-3, Kapitel 5.6.2).
Kavitationskorrosion (Bild 5.5.1.3-4)
Tropfenschlag (Bild 5.5.1.2-1 und Bild 5.5.1.2-5).
Reibverschleiß als Reibkorrosion/Reibrost (Bild 5.9.3-2)

Bild 5.6-1: Drei Haupteinflüsse, Korrosionsmedien, Werkstoff und mechanische Belastung bestimmen das Verhalten eines Korrosionssystems. Die mit sich überlappenden Kreisen gewählte Darstellung lehnt sich an Lit. 5.6-1 an. Die drei Haupteinflüsse sind wiederum durch eine Vielzahl verschiedener Bedingungen bestimmt (Skizze oben). Diese zeigen die Komplexität solcher Korrosionsvorgänge.

Die unteren drei Skizzen zeigen die Bedingungen für drei typische **rissbildende Korrosionsformen** (schwarze Felder). Wie zu erkennen ist, bedarf es zur Entstehung von **Spannungsrisskorrosion** (SpRK, engl. SCC = Stress Corrosion Cracking, Kapitel 5.6.3.1.1) des Zusammentreffens aller drei Haupteinflüsse. Ist eine dieser Bedingungen nicht vorhanden, z.B. fehlt ein ausreichendes Zugspannungsniveau bzw. Spannungskonzentration, kann keine SpRK eintreten.

Bei Schwingungsrisskorrosion (SwRK, Kapitel 5.6.4.2) ist zwar ein spezifisches Medium und eine ausreichende (Schwing-) Beanspruchung notwendig, ein besonderer Werkstoffzustand eines anfälligen Werkstoffs (z.B. 13% Cr-Stähle im typischen Anwendungszustand) ist dafür jedoch nicht Voraussetzung. Bei interkristalliner Korrosion (IK, Bild 5.6.1.1-1 und Bild 5.6.1.1-4) ist ein empfindlicher Werkstoff und ein spezifisches Medium notwendig, eine spezifische mechanische Mindestbelastung ist jedoch nicht Voraussetzung für einen solchen Korrosionsangriff.

Bild 5.6-2 (Lit. 5.6-1): Korrosion kann in unterschiedlichen **Erscheinungsformen** auftreten. Dies soll hier an Hand schematischer metallografischer Querschliffe gezeigt werden (Skizzen unten).

In der Tabelle oben ist das Korrosionsverhalten typischer metallischer Werkstoffe des modernen Maschinenbaus zusammengefasst.

Flächige Korrosion wird beobachtet, wenn keine Zugspannung vorhanden ist oder diese in einem Anfangsstadium noch nicht wirkt. Man beobachtet die Bildung einer Schicht von Korrosionsprodukten besonders bei niedrig-/ unlegierten Stählen wie Bau- und Kohlenstoffstählen. Die Abzehrung verändert zwar die Geometrie und führt zur Schwächung durch Querschnittsabnahme, die Kerbwirkung ist jedoch bei zusätzlicher dynamischer Beanspruchung eher nicht Hauptursache eines Versagens.

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Einführung



Lochfraß zeichnet sich durch örtlichen Angriff der Oberfläche in Form von Grübchen (engl. Corrosion Pittings) aus. Betroffen sind besonders sog. korrosionsfeste, hochlegierte Stähle wie martensitische 13%-Cr-Stähle (Vergütungsstahl) oder austenitische Cr-Ni-Stähle. Gefährdet ist sog. nicht stabilisierter (ohne Ti oder Nb, Bild 5.6.1.1-1 und Bild 5.6.1.1-4) CrNi18/8-Stahl. Bei diesen können im Extremfall Grübchen als feine Löcher von wenigen zehntel Millimetern (Nadelstichkorrosion) selbst durch dickere Bleche dringen und Undichtigkeit hervorrufen (Wärmetauscher, Kessel). Die Ursache ist eine örtliche Elementbildung, meist auf Grund einer werkstoffspezifischen Inhomogenität. Es ist damit zu rechnen, dass die Kerbwirkung der Grübchen die Schwingfestigkeit bis zur Schadensursache absenkt.

Interkristalliner Angriff (IK) verläuft entlang der Korngrenzen. Ursache ist eine besondere Empfindlichkeit der Korngrenzen durch Anreicherungen korrosionsfördernder oder Verarmung korrosionshemmender Legierungsbestandteile. IK kann werkstoffbelastungs- und mediumspezifisch bei allen Korrosionsarten auftreten. Er wird besonders bei unbelasteten hochlegierten austenitischen Stählen vom Typ CrNi18/8 ohne Ti und Nb-Zusätze im Bereich ungünstiger Gefügezonen längs von Schweißnähten (wärmebeeinflusste Zone) beobachtet. Transkristallin verlaufen Trennungen durch die Kristalle/Körner. Dieses Schädigungsbild findet man bei SpRK und SwRK, insbesondere wenn das mechanische Belastungsniveau hoch ist. Nimmt die Spannung nach innen ab sind Verästelungen an der Risspitze typisch.

Korrosionsverhalten ausgesuchter Werkstoffe des Maschinenbaus										
Werkstoff	Typ / Beispiel	Halbzeug		Schaufeln		Den	lse	Verhalten	bevorzugte Korrosionsarten in	
		Knet Schm.	Guss	Rotor	Leit	Scheił	Gehäu	wässriger Korrosion	unterschiedlichen Korrosionsmedien	
niedrig legierte Stähle	Vergütungs- stähle	*	*			*	*		flächig, Mulden, Lochfraß	
Cr-Stähle	10-13% Cr	*	*	*	*	*	*		Lochfraß, SpRK, SRK	
Cr/Ni- Stähle	18/9, A-286	*	*		*		*	+	Lochfraß, IK	
Fe-haltig mit hohen Cr- und Ni- Anteil	IN 718	*	*			*		++++	IK (in Ätzbädern)	
Ni-Legierungen	Nimonic Waspalloy	*		*		*	*	+++	IK (in Ätzbädern) Lochfraß (Ag beteiligt)	
Ti-Legierungen	TiAl6V4	*	*	*	*	*	*	+++	SpRK (bei Cl ab 300°C) Meersalz ab 500°C	
Al-Legierungen	AlCuMg	*	*	*	*		5 *	0	SpRK, Lochfraß, flächig	
Mg-Legierungen	MgTh		*			\vec{b}	*		Flächig, Lochfraß Meersalzeinwirkung	
Be-Legierungen	BeCu	*	O	×				0	SpRK, Lochfraß, flächig (entsprechend Al-Leg)	
C-Faser mit org Matrix (CFK)	cobr gut this			*			*	+++	wirkt bei Kontaktkorrosion als Kathode ("edel")	
	senr gut +++	++	+	0	-	-		scniechi	. ,	

Erscheinungsformen der Korosion im metallografischen Querschliff.

	Korrosiuonsangriff	Flächig	Lochfraß	Interkristallin	Transkristallin
	Metallografischer Querschliff				
	Belastungseinfluss/ Korrosinsart	- ohne	- ohne Lochfraß	- ohne IK, Kornzerfall - statisch SpRK - Schwingend SwRK	- ohne - statisch SpRK - Schwingend SwRK
	Bildnachweis	Bild 5.6.1-2	Bild 5.6.1-2 Bild 5.6.1-3 Bild 5.6.1.2-2 Bild 5.6.1.2-3 Bild 5.6.4.2-2	Bild 5.6.1-7 Bild 5.6.1-8 Bild 5.6.1-9 Bild 5.6.4.1.1-7 Bild 5.6.4.1.2-2 Bild 5.6.4.1.2-3	Bild 5.6.4.1.1-7 Bild 5.6.4.1.1-8 Bild 5.6.4.2-2
B	ild 5.6-2	1	1	1	

Bildbeschreibung vorhergehende Seite

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Einführung

Bimetallkorrosion



Bild 5.6-3 (Lit. 5.6-2): Die sog. Bimetallkorrosion ist ein häufig auftretendes Problem in Form einer Elementbildung (Bild 5.6-5 und Bild 5.6.1.1-3). Typisch ist die Kombination eines verzinkten Stahls mit einem austenitischen/'rostfreien'. Die Stärke der Korrosion ist vom Verhältnis der elektrolytbenetzten Fläche der korrodierenden Anode zur 'edleren' Kathode bestimmt. Je kleiner die Anode um so heftiger der Angriff (Skizze links unten). Bei einer kleinen korrosionsfesten Fläche ist die Korrosion an der Anode dagegen gering (Skizze links oben)

Diese Anordnung findet man besonders häufig an der Infrastruktur von Bauten und Anlagen. *Hier sind Geländer und Plattformen betroffen (Skizzen rechts).*

Oben ist der Fall einer kleinen Kathodenfläche in Form einer Verschraubung aus austenitischem Stahl dargestellt. Die große Anodenfläche wird von dem verzinkten Rohr und der Aufstandsplatte gebildet. Als Elektrolyt wirkt Feuchtigkeit aus der Umgebung (Regen, Schwitzwasser). Korrosion beobachtet man lediglich in einer kleinen Zone um die Auflage der Mutter. Man unterscheidet den für die Schutzwirkung unvermeidlichen Anfangszustand "Weißrost" (Zn-Oxide) vom Endzustand' "Rotrost" in dem die Zinkschicht bis zum Grundwerkstoff aufgelöst ist (Bild 5.6-4).

Bimetallkorrosion an verzinkten Rohrleitungen des Maschinenbaus (z.B. Hydraulikrohre).



Ist die verzinkte Kontaktfläche (Mutter, Beilage) der Verschraubung klein kommt es zur schnellen Auflösung der Zinkschicht und Rotrostbildung (Skizze rechts unten).

Bild 5.6-4 (Lit. 5.6-3): In vielen Anlagen des Maschinenbaus (z.B. Hydraulik, Motoren) und der Haustechnik (Heizung und Brauchwasser) werden verzinkte Stahlrohre verwendet. Wird gegebenenfalls nur eine Passivierung (z.B. Chromatschicht) beschädigt (Kratzer beim Handling) kommt das Zink schützend zur Wirkung. Das zeigt sich als grauer Schleier, dem sog. Weißrost entsprechend Bild 5.6-3. Dieser ist zwar optisch oft unerwünscht, jedoch technisch unproblematisch und zeigt die Wirksamkeit des Korrosionsschutzes. Ist die Zinkschicht jedoch durchbrochen beobachtet man Rotrost vom Angriff des Grundmaterials. In dieser Phase beschleunigt sich der Verzehr der kathodisch schützenden Zinkschicht die zusätzlich unterwandert werden kann.

Bild 5.6-5 (Lit. 5.6-2): Bimetallkorrosion erfordert Voraussetzungen ("A"). Leider sind diese in der Praxis häufig erfüllt. Das gibt jedoch Hinweise wie sich diese Korrosionsform vermeiden bzw. beherrschen lässt ("B"). Von besonderer Bedeutung ist der elektrische Widerstand des Elektrolyts ("C"). Je höher dieser um so geringer die Bimetallkorrosion. Der Spezifische Leitwiderstand für verschiedene Wässer ist in "F" angegeben.

Die 'Praktische Spannungsreihe' ("D") gibt das Korrosionsverhalten metallischer Konstruktionswerkstoffe (meist Legierungen) in Meerwasser an. Dies gilt sowohl für den direkten Kontakt wie im Schiffs- und Offshorebetrieb als auch für Schwitzwasser in Meeresatmosphäre.

Einen Eindruck standortspezifischer Korrosionsbelastung von Anlagen für den Zeitraum eines Jahres gibt "E".

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Einführung

"Bimetallkorrosion" wird besonders bei Mischbauweisen aus austenitischem 'Rostfreiem' Stahl mit anderen Metallen beobachtet.



Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Einführung

Biofilme


Bild 5.6-6 (Lit. 5.6-6 und Lit. 5.6-8): **Biofilme** machen sich gewöhnlich als **Schleimschicht**/ **Belag** aus Algen, Pilzen, Bakterien und Einzellern bemerkbar. Diese Schichten können auf allen Grenzflächen (Substratum) entstehen und dort anhaften.

- Gas- und Flüssigphase (z.B. Wasserspiegel an Luft).
- Flüssig- und Festphase innen (Rohr- und Behälterwandungen)und außen (z.B. Rohre im Erdboden, Bild 5.6.1.2-8 und Bild 5.6.1.2
 -9), Schiffsrümpfe, Membranen von Wasseraufbereitung und Entsalzungsanlagen (z.B. Umkehrosmose).

- Flüssigkeit und Flüssigkeit wie Kraftstoff oder

Öl am Übergang zu Wasser als Tröpfchen oder Wasserspiegel (Band 2 Bild 8.3-5).

Die Bildung von Biofilmen läuft in 3 Hauptphasen ab.

"I" Inkubationsphase teilt sich in 4 Phasenschritte ("I1", "I2", "I3", "I4") auf, muss jedoch nicht immer vorhanden sein. Sie entsteht durch Anlagerungsvorgänge organischer Teilchen die dann von Mikroorganismen besiedelt werden.

"A" Akkumulationsphase beschreibt den Vorgang bei dem Mikroorganismen organische Substanzen der Schicht als Nahrung nutzen. Zellvermehrung führt zum weiteren Schichtaufbau.

"E" *Existenzphase* liegt vor wenn ein *Gleichgewicht* zwichen abragenden und aufbauenden Vorgängen und damit eine mittlere Filmdicke erreicht ist.

Im Folgendn wird eine Auswahl von Schädigungen und Problemen (Rahmen unten rechts) näher betrachtet.

"Biokorrosion" von Polymeren: Das in dem Biofilm gebundene Wasser bildet zusammen mit sauren Stoffwechselprodukten organische (Essigsäure, Glikolsäure, Oxalsäure, Zitronensäure und Bernsteinsäure), und anorganische (Schwefelsäure, Salpetersäure) Säuren. Diese sind in der Lage Kunststoffe in Form von Anfressungen, Rissbildung und Alterung (Verprödung durch Entziehen von Weichmacher) gefährlich zu schädigen.

"Biokorrosion" von Metallen (mikrobiell induzierte Korrosion = MIC): Gefährdet sind nahezu alle Metall außer Titan und Nickel-Cadmium (hochgiftig, verboten!). Die schützende Passivschicht der Metalle wird von sauerstoffaufnehmenden (aeroben) Schichtbestandteilen ("Eisenoxidierern") geschädigt. Diese ungeschützten Stellen werden von Bestandteilen (anaerob) die mit Schwefelverbindungen (Sulfaten) reagieren angegriffen. Ein solcher Korrosionsvorgang bestimmt schätzungsweise deutlich über 1/5 aller Korrosionsschäden. Geschädigt werden unerwarteter Weise auch austenitische CrNi-Stähle (rostfreie' Stähle vom Typ CrNi 18/8).

MIC wird ebenfalls von säurebildenden Bakterien verursacht mit einer deutlichen örtlichen Absenkung des PH-Werts. Dagegen sind selbst korrosionsunempfindliche Metalle wie Kupfer und 'Edelstähle' (siehe oben) nicht sicher.

"**Biofouling**" bezeichnet pysikalisch störende Biofilmablagerungen. Zu den unerwünschten Effekten gehören

- Wärmeiisolation senkt zusammen mit einer Beeinträchtigung der Strömung den Wirkungsgrad von Kühlern und Wärmetauschen.

- Verstopfung von Strömungsquerschnitten bis zu mehreren Zentimetern Weite.

- **Blockieren** von Filtern (Ultrafiltration) und Trennmembranen.(Umkehrosmose).

- Erhöhung des **Strömungswiderstands** (z.B. an getauchten Oberflächen wie Schiffsrümpfen.

- Beeinflussung von Sensoren durch Isolation, Strömungsstörung und Verstopfung.

Schwefelanreicherung im Kraftstoff (Band 2 Bild 8.3-5) kann zu Sulfidation (Band 1 Bild 5.6.1.4.1-3) an Verbrennungsgas beaufschlagten Metallflächen führen. Ein weiteres Problem ist das Blockieren (Fressen Band 1 Kapitel 5.9.2) versilberter Geleitflächen in Reglern und Ventilen (Bild 8.3-4).

Literatur zu Kapitel 5.6

- **5.6-1** John Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung", Beitrag in "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", Herausgeber G. Lange, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Seite 291-311.
- **5.6-2** N.Arlt, A.Burkert, B.Isecke, "Edelstahl Rostfrei in Kontakt mit anderen Werkstoffen", Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, Merkblatt 829, Auflage 2005, www.edelstahl-rostfrei.de, Seite 1-12.
- **5.6-3** H.Wetteborn, "Hydraulische Leitungstechnik Ein Praxishandbuch", © Fa. HANSA-FLEX Hydraulik GmbH, 1. Auflage 2008, ISBN 978-3-88808-703-5, Seite 330 und Seite 331.
- **5.6-4** P. Forchhammer, "Korrosionsschäden an metallischen Werkstoffen ohne mechanische Belastung", Beitrag in "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", Herausgeber G. Lange, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Seite 263-289.
- **5.6-5** W.G. Ashbough, "Corrosion Failures", ASME, Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11"Failure Analysis and Prevention", Ausgabe 1986, Seite 172-224.
- 5.6-6 "Biofilm", http://de.wikipedia.org/wiki/Biofilm, 14.12.2011, Seite 1-10.
- **5.6-7** K-J.Heinemann, "Kunststoffkorrosion gibt's das wirklich? Umgebungseinflüsse auf Kunststoffe und ihre negativen Folgen", Beitrag in Zeitschrift IKZ-Haustechnik, usgabe 4/2004, Seite 24 ff., http://www.ikz.de, Seite 2 - 4.
- 5.6-8 M.Matienssen, "Leistungen immobilisierter Mikroorganismen bei der Eliminierung von Umweltschadstoffen", Internetbeitrag: undoc.bibliothek.uni-halle.de/habil-halle-online/01/01H090/1.pdf, Abschnitt 3, "Die Bedeutung von Biofilmen in Natur und Technik", Seite 3-13.

5.6.1 Korrosion ohne mechanische Beanspruchung

5.6.1.1 Grundlagen



Unter Korrosion ohne mechanische Beanspruchung werden hier Korrosionsformen verstanden, bei denen eine mechanische Beanspruchung für den Korrosionsvorgang selbst nicht schadensrelevant ist. Dabei ist nicht gesagt, dass es nach oder während der Korrosionsschädigung zu einer mechanischen Überlastung kommen kann. Ein Beispiel ist eine Überlastung als Folge einer Querschnittsschwächung oder durch die Kerbwirkung von Korrosionsgrübchen. Korrosionsformen ohne mechanische Belastung treten häufig im Zusammenhang mit einer Elementbildung bei Kontakt mit einem anderen Bauteil und/oder an einer Verunreinigung (z.B. Abrieb) oder einer oberflächennahen Werkstoffinhomogenität auf. Das häufigste Korrosionsmedium ist Feuchtigkeit mit Ablagerungen aus Meeresatmosphäre. Dabei ist zu berücksichtigen, dass diese Bedingungen auch in relativ großer Entfernung vom Meer vorliegen können. Beispielsweise gilt dies für Westeuropa. Aber auch Wartungs- und Fertigungsprozesse können korrosiv wirkende Medien einwirken lassen. In der Fertigung oder bei einer Reparatur besteht eine erhöhte Gefahr für das ungeschützte Bauteil bei dem schützende Beläge noch fehlen oder entfernt wurden.

Durch die Verwendung neuer Werkstoffe wie kohlefaserverstärkte Kunststoffe oder metallpulvergefüllte Kunststoffe kann bei Kontakt mit Titan- und Nickellegierungen, beispielsweise in Ätz- und Reinigungsbädern der Überholung und Reparatur, Korrosion auftreten.

Die Verwendung von chemisch edlen Panzerungen (zur Minimierung von Verschleiß (z.B. WC/Co) und Erosionsschutzschichten (z.B. TiN) auf Stählen und Al-Legierungen kann an Übergängen zu Elementbildung und Lochfraß führen.



Bild 5.6.1.1-1 (Lit. 5.6.1.1-1): Die Darstellung lehnt sich an die angegebene Lit. an. Örtlich angreifende Korrosionsformen bilden Kerben und erhöhen damit die Beanspruchung des Bauteils. Dies führt insbesondere zu einer merklichen Abnahme der Schwingfestigkeit des Bauteils.

Lochfraßkorrosion (engl. pitting corrosion, Bild 5.6-2): Diese Korrosionsform tritt dann ein, wenn Cl-Ionen die Passivschicht an der Oberfläche durchbrechen und den Grundwerkstoff aktivieren können. Solche Bereiche einer geschwächten Passivschicht können sich z.B. an Oberflächenverunreinigungen wie Fremdmetallaufschmierungen oder Werkstoffinhomogenitäten bilden. Lochfraß bzw. Lochfraßkorrosion (oben links) tritt besonders bei Cr-Stählen (z.B. an der Beschaufelung von Verdichtern älterer Triebwerkstypen) auf, wenn kein ausreichender (möglichst kathodischer) Korrosionsschutz vorhanden ist.

Ein besonderes Problem sind dünne Oxidationsschichten (Anlauffarben bis zum Zunder, Bild 5.6.3.1.1-3) auf Grund von Wärmeeinwirkung durch Fertigungsprozesse oder durch den Betrieb. Dies sind bei CrNi-Stählen chromreiche Oxidschichten deren Cr dem benachbarten Grundmaterial entzogen wurde (siehe auch Bild 5.6.1-6) was zur Korrosionsanfälligkeit führt. Solche Oxidschichten zeigen eine mikrorissige Struktur und lassen den Cl-reichen Elektrolyten auf den korrosionsempfindlichen Grundwerkstoff einwirken und Lochfraß erzeugen.

Spannungsrisskorrosion (SpRK, engl. Stress Corrosion Cracking, Kapitel 5.6.3.1.1): Diese Korrosionsform (Skizze oben Mitte) kann sowohl transkristallin (austenitische Cr/Ni-Stähle vom Typ 189) als auch interkristallin (z.B. Typ 13% Cr-Stähle) erfolgen. Die Voraussetzungen für SpRK sind in Bild 5.6.1-1 beschrieben. Es erfolgt eine aktive Werkstoffauflösung im Rissgrund. In vielen Fällen lassen sich im Mikrobereich typische Merkmale für den Einfluss von Wasserstoff erkennen (Bild 5.7.1-2). Der Wasserstoff entsteht beim chemischen Auflösungsprozess und dringt entsprechend einem anschaulichen Modell in das geweitete Gitter an der nicht durch eine Passivschicht geschützten Rissspitze ein. Wird das Risswachstum durch den Wasserstoffeinfluss unterstützt, kann dies zu scheinbar spontanen Brüchen führen. Allgemein gilt, dass die SpRK-Empfindlichkeit eines Werkstoffes entsprechend seiner Festigkeit bzw. seiner Härte ansteigt.

Interkristalline Korrosion (IK, engl. Intergranular Attack, Bild 5.6.1.1-4): Dieser korrosive Korngrenzenangriff (Skizze oben rechts) beruht auf einer Empfindlichkeit des Korngrenzenbereichs. In dieser Zone ist der zum Korrosionsschutz notwendige Legierungsbestandteil meist nicht ausreichend in einer für den Korrosionsschutz notwendigen Form vorhanden. Typisch ist bei sensibilisierten CrNi-Stählen (Typ Cr Ni 189), dass das Cr in Form von Karbiden im Korngrenzenbereich gebun-

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Grundlagen

den ist und so nicht mehr für die Bildung einer schützenden Passivschicht zur Verfügung steht. Eine solche Sensibilisierung kann sowohl bei hohen Betriebstemperaturen eintreten (Lit. 5.4.2.2-1, Bild 4.5.1-1, Bild 5.6.1.1-4 und Bild 5.6.1.1-5), als auch während der Fertigung bei ungünstiger Wärmebehandlung oder im Bereich der Wärmeeinflusszone einer Schweißung. Voraussetzung für die Sensibilisierung ist eine zusammensetzungsabhängige Empfindlichkeit des Werkstoffes. Durch den Zusatz geringer Mengen starker Karbidbildner wie Ti, Nb oder Ta kann ausreichend Cr für den Korrosionsschutz frei bleiben.

Spaltkorrosion (Skizze links unten, siehe auch Bild 5.6.1.1-2.1): Damit sich eine ausreichend schützende Passivschicht bilden kann, muss ein ausreichendes Sauerstoffangebot aus der Umgebung gewährleistet sein. In Spalten ist dieses Angebot häufig nicht vorhanden. Deshalb kann das Korrosionsmedium (z.B. Cl-Ionen) diese geschwächte Passivschicht örtlich durchbrechen (1. Phase). Es entstehen anfangs lochfraßartige Grübchen. Diese erweitern sich (2. Phase) nach dem die entstandenen Korrosionsprodukte den Spaltbereich weiter aktivieren. Spaltkorrosion wird durch Elementbildung, d.h. den Kontakt von Oberflächen, die in der elektrolytischen Spannungsreihe deutlich auseinander liegen (siehe Bild 5.6.1.1-3) unterstützt.

Seigerungskorrosion: Beim Erstarren einer Legierungsschmelze findet zumindest im Mikrobereich eine teilweise Entmischung bzw. Konzentration von Legierungsbestandteilen statt. Bei Schmiedeteilen ermöglicht die Feinkörnigkeit und die Verformung die Korrosion in vielen Mikrobereichen innerhalb einer größeren Zone. Gefährdet sind z.B. Walzprodukte bei denen eine Seigerungszone an der Oberfläche austritt. Bei Gussteilen aber auch bei Schweißungen können die Zonen ungleichmäßiger Legierungszusammensetzung sehr viel größer sein.



Bild 5.6.1.1-2.1: Werden korrosionsbeanspruchte Bauteile, insbesondere aus unterschiedlich korrosionsempfindlichen Werkstoffen gefügt, so besteht im Kantenbereich (Skizze links) die besondere Gefahr der Spaltkorrosion. Diese kann noch gefördert werden, wenn auf Grund von elastischen Verformungen Mikrobewegungen zwischen den Kontaktflächen auftreten, welche isolierende Schutzschichten schädigen. Lose anliegende Flächen und Schweißspalte (Bild 5.6.1.2-1) können über eine Kapillarwirkung den Elektrolyten einsaugen und festhalten, was zu einer Korrosion hohler Strukturen von innen nach außen führen kann. Dadurch wird das Schadensausmaß erst sehr spät sichtbar, unter Umständen erst dann, wenn Querschnittsschwächungen eingetreten sind, die zum spontanen Versagen des Bauteils führen. Die Stärke des Spaltkorrosionseffektes ist auch vom Flächenverhältnis im Korrosionsbereich von korrodierender (klein) zu korrosionsfester Fläche (große Fläche) abhängig. Verunreinigungen können sog. Lokalelemente bilden. Unter einem Lokalelement (zweite Skizze von links) versteht man ein kleinflächiges

Korrosionselement, dessen wirksame Elektrodenfläche im Bereich von Bruchteilen eines Quadratmillimeters liegen kann. Hierbei kann es sich sowohl um örtliche Materialverunreinigungen oder Gefügeunterschiede handeln, als auch um Deckschichten, Ablagerungen von Fremdmaterial, örtlich verfestigte oder in der Oberflächenstruktur veränderte Bereiche.

Kontaktkorrosion ist immer dann zu erwarten, wenn Bauteile aus verschiedenen Werkstoffen miteinander in leitende Verbindung gebracht werden. Die Korrosion ist im allgemeinen umso stärker, je weiter die Position der Werkstoffe bzw. von deren Elementen in der elektrolytischen Spannungsreihe auseinander liegt. Diese Werkstoffkombination bildet dann ein galvanisches Element, aus Anode (es überwiegt die anodische Metallauflösung), Kathode (vergleichsweise zum Anodenwerkstoff keine oder geringe Metallauflösung) und Elektrolyt (dritte Skizze von links, siehe auch Bild 5.6.1.1-3). Der metallische Kontakt kann durch das Anliegen der Oberflächen geschaffen werden, er kann aber auch an Schweißungen und Lötun-



gen gegeben sein. Es können aber auch auf Metallflächen z.B. durch Bearbeitungs- oder Montagewerkzeuge **Fremdmetalle aufge**schmiert werden.

Von einem **Belüftungselement** (Skizze rechts, "Evans Element") spricht man, wenn ein Elektrolyttropfen auf einer Metalloberfläche liegt. Im Bereich des Tropfens erfolgt ein verstärkter Korrosionsangriff, während an der Peripherie, wo ein höheres Sauerstoffangebot vorliegt, ein immuner Bereich entsteht. Typisch für diese Korrosionsform ist die Handschweißund Schwitzwasserkorrosion auf Wälzlagern, gekennzeichnet durch einen Korrosionsring um jedes Tröpfchen. **Bild 5.6.1.1-2.2** (Lit. 5.6.1.1-10): Die häufigste Korrosion an nicht korosionsfesten Stählen (ferritisch, martensitisch) tritt in Form von Lokalelementen des Werkstoffs auf (Bild 5.6.1.1-2.1). Es handelt sich in erster Linie um zwei chemische Reaktionen:

Sauerstoffkorrosion: An den anodischen Bereichen gehen positiv geladene Eisenionen in Lösung. An den kathodischen Bereichen bilden sich aus Sauerstoff des Wassers, dank Elektronen aus dem Eisen negative OH-Ionen. Es kommt mit den Eisenionen zu chemischen Verbindungen die als **Rost** bezeichnet werden. Diese Korrosionsform findet man vorzugsweise im sog. Belüftungselement (Bild 5.6.1.1-2.1).

Korrosion durch Wasserstoffionen beobachtet man an Bauteilen aus Eisen in sauren Böden. Hier führen die bei der Eisenauflösung frei werdenden Elektronen zur Bildung von Wasserstoff (Bild 5.7.1-4).



Bild 5.6.1.1-3: Eine wichtige Rolle spielt die Kontaktkorrosion bei form-, reib- (z.B. Verschraubung) und stoffschlüssig (z.B. Lötung) gefügten Bauteilen. Sie steht im Zusammenhang mit der sog. Elementbildung. Stehen zwei Metalle miteinander in metallischem Kontakt und erfolgt dies unter Einwirkung eines Elektrolyten (üblicherweise eine leitende Flüssigkeit), so geht das unedlere Metall verstärkt in Lösung. Die Auflösung nimmt mit der Potenzialdifferenz beider Metalle zu (Elektrochemische Spannungsreihe, Diagramm unten). Der steigende Einsatz C-Faser-verstärkter Kunststoffe (CFK) muss in diesem Zusammenhang erwähnt werden. C-Fasern verhalten sich in ihren elektrochemischen Eigenschaften wie edle Metalle und können so z.B. im Kontakt mit Al-Legierungen zu starker Korrosion führen. Aus diesem Grund müssen bearbeitete **CFK-Flächen** (freiliegende, angeschnittene C-Fasern) durch eine elektrisch isolierende Zwischenschicht von korrosionsempfindlichen Werkstoffen getrennt werden, oder dürfen nur mit korrosionsunempfindlichen Metallen (z.B. Ti-Legierungen) gefügt werden.

Kontaktkorrosion wird durch eine geeignete Werkstoffauswahl wie sie das Schaubild zeigt, und/oder durch die elektrisch isolierende Trennung der Metalloberflächen verhindert. Dies geschieht durch überlegte konstruktive Gestaltung, mit der rechtzeitig korrosionsfördernde Anordnungen vermieden werden, die zu Spaltund/oder Kontaktkorrosion führen würden. So sind z.B. Anordnungen äußerst korrosionsfördernd, die eine Verbindung von Bauteilen aus Metallen unterschiedlichen Potenzials so vorsehen, dass ein metallischer Kontakt eintreten kann. Bei Kontaktkorrosion ist für den Korrosionsangriff häufig nicht die Potenzialdifferenz der reinen Kontaktmetalle entscheidend, sondern Potenzialdifferenzen, die durch sogenannte "praktische Spannungsreihen" als Korrosionspotenziale in praxisnahen Medien angegeben werden können. Für die "praktische Potenzialdifferenz" sind Einflüsse wie Deckschichtbildung, Elektrolyt-zusammensetzung und Elektrolyttemperatur von besonderer Bedeutung.

Anmerkungen zum Schaubild:

- "1" Diese Metallkombination wird trotzdem im (auch ohne Schutz) Triebwerksbau angewandt.
- "2" Die Teile sollten lackiert sein.
- "3" Wird bei Rotor- und Gehäuseverschraubungen häufig ungeschützt angewandt.
- "4" Im Triebwerksbau bei Rotorverschraubungen ohne bekanntgewordene Probleme angewandt.
- "5" Voraussetzung für eine erfolgreiche Anwendung sind dichte Schichten.
- **"6"** Versprödungsgefahr durch Diffusionsvorgänge.
- "7" Problematisch bei durchlässigen Schichten (Beschädigungen, Risse, Porosität).



Bild 5.6.1.1-4 (Lit. 5.6.1.1-3): Gefährdet sind nicht ausreichend stabilisierte, "sensibilisierbare" CrNi-Stähle, die in korrosionsbeanspruchten geschweißten und/oder wärmebehandelten Bauteilen nicht mehr angewandt werden sollten. Sie sind gegenüber einem Korrosionsangriff entlang der Korngrenzen (IK) besonders empfindlich. Die Sensibilisierung beruht auf einer Cr-Verarmung des Korngrenzenbereichs durch Cr-Karbidbildung (siehe Bild 5.6.1.1-1). Dies gilt auch für Lochfraß der von Korngrenzen ausgeht. Eine Sensibilisierung kann bei unstabilisierten Werkstoffen (ohne zusätzliche Karbidbildner wie Nb oder Ta) auftreten. Der korrosionsempfindliche Gefügezustand ist abhängig von der Temperatur und der Erwärmungszeit (Rahmen unten). Ist die Temperatur sehr hoch, z.B. bei einer Schweißung, genügen entsprechend kurze Zeiten (Sekunden) für eine Sensibilisierung. Sind die Temperaturen relativ niedrig, dies gilt z.B. für Betriebstemperaturen, kann das mehrere hundert Stunden dauern. Solche Prozesse können zu Langzeitschäden an Bauteilen führen, die als Neuteile alle Anforderungen gegenüber einem interkristallinen Korrosionsangriff erfüllt haben (Bild 5.3-3). Denkbar ist auch, dass bestimmte Ätzverfahren die sich an Neuteilen bewährt haben bei Reparaturen an gelaufenen Bauteilen Probleme machen. Bei Wärmebehandlungen im mittleren Temperaturbereich genügen für empfindliche Werkstoffe Minuten bis Stunden für eine Sensibilisierung. Durch Beachtung der Sensibilitätsgrenzen ist das Schadensrisiko minimierbar (Diagramm unten rechts).

Bild 5.6.1.1-5 (Lit. 5.6.1.1-3, Lit. 5.6.1.1-4 und Lit. 5.6.1.1-5): Um den Bereich einer Schweißnaht sind oft mehrere Korrosionsarten zu beobachten. Deshalb ist dieser Bereich zur Beschreibung häufiger Korrosionsmechanismen besonders geeignet. Die Bilddetails wurden Schadensfällen aus der Literatur nachempfunden.

Die obersten drei Skizzen zeigen Korrosionsformen, die sich auch ohne merkliche mechanische Beanspruchung ausbilden können (Bild 5.6-2). Flächige Korrosion tritt in Bereichen auf die für das einwirkende Korrosionsmedium empfindlich sind. Dabei zeigt die betroffene Oberfläche keine ausgeprägte Empfindlichkeit einzelner Gefügebestandteile im Mikrobereich. Das führt zu einem weitgehend gleichmäßigen Abtrag der Naht selbst (oben) und/oder der Wärmeeinflusszone.

Liegt eine örtlich konzentrierte Korrosionsbeanspruchung vor, wie z.B. durch Elementbildung um Verunreinigungen oder Gefügeinhomogenitäten, so kann ein grübchenbildender Korrosionsangriff erfolgen (Korrosionsgrübchen, Lochfraß, Korrosionspittings).

Bei rissartigen Korrosionsformen hängt das Rissbild stark vom mechanischen Spannungszustand im Korrosionsbereich ab (Bild 5.6.1.1-1 und Bild 5.6.1.1-2.1).

Interkristalline Korrosion (IK, Bild 5.6.1.1-4 und Bild 5.6.1.1-2.1) tritt entlang korrosionsempfindlicher Korngrenzen auf. Diese Empfindlichkeit kann auf einer "Sensibilisierung" beruhen. Hierzu ist ein bestimmter Temperaturbereich notwendig. Interkristalline Korrosion kann durch Zugspannungen unterstützt werden. Spannungsrisskorrosion (SpRK, Kapitel 5.6.3.1) benötigt neben einem für ein spezifisches Korrosionsmedium empfindlichen Werkstoff bzw. Werkstoffzustand eine ausreichend hohe Zugbelastung (Bild 5.6-1).

Schwingungsrisskorrosion (SwRK, Kapitel 5.6.3.2) stellt sich in Zusammenwirkung eines korrosiven Angriffs mit einer schwingenden Beanspruchung ein. Bruchausgänge werden meist von Kerben bzw. Korrosionsgrübchen gebildet (Bild 5.6.-2 und bild 5.6.1.1-1)



Bild 5.6.1.1-6 (Lit. 5.6.1.1-8 und Lit. 5.6.1.1-9): Die Korrosionsempfindlichkeit einer von Flüssigkeit umströmten Fläche kann in hohem Maβ von der Strömungsgeschwindigkeit beeinflusst sein. Bei reiner Flüssigkeitsströmung kann man von strömungsunterstützter (strömungsbeeinflusster) Korrosion sprechen.

Dagegen erfordert **Erosionskorrosion** (DIN-Norm 50 900) Feststoffpartikel, bei denen es sich auch um Korrosionsprodukte handeln kann. Steigt diese an, verstärkt sich gewöhnlich der Angriff. Die Diagramme unten zeigen das typische Verhalten eines niedrig legierten Stahls (Lit. 5.6.1.1-5) und von Cu-Legierungen für Rohre von Wärmetauschern (Lit.5.6.1.1-9). Der Schadensmechanismus wird mit dem strömungsbedingten Abtransport der Reaktionsprodukte erklärt. So kann sich keine schützende Schicht bilden. Der Rahmen oben enthält ein Schadensmodell. Entscheidend ist ein 'konvektiver' Stofftransport senkrecht zur Oberfläche aus den Reaktionsschichten. Er steht im Zusammenhang mit der Strömungsart/ -geometrie, gekennzeichnet durch die Sherwood-Zahl. Durch Freilegung des Grundwerkstoffs kommt es zur örtlichen Elementbildung mit Korrosionsangriff. Auf diese Weise entstehen typische, zur Strömung orientierte hufeisenförmige Narben.



Die Tabelle (Lit. 5.6.1.1-8) gibt einen Überblick zum Verhalten von Rohrwerkstoffen in der Strömung eines wässrigen Elektrolyten. Man erkennt, das neben der Strömungsgeschwindigkeit mehrere Parameter das Korrosionsverhalten werkstoffspezifisch beeinflussen.

Literatur zu Kapitel 5.6.1.1

- **5.6.1.1-1** A.Bäumel, "Überblick über Korrosionsschäden an metallischen Werkstoffen unter besonderer Berücksichtigung der nichtrostenden Stähle", J.Grosch "Schadenskunde im Maschinenbau", TAE Kontakt & Studium, Band 308, Auflage 1995, ISBN 3-8169-1202-8, Seite 229-281.
- 5.6.1.1-2 H.J.Kolkmann, "Gas Turbine Compressor Corrosion and Erosion in Western Europe", AGARD-CP-558, Proceedings der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Propulsion and Energetics Panel Symposium, Rotterdam, The Netherlands, 25-28 April 1994, Kapitel 30, Seite 6.
- **5.6.1.1-3** A.G.Glover, D.Hauser, E.A.Metzbower, "Failures of Weldments", ASME, Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11"Failure Analysis and Prevention", Ausgabe 1986, Seite 428.
- **5.6.1.1-4** P. Forchhammer, "Korrosionsschäden an metallischen Werkstoffen ohne mechanische Belastung", Beitrag in "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", Herausgeber G. Lange, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Seite 263-289.
- **5.6.1.1-5** John Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung", Beitrag in "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", Herausgeber G. Lange, DGM Informationsgesellschaft Verlag, Seite 291-311.
- **5.6.1.1-6** "Schadens Atlas Grundlagen der Korrosionsarten", GfKORR Gesellschaft für Korrosionsschutz, www.corrosion-failures.com, Stand 26.05.2010.
- **5.6.1.1-7** W.G. Ashbough, "Corrosion Failures", ASME, Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11"Failure Analysis and Prevention", Ausgabe 1986, Seite 172-224.
- **5.6.1.1-8** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", 2. Auflage, 1982, Carl Hanser Verlag München Wien, ISBN 3-446-13416-6, Seite 100-119 und 220.
- **5.6.1.1-9** F.G.Hammitt , F.J.Heymann, "Liquid-Erosion Failures", ASME, Metals Handbook Ninth Edition, Volume 11"Failure Analysis and Prevention", Ausgabe 1986, Seite 188 und 189.
- **5.6.1.1-10** "Grundlagen der Elektrotechnik Kathodischer Korrosionsschutz", Hochschule Bochum, Okt. 2007, Seite 7.1 7.12.



Auch wenn die Korrosion nicht bei gleichzeitiger Zugspannung Risse bildet (siehe SpRK und SRK, Kapitel 5.6.3) kann die **Schädigung eines Bauteils durch Querschnittsschwächung und/ oder Kerbwirkung der Anfressungen** bei späterer Belastung einen katastrophalen Schaden auslösen.

Eine weitere Schadensform ist das **Festrosten bzw. Klemmen von Scharnieren, Gelenken, Steck-verbindungen** und **Gewinden/Schrauben**. Hier ist nicht der Abtrag, sondern die **Volumenzunahme** durch die Korrosionsprodukte schadenswirksam.

In den genannten Fällen ist Korrosion ohne mechanische Beanspruchung als **Primärschaden** zu werten, während das **katastrophale Versagen als sekundär**, d.h. als Folgeschaden, zu sehen ist.

In vielen Fällen ließ sich die Korrosion an Außenflächen von Anlagen und Bauten, die unter Atmosphärenbedingungen stehen, auf **Luftfeuchtigkeit**, meist unterstützt durch **Meeresatmosphäre**, zurückführen. Diese Studien zeigten auch, dass der Salzgehalt der Luft über Ozeanen stark von den Wetterbedingungen, dem Wellengang und dem Abstand von der Wasseroberfläche abhängt. Als Beispiel können Flugtriebwerke dienen. Luftfeuchtigkeit wird bei stehenden Flugzeugen durch windbedingte Luftströmung (dynamic soak) und durch eine Strömung als Folge der Abkühlung nach dem Lauf (static soak) in das Triebwerk gebracht. In den schlimmsten Fällen wurden 200 ppb (10⁻⁹) Salzkonzentration in der Luft innerhalb eines Triebwerks gemessen (Lit. 5.6.1.2-1-1).

Der Schadensablauf bei wässriger Korrosion ist üblicherweise so, dass die Korrosion in erster Linie im **Stillstand** fortschreitet. Hat die Korrosion tragende Querschnitte an Bauteilen ausreichend geschwächt, kann es zu einem Schwingungsanriss oder einem spontanen Bruch der Bauteile kommen.

Eine besondere Korrosionsgefahr bei wässrigen Medien besteht dann, wenn an Bauteilen aus korrosionsempfindlichen Werkstoffen, Passflächen (wie an Spannbolzen- bzw. Passschraubendurchführungen oder an Fügezonen von Scheiben und Abstandsringen) wegen zu enger Toleranzen nicht mit einem ausreichenden Korrosionsschutz beschichtet werden konnten.

"Trockene Korrosion" durch Salzschmelzen, die sich aus dem Luftstrom abgesetzt haben, kann in den heißeren Bereichen während des Betriebs auftreten. Die Voraussetzung ist dabei eine ausreichend hohe Betriebstemperatur (z.B. für Sulfidation an Heißteilen aus Ni-Legierungen, siehe Kapitel 5.6.1.4; und für Rissbildung sowie Lochfraß durch Salz an Titanlegierungen, (siehe auch Bild 5.6.3.1.1-7).

Korrosion, besonders in Form von **Erosionskorrosion** (Bild 5.1-3, Kapitel 5.6.2) ist bei Technologien erneuerbarer Energie von großer Bedeutung. Korrosionsgefährdet sind Komponenten von Flüssigkeitsund Gassystemen. Hierzu gehören Rohrleitungen, Wärmetauscher, Filter, Abscheider/Zyklone, Pumpen und Ventile.

Weitere Gebiete mit besonderen Zukunftsperspektiven aber potenziell hoher korrosiver Belastung sind (Reihenfolge keine Wertung).

- Meerwasserentsalzung,
- Haus-/Gebäudetechnik:
 - Klimaanlagen,

Heizung, z.B. durch Erdwärme (Geothermie, Kapitel 5.6.2, Wärmepumpen).

- Fahrzeugantriebe mit alternativen Systemen (Brennstoffzelle/Wasserstoff)
- Gas- und Energiegewinnung aus Biomasse (Bild 5.6.1.2-5 und Bild 5.6.1.2-6).
- Energieerzeugung aus Meeresströmung und Wellen.
- Erzeugung alternativer Kraftstoffe,
- Abfallbeseitigung: Kläranlagen, Müllverbrennung (Lit. 5.6.1.2-4, Bild 5.3.1-3, und Bild 5.6.1.4.2-3).

Heutige und zukünftige Konstrukteure werden mit der Thematik 'Abfallbeseitigung' und '**alternati**ve Energien' bei Entwurf und Auslegung der Anlagen in hohem Maß gefordert sein. Deshalb hat dieses Kapitel hier einen Schwerpunkt. Aus neuerer Fachliteratur, insbesondere im Bereich der Maschinenversicherer (Lit. ME5.5.1.1_Korr 5.6.1.2-4 und Lit. 5.6.1.2-5) lassen sich bereits wichtige Lehren ziehen.

Bild 5.6.1.2-1: Korrosionsschäden sind überwiegend auf eine ungünstige Konstruktion zurückzuführen. Umgekehrt sind sie vom Konstrukteur mit geeigneten Maßnahmen vermeidbar. Kann der Konstrukteur keinen Einfluss auf die Betriebsbedingungen (z.B. Atmosphäre/Umwelt, Zeitverläufe) nehmen, ist für ihn gewöhnlich ein sog. passiver Korrosionsschutz nicht nutzbar.

Die konstruktive Gestaltung ist dagegen dem aktiven Korrosionsschutz zugeordnet (siehe auch Kapitel 5.6.1.3). Dazu gehören:

Die richtige Werkstoffauswahl bzw. -kombination. Korrosionsempfindliche Werkstoffe wie unlegierte und niedrig legierte Stähle und Leichtmetalllegierungen werden heute mit Korrosionsschutzschichten versehen. Der Einsatzbereich organischer Lacke reicht bis ca. 200°C. Anorganische Lacke (Al-Pulver gefüllte Keramikmatrix) lassen sich sogar langzeitig bis 500°C einsetzen. Damit ist eine entscheidende Verbesserung erreicht. Weil diese Beschichtungen jedoch in wichtigen Bauteilbereichen wie eng tolerierte Sitze und Lagerungen aus maßlichen Gründen nicht eingesetzt werden können, bleiben Probleme (Spaltkorrosion). Die Erfahrung zeigt, dass insbesondere bei der Kombination verschiedener Werkstoffe (Elementbildung) und an lösbaren Fügeflächen (Spaltkorrosion z.B. an Flanschflächen) besonders unter Einwirkung von Schwitzwasser in Meeresatmosphäre mit Korrosion zu rechnen ist (Skizze links oben). Ausgangspunkt dieses meist lochfraßartigen Angriffs sind oft Kantenbeschädigungen (Bild 5.6.1.2-2) oder Verschleißflächen an Auflagen.

Durch Löten gefügte Verdichterleitschaufeln aus Stahlblech können verstärkte Korrosion entlang der Lötnaht auf Grund von Element-



bildung (Silber- oder Cu-Lot) zeigen. Ein besonderes Problem ist das Nieten oder Verschrauben von kohlefaserverstärktem Kunststoff (CFK). Wird eine Kohlefaser beim Bohren des Lochs angeschnitten, wirkt sie wie ein edles Metall. So entsteht eine Elementbildung mit der Gefahr gefährlicher Anfressungen. Deshalb kommen hier Niete aus Titanlegierungen zum Einsatz, deren dichte Oxidationsschicht einen elektrisch leitenden Kontakt verhindert.



Denkbar sind auch elektrisch isolierende Buchsen und Beilagen (Skizze oben rechts). Bei Schweißungen ist darauf zu achten, dass kein Elektrolyt in offene Stöße oder Hohlräume eindringen kann. Unter diesem Gesichtspunkt ist auch die Behandlung in **Prozessbädern** (z.B. Ätzbädern) bei der **Neuteilfertigung** und späteren **Reparaturen** zu sehen.

Bild 5.6.1.2-2: Korrosionsangriff an der Kante eines lackierten Getriebegehäuses aus einer Mg-Gusslegierung. Typisch ist der lochfraßartige Angriff unter Einwirkung von Meeresatmosphäre (Cl-Ionen). Eine Reparatur ist im Bereich mechanisch niedrig belasteter Querschnitte durch Ausfüllen mit Kunststoffmassen möglich.

Ein gut und vorschriftsmäßig ausgeführter Korrosionsschutz bei Magnesiumteilen gewährleistet erfahrungsgemäß lange schadensfreie Betriebszeiten. Wenn Korrosion auftritt, ist die Ursache deshalb in den ungenügenden Eigenschaften oder Beschädigungen der Beschichtung zu suchen.

Die Korrosion an Kanten geht meist von örtlichen mechanischen Verletzungen der Lackschicht, nicht ausreichend dichter Lackschicht oder Lackfehlern aus. Sie wird im Flansch-



bereich unterstützt durch Spaltkorrosionsbedingungen und Elementbildung im Kontakt mit der Gegenfläche (Bild 5.6.1.2-1).

Korrosionsgrübchen auf lackierten Flächen stehen häufig im Zusammenhang mit einer ungenügenden Vorbereitung der zu lackierenden Fläche (Bild 5.6.1.2-3). Dazu gehören korrosive Rückstände von Reinigungsbädern und Strahlgut.

Hier erfolgt typische **Blasenbildung** (Bild 5.6.1.2-3) durch Korrosion zwischen Schicht und Grundmaterial.

Bild 5.6.1.2-3: Die Korrosion lackierter bzw. beschichteter Bauteile weist typische Schadensbilder auf, die auf die Ursache für den Angriff hinweisen können. Meist kommt es im Endstadium zur Blasenbildung durch die Volumenvergrößerung der Korrosionsprodukte. Bei Al-Legierungen tritt häufig das Korrosionsprodukt Aluminiumoxid als weißes Pulver aus den aufgeplatzten Blasen. **Bild 5.6.1.2-4** (Lit. 5.6.1.2-7): Diese Beispiele stehen für hoch korrosiv beanspruchte Systeme unter der Einwirkung von Abgasen aus einer Verbrennung. Besonders bekannt und ärgerlich ist das Durchrosten der Auspuffanlagen von Kraftfahrzeugen (Skizze oben). Sie bestehen meist aus drei Komponenten die mit abfallender Gastemperatur unterschiedlichen Korrosionsmechanismen unterliegen.

Der am am nächsten zum Motor liegende **Krümmer und der Katalysator** haben die höchsten Betriebstemperaturen. Bei ihnen überwiegt **Oxidation/Verzunderung** und **Heißgaskorrosion** (HGK), beeinflusst von Thermoermüdung.

Danach folgt der **Mittelschalldämpfer** mit den Verbindungsrohren. Bei Vollast oxidieren diese von innen und korrodieren von **außen durch heißes Streusalz**. Im Teillastbereich oder in der Startphase führt eine **Taupunktunterschreitung des Abgases** zur Nasskorrosion.

Der Endschalldämpfer steht innen mit korrosivem Schwitzwasser in Kontakt. Es hatten sich aus dem Schwefel des Kraftstoffs schweflige Säure und Schwefelsäure sowie geringe Mengen von Salzsäure gebildet. Verstärkend wirken elektrochemisch aktive Rußpartikel. Deshalb rostet er gewöhnlich von innen durch (Detail Mitte links). Diese Schäden werden von



Spaltkorrosion in Sicken und werkstoffspezifischen Gefügen (insbesondere an Schweißungen und deren Wärmeeinflusszonen) unterstützt (Detail Mitte). Davon sind auch korrosionsfeste Stähle (Typ CrNi 18/8) nicht verschont. Es entstehen Lochfraß, Mulden, Narben und flächiger Angriff (Bild 5.6.1-3).

Hinzu kommt **Schwingungsrisskorrosion** (SwRK. Kapitel 5.6.3.2) durch die **Vibrationen** der Innen- und Außenstruktur.

Man versucht mit dem sog. Wirksummenwert ($W = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + K \times \%N$, dabei gilt 0 <= K <= 30) die Korrosionsempfindlichkeit korrosionsbeständiger Stähle zu beurteilen. Dies hat jedoch Mängel in Betracht auf das Langzeitverhalten. Das gleiche gilt für vergleichende Messungen der Beständigkeit gegen Loch- und Spaltkorrosion. Deshalb wird zu vergleichenden realitätsnahen Simulationsversuchen mit Feucht-Trocken-Wechseln geraten.

Abgasrohre für Heizungskessel in kleineren Anlagen: Wenn Abgastemperaturen zeitweise oder dauernd um unterhalb des Taupunkts liegen (Brennwertkessel) entsteht Schwitzwasser. Es wird zusammen mit Rauchgasbestandteilen zum Elektrolyten (schweflige Säure und Schwefelsäure). Dies macht den Einsatz von korrosionsfesten Rohren, gewöhnlich aus CrNi-Stählen vom Typ CrNi 18/8, erforderlich. Im Bereich von Schweißnähten (Bild 5.6.1-8) muss eine Sensibilisierung (Bild 5.6.1-6) vermieden werden.

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Schäden

Bild 5.6.1.2-5 und Bild 5.6.1.2-6 (Lit. 5.6.1.2-4): Diese Anlagen zur Erzeugung von elektrischer Energie, Wärme und Kraftstoffen (Gas, flüssige Kohlenwasserstoffe, Wasserstoff) Biomasse sollen beispielhaft die Vielfalt der korrosionsbelasteten Komponenten zeigen.

"A" Verbrennung in konventionellen Kraftwerksanlagen (mit Roststeuerung): Die typischerweise niedrig schmelzenden Aschen von Biomasse fördern besonders die Hochtemperaturkorrosion (Bild 5.6.1.4.2-2) auf der Heißgasseite von Kesselkomponenten (Bild 5.3.1-3 und Bild 5.3.1-4, "A1"). Davon sind nicht nur metallische Werkstoffe sondern auch Feuerfestmaterial (z.B. in Klärschlammkesseln) bedroht. Verstärkte Ablagerungen behindern die Heißgasströmung und begünstigen Erosionskorrosion, die schwere Schäden wie Rohrreißer durch Wandstärkenschwächung auslöst. Tierbestandteile (Tiermehl) steigern den **Phosphatanteil** in Schlacke und besonders im Rauchgas. Das unterstützt Heißgaskorrosion an Bauteilen im Kontakt mit der Schlacke und die Schädigung von Katalysatoren in der Abgasströmung ("A4"). Ähnlich wie bei Müllverbrennungsanlagen führt Chlor zusammen mit dem Schwefelgehalt zur Heißgaskorrosion. Grund ist, dass kompakte Beläge den Aufbau einer schützenden Oxidschicht verhindern (Bild 5.3.1-4). So kommt es zu einer gefährlichen Abzehrung der Verdampfer- und Kesselrohre (Bild 5.6.1.4.2-2 und Bild 5.6.1.4.2-3). Diesem Angriff sind die derzeit verfügbaren Werkstoffe, selbst Nickellegierungen, über die erforderlichen Lebensdauern nicht gewachsen. Werden Holzspäne verfeuert, können erfahrungsgemäß Verschleiß und Beschädigungen durch unvermeidliche Fremdkörper das Transportsystem (Förderschnecken, Wanderrost) schädigen. Im Rauchgas von Altholz ist mit einem hohen Anteil von Zinkchlorid zu rechnen. Das führt zu einer Schädigung/Verstopfung der Filter. Ist die Rauchgastemperatur ausreichend niedrig (Taupunktunterschreitung), können sich saure Kondensate bilden ("A3"). Sie beschleunigen den Filterausfall und schädigen zuAnlagen zur Energieerzeugung aus biogenen Stoffen bestehen aus vielen korrosions- und erosionsgefährdeten Komponenten.



sätzlich die umgebenden Anlagenbereiche. Geraten **Holzkohlepartikel** mit dem Rauchgas in die Filter, können sie dort **Schwelbrände** auslösen.

"B" Kessel mit Wirbelschichtverbrennung

dienen neben der Verbrennung von Tiermehl und Holzabfällen in erster Linie zur Verbrennung von **Klärschlamm**. Dessen Zähigkeit sorgt für große Temperaturinhomogenitäten in der Wirbelschicht. Deshalb ist bei diesen Anlagen besonders die Feuerfestauskleidung und der





Düsenboden durch Thermoermüdung (Rissbildung) gefährdet. Zusätzlich tritt **Erosion** und wegen dem hohen Chlor- und Schwefelgehalt **Hochtemperaturkorrosion** auf.

"C" Vergasungsanlagen mit moderner

Technologie befinden sich noch im Entwicklungsstadium. Aus einer Reaktion mit Sauerstoff (erfordert eine Luftzerlegungsanlage) und/oder Wasserdampf entsteht CO und H_2 , das Synthesegas. Die Prozesstemperaturen von ca. 1600 °C sind hoch. Nasse Abfälle sind zunächst

zu trocknen bevor **mechanisch zerkleinert** und **vorvergast** oder pyrolysiert wird, um dann vergast zu werden. Das Gas enthält als unerwünschte Bestandteile Schwefelverbindungen, insbesondere H_2S , dazu H_2O und CO_2 . Sie wirken stark korrosiv und schädigen **Katalysato**ren (Katalysatorgift, "C2") der Abgasreinigung. Dazu wird eine **Gaswäsche** zwischengeschaltet, bevor das **Synthesegas** in den **Ver**brennungsmotor zur Erzeugung elektrischer Energie gelangt. Dessen Abwärme dient Heizungszwecken. Potenziell ist das Wasserstoffgas nach einer Entfernung des CO auch zur Nutzung in **Brennstoffzellen** geeignet.

Eine weitere Linie ist die Methanolherstellung aus weitgehend schwefelfreiem Synthesegas.

"D" Biogasanlagen dienen der Erzeugung von Methan. Es entsteht durch Abbau von Biomasse unter anaeroben Bedingungen in einem wässrigen Medium von 32-38°C ("D1", "D2"). Diese Betriebstemperatur wird mit Hilfe eines Wärmetauschers erreicht ("D3"). Dieser nutzt die Abwärme des Motors. Der Prozess erfordert Gefäße für große Volumina. In Phasen der chemischen Zwischenschritte bilden sich etliche potenziell korrosive Verbindungen ("D4", "D5").

- Hydrolytische Phase: Aminosäuren und Fettsäuren.
- Acidogene Phase: Essigsäure, Propionsäure Buttersäure und Alkohole.
- Acetogene Phase: Essigsäure.

- Methanofene Phase: Verunreinigungen des Gases mitH,S.

Davon wird Biogas zum Schluss noch in einem weiteren Prozessschritt gereinigt. Es steht dann für **Gasmotoren** zur Erzeugung elektrischer Energie unter Nutzung der Abwärme zur Verfügung.

Bisher wurden besonders an Gasmotoren anlagenspezifische Schäden ("D6") bei Nutzung von Klärschlamm beobachtet (siehe Titelbild). - Schäden durch Siliziumverbindungen im Biogas aus dem anaeroben Vorgang. Einen ähnlichen Effekt kennt man auch bei Deponiegas. Aus diesen Verbindungen entsteht bei der Verbrennung im Motor eine erhebliche Menge Quarzstaub. Die Folge sind Schäden an den Auslassventilen durch Anschmelzungen im Zusammenhang mit Staubschmelze und Erosion. Die Gleitflächen der Kolben neigen zum Fressen (Kapitel 5.9.2).

Bild 5.6.1.2-7 (Lit. 5.6.1.2-6): Teilweise in Wasser getauchte Stahlstrukturen (z.B. Bohrplattformen, Windradkonsolen und Spundwände) sind in einer Zone dicht unterhalb des Meeresspiegels besonders korrosionsbeansprucht (engl. Low Water Corrosion = ALWC). Dieser Effekt wird sowohl in Süßwasser als auch in Salzwasser und Brackwasser beobachtet. Der Korrosionsabtrag liegt bei 0,3 - 1,2 mm/Jahr, gegenüber typischen außerhalb dieser Zone mit 0,1 mm/Jahr. Die Erklärung für das Phänomen ist eine elektrolytisch aktive oberflächennahe Zone mit deutlich erhöhtem Sauerstoffgehalt (Wasserwechselzone, Splash-



Bild 5.6.1.2-7

Zone). Die **Sauerstoffanreicherung** in sog. Zellen wird von Lufteinbringung als Folge der Wellenbewegung unterstützt. Hier in Oberflächennähe geht der Stahl verstärkt in Lösung und bildet Anoden (Detail). Als Kathoden wirken die tiefer liegenden Bereiche mit weniger Sauerstoffzutritt. Wellen und Strömungen dürften zusätzlich erosiv wirken (Strömungsunterstützte Erosion, Bild 5.1-3 und Bild 5.6.1-8) und mit dem Abtransport schützender Reaktionsschichten den Vorgang beschleunigen.

Besondere Aufmerksamkeit sollte der Korrosion durch Biofilme gelten. Diese kann direkt durch korrosive Stoffwechselprodukte im **Biofilm** (Bild 5.6-6) und/ oder in Kombination mit Abtrag infolge Schichtabblätterungen erfolgen.

Das Problem hat viele Namen: Kriechströme, Streuströme, vagabundierende Ströme, Fremdströme,



Bild 5.6.1.2-8 (*Lit. 5.6.1.2-8 bis Lit. 5.6.1.2-11*): Der Korrosionseinfluss auf Elektrik und Elektronik nimmt mit deren Einsatz zu. Man bedenke nur Hybrid- und vollelektrische Antriebe.

Dabei können leitende Verunreinigungen und Korrosionsprodukte Kriechströme/Streuströme, vagabundierende Ströme und Fremdströme auslösen. Eine Korrosion auslösende Überbrückung von Isolationen ist auf unterschiedliche Weise möglich:

- Elektrolyte wie Feuchtigkeit ("B"), Verschmutzungen, ungeeignete Waschmittel - Absenkung des Isolationswiderstands durch Schädigung wie Alterung (UV-Strahlung) oder hohe Temperatur (Verkokung, "B").

- Schädigung von Isolationsumhüllingen aus Polymeren durch Biofilm (Bild 5.6-56).

- Mechanische Beschädigung.

Es besteht die Möglichkeit einer wechselseitigen Verstärkung von Kriechströmen und Korrosionsprodukten (Lit. 5.6.1.2-12) mit unterschiedlichen Schadensmechanismen:

Korrosion durch Kriechströme ("A", "B") aus einer Elementbildung: Werden Werkstoffe, die in der elektrochemischen Spannungsreihe ausreichend weit auseinander liegen (Bild 5.6.1-5), von einem Elektrolyt elektrisch leitend verbunden, entsteht Korrosion. Hier ist das Korrosionselement (Bild 5.6.1-4.1) primär, die Korrosions-/Reaktionsprodukte sekundär. Es können aber auch primär elektrisch leitende Korrosionsprodukte einen Stromübergang/ Kurzschluss durch Überbrückung einer Isolation auslösen. So kommt es zum Versagen/Ausfall von Komponenten im Stromkreis. Diesen Korrosionsmechanismus findet man z.B. im Kfz. Beispielsweise kommt es zur vorzeitigen Entleerung einer Batterie (Korrosionsprodukt = Ausblühungen an den Kontakten) oder Fehlfunktionen von Relais (Blinker).

Korrosion durch Fremdströme/Streuströme ("C"): Fließt durch einen Leiter wie ein Metallrohr ein von außen unbeabsichtigt eingespeister Gleichstrom, entsteht an dessen Eintritt ein kathodischer Bereich. Hier entstehen Wasserstoffionen, welche Elektronen die im anodischen Bereich am Austritt entstehen aufnehmen und Wasserstoffgas bilden. Im kathodischen Bereich erfolgt keine Korrosion, sie wird im Gegenteil behindert.

Im anodischen Bereich geht dagegen Metall des Rohrs als positive Ionen in Lösung. Entsprechend werden Elektronen frei, die zum kathodischen Bereich fließen (siehe oben). Damit wird die **Rohrwand örtlich bis zum Durchbruch abgezehrt**. Diese Eisenionen bilden mit Sauerstoff (Sauerstoffkorrosion) das Korrosionsprodukt, z.B. ein Eisenoxid/Rost. Stromübertragend bzw. als **Elektrolyt wirken feuchte Gebäudewände oder Erdreich**.

Entgegen der Anschauung wirken kleine örtliche Stromübergänge besonders schädigend.

Dies beruht auf der konzentrierten hohen Stromdichte. Die Folge sind z.B. Lochfraß bis zur Perforation, auch an korrosionsfesten aber ungeeignet behandelten CrNi-Stählen.



Bild 5.6.1.2-9 (Lit. 5.6.1.2-12): Die Korrosion in elektrischen Anlagen zeigen Beispiele in Bild 5.6.1.2-8). Die Folge sind in erster Linie die folgenden Schädigungen.

- **Kriechströme** (Oberflächeneinfluss) bis zum **Überschlag** durch zu hohe Feldstärke längs einer Kriechstrecke. Ursachen:

Elektrolyte (*Feuchtigkeit*, *Verschmutzung*, *Korrosionsprodukte*).

Veränderung/Zersetzung der Oberfläche durch UV-Strahlung oder hohe Temperaturen.

- Schädigung von Isolationsumhüllingen aus Polymeren durch **Biofilm** (Bild 5.6-56).
- Korrosionsbedingte **Spitzen** auf der Oberfläche.
- **Durchschlag** (Volumeneinfluss) durch eine Isolation zwischen zwei Leitern

- Erhöhter Kontaktwiderstand bis zur Stromunterbrechung. Ursache sind schlecht leitende Korrosionsprodukte zwischen Kontaktflächen und/oder deren Trennung durch Abtrag. Der Anstieg des Übergangswiderstands ist ein bekanntes Phänomen bei Störungen in der Signalübertragung mit Auswirkung auf die Signalverarbeitung. Typisches Beispiel ist die Kfz-Elektrik.



Bild 5.6.1.2-10 (Lit. 5.6.1.2-12): Dieses Beispiel moderner, scheinbar einfacher Technologie zeigt die vielfältigen Herausforderungen zur Beherrschung einer sicheren langen Lebensdauer in einer äußerst korrosionsintensiven Atmosphäre. Besonders die Bedrohung elektrischer Systeme stellt den Konstrukteur vor große Probleme.Voraussetzung für deren Lösung ist die Kenntnis der Effekte und Mechanismen mit dem notwendigen Bewusstsein.

Literatur zu Kapitel 5.6.1.2

- 5.6.1.2-1 F.T. Carroll, D.R. Parish, "Testing Considerations for Military Aircraft Engines in Corrosive Environments (a Navy Perspective)", AGARD-CP-558, Proceedings der Conference "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands, 25.-28. April 1994, Kapitel 37, Seite 37-10.
- **5.6.1.2-2** J.Broichhausen, "Schadenskunde Analyse und Vermeidung von Schäden in Konstruktion, Fertigung und Betrieb", Seite 344-368.
- **5.6.1.2-3** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Problemorientierte Triebwerkstechnik Band 1", ISBN 3-00-005842-7, 2000, Kapitel 5.3 und 5.4.5.
- **5.6.1.2-4** U.Hohmann, "Schadenerfahrung aus dem Bereich Biogas-/Biomassenutzung", Zeitschrift "Quantum" 3. Jahrgang, Heft 4, Juni 2007, ISSN 1861-7956, Allianz Zentrum für Technik, Seite 40-61.
- **5.6.1.2-5** M.Bruch, "Chancen und Risiken der Tiefengeothermie", Zeitschrift "Quantum" 3. Jahrgang, Heft 4, Juni 2007, ISSN 1861-7956, Allianz Zentrum für Technik, Seite 24-39.
- **5.6.1.2-6** D.J.Rozene, E.V.Draege, "Underwater Steel Structures: Inspection, Repair and Maintenance", Proceedings der 2009 DoD Corrosion Conference, Seite 1-16.
- **5.6.1.2-7** C.Hoffmann, P.Gümpel, "Pitting corrosion in the wet section of the automotive exhaust systems", JAMME- Journal, Volume 34, Issue 2, June 200, Seite 115-121.
- **5.6.1.2-8** "Vermeidung von Korrosion in Heizungsanlagen", Suisstec Info, Merkblatt Nr.1 Januar 2006, Seite 3.
- **5.6.1.2-9** "Streustrom- und Korrosionsschutz für Rohrleitungen in der Nähe von Gleichstrombahnen", Firma Martin GmbH, Seite 1 und 2.
- 5.6.1.2-10 "Rückstrom (Eisenbahn)", de.wikipedia,.org, Seite 1-4
- 5.6.1.2-11 "Kriechstrom", de.wikipedia.org, Seite 1
- **5.6.1.2-12** T.Gehlhaar, M.Lossin, M.Wöbbeking, "Korrosionsschutzgerechte Gestaltung der elektrischen Anlage von Offshore-Windenergieanlagen", Germanischer Lloyd WindEnergie GmbH, ca. 2006, Seite 40-52.

5.6.1.3 Maßnahmen gegen Korrosionsschäden



Verzinkung ist ein Korrosionsschutz auf Zeit. Dies muss der Konstrukteur bei der vorgesehenen Lebensdauer berücksichtigen.

Korrosionsschutz lässt sich wie folgt unterteilen:

Aktiver Korrosionsschutz:

- Geeignete konstruktive Gestaltung. Hierzu gehören das Vermeiden von korrosionsunterstützenden Hohlräumen (Bild 5.6.1.2-1) und elektrische Isolationen.
- Auswahl geeigneter Metalle bzw. Metallkombinationen (Vermeidung von Elementbildung, Bild 5.6.1-4.1 und Bild 5.6.1-5). Das beinhaltet auch die Vermeidung eines korrosionsanfälligen Gefügezustands (Bild 5.6.1-8, Schweißungen, Wärmebehandlung).

Kathodischer Korrosionsschutz: Hier wird mit Hilfe einer kathodischen Polung das Bauteil vor der Auflösung geschützt (Bild 5.6.1.3-1). Das geschieht mit Fremdstrom durch

- Anbringen von Opferanoden (aktiver kathodischer Korrosionsschutz) oder
- mit einem Fremdstrom von außen (passiver kathodischer Korrosionsschutz).

Kathodischer Korrosionsschutz wirkt nicht nur bei flächiger Korrosion und rostempfindlichen Stählen sondern auch gegen die besonderen Korrosionsformen (Interkristalline Korrosion, Spannungsrisskorrosion und Lochfraß) sog. korrosionsbeständiger/-fester Stähle vom Typ CrNi18/8.

Passiver Korrosionsschutz:

- Schützender **Oberflächenzustand** (z.B. Passivieren durch eine Chemische Behandlung) und **Beschichtungen** (z.B. Lacke, galvanische Schichten, thermisch aufgebrachte Schichten wie Thermische Spritzschichten und Metallschmelzen).

- Von besonderer Bedeutung ist die **Reinigung und Vorbehandlung** einer zu beschichtenden

Oberfläche. Das gilt sowohl für Neuteile als auch für Reparaturen bzw. Regeneration. Reinigungsverfahren sind **mechanisch** (z.B. abrasives Strahlen, Schleifen, Bürsten), chemisch (Ätzen) und **'physikalisch**' (z.B. Sputtern, Ionenätzen) einzeln oder in Kombination. Vorbehandlungen sind z.B. Ätzen, Phosphatieren.

Zur Vermeidung von Korrosionsschäden ohne einwirkende merkliche mechanische Belastung, sind eine ganze Anzahl von **vorbeugenden Maßnahmen** möglich, von denen für den jeweiligen Fall einzelne ausgewählt werden müssen, um einen optimalen Korrosionsschutz zu erzielen.

Maßnahmen zur Ausbesserung bzw. Beseitigung von Schäden an korrodierten hochbelasteten Bauteilen sind schwierig und bedürfen ausreichender betriebsnaher Erprobung zum Nachweis eines zufriedenstellenden Betriebsverhaltens.

Konstruktion:

• Die konstruktive Gestaltung, d.h. der Konstrukteur, entscheidet in hohem Maß über das Korrosionsverhalten der Bauteile im Betrieb. So sind z.B. scharfe exponierte Kanten (Bild 5.6.1.2-2), Spalte und Hohlräume (Bild 5.6.1.2-1) typische korrosionsanfällige Schwachstellen die vermieden werden müssen. Anderenfalls sind im späteren Serieneinsatz erfahrungsgemäß hohe Kosten für Reparaturen oder nachträgliche Verbesserungen notwendig. Bei unvermeidlichen Hohlräumen sind ausreichende Öffnungen für ausreichenden Luftaustausch (Trocknung) und Korrosionsschutz vorzusehen.

• Aufbringen von geeigneten Oberflächenschutzschichten. Voraussetzung für einen befriedigenden Schutz ist die Beschichtung aller korrosionsgefährdeter Oberflächen. Dazu gehören zugängliche Trennflächen und Hohlräume. Dem Konstrukteur obliegt es, die Zugänglichkeit durch die vorgesehenen Verfahren zu gewährleisten oder diese Bereiche abzudichten (z.B. durch Schweißung). Beschichtungen sind auf die neben der Korrosion **zusätzlichen Betriebsanforderungen** wie **Erosion** und **Beständigkeit gegen Hilfs- und Reinigungsmittel** (wie Öl, Methanol, Kraftstoff) abzustimmen. Anzustreben sind Beschichtungen mit **kathodischer Schutzwirkung**, d.h. auch bei einer örtlichen Schichtbeschädigung (z.B. FOD) bleibt eine Korrosionsschutzwirkung durch die umliegenden Schichtbereiche. Dazu gehören das Tauchen in eine Schmelze oder galvanisch aufgebrachte Zinkschichten. Ein Problem ist die **zeitlich begrenzte Schutzwirkung**. Ist die Schicht abgezehrt, kommt es zum Rosten des Grundmaterials/Blechs (siehe Bild auf Seite 5.6.1.3-1). Auch Lacke wie Al-Pulver gefüllte Keramikmatrix werden mit Kugelstrahlen leitend und schützen kathodisch durch Korrosion des Al-Pulvers. Dieser Effekt ist zumindest an kleinen Beschädigungen bis zum Grundmaterial (z.B. Kratzer) wirksam.

• Soweit vertretbar, Verwendung **korrosionsfester Werkstoffe**. Dabei ist darauf zu achten, dass **keine korrosionsanfälligen Gefüge durch den Fertigungsprozess** oder im späteren Betrieb entstehen können. Dazu gehört die **Sensibilisierung** austenitischer CrNi-Stähle des Typs 18/8 (Bild 5.6.1-6). Bei Beschichtungen gegen Erosion und Verschleiß (z.B. Wolframkarbid in einer Kobaltmatrix = WC/Co) ist auf mögliche **Elementbildung** mit dem Grundwerkstoff zu achten.

• Vermeidung metallischer Berührung verschiedener Werkstoffe mit unterschiedlicher Korrosionsempfindlichkeit (Elementbildung, Bild 5.6.1-4 und Bild 5.6.1-5). Bei Elektrolytzutritt empfiehlt sich eine nichtleitende Zwischenschicht (Bild 5.6.1.2-1). Bei Kontakt angeschnittener Kohlefaserlagen (bei fehlender isolierender Harzzwischenschicht verhält sich der FVK-Werkstoff wie ein edles Metall) mit korrosionsempfindlichen Metallen, wie Leichtmetallegierungen und Stählen, besteht eine besondere Gefahr der Elementbildung. Eine weitere Möglichkeit der Elementbildung besteht durch metallische Verunreinigungen aus der Bearbeitung. Dazu gehören Späne (z.B. Messing in Stahlrohren) und Schleifpartikel.

Entwicklung, Erprobung und Nachweise von Korrosionsschutzsystemen:

- Die Erprobung hat am besten an einem **repräsentativen Bauteil**, falls erforderlich an einer dafür **repräsentativen Probe**, zu erfolgen. Dazu gehören:
- Werkstoffzustand/Gefüge: Hierzu gehört das gleiche Halbzeug (z.B. Blech mit gleicher Walzrichtung), Schweißungen mit dem gleichen Verfahren, Wärmebehandlungszustand.
- **Oberfläche**: Verunreinigungen, z.B. aus dem Herstellungsprozess (z.B. aufgeschmiertes Fremdmaterial von Werkzeug), Oxidation (Wärmebehandlung), Verfestigung/plastische Verformung (Formgebung), Eigenspannungen.
- Zur betriebsnahen Erprobung gehören Parameter wie
- Zeitabläufe: Je länger Stillstandszeiten umso höher das Risiko wässriger Korrosion. Besonderes Augenmerk ist auf Stillstandzeiten zu richten, in denen sich Schwitzwasser bilden kann. Damit stehen Zeitabläufe auch eng mit Temperaturänderungen im Zusammenhang und sind zu synchronisieren.
- Höhe und **Verlauf mechanischer Beanspruchung**: Örtliche plastische Verformungen (LCF, Bild 5.4-1) können zu Mikrorissen und Aktivierung und damit zur Korrosionsempfindlichkeit einer Oberfläche führen (Bild 5.6.3.1.1-3 und Bild 5.6.3.1.1-4))
- Temperaturen beeinflussen chemische Prozesse und damit auch Korrosion überproportional. Ca. 10 °C kann die Reaktionsgeschwindigkeit verdoppeln (RGT-Regel). Temperaturwechsel sind ebenfalls von großer Bedeutung. Von nach außen offenen Hohlräumen kann bei Erwärmung Luft austreten und bei Abkühlung (z.B. nachts) feuchte kalte Luft angesaugt werden. Dieser Luftaustausch, oft in Verbindung mit Verunreinigungen wie Meersalz unterstützt die Bildung aggressiven Schwitzwassers.
- Umgebungsmedien sind fallspezifisch und versuchstechnisch nachzubilden. Dabei ist insbesondere der **Einsatzort** der Maschine mit möglichen **Luftverunreinigungen** und **Stäuben** zu berücksichtigen.

Fertigung und Reparatur:

Der Konstrukteur hat bei korrosionsbeanspruchten Maschinen darauf zu achten, dass die Verfahren der Neuteilherstellung, aber auch gegebenenfalls von Reparaturen, Korrosionsschäden vermeiden und das vorgesehene Korrosionsverhalten gewährleisten. Falls Reparaturen vorgesehen sind ist darauf zu achten, dass diese Verfahren ausreichend oft eingesetzt werden können. Dabei ist beispielsweise ein Abtrag zu berücksichtigen. Dieser darf die funktionsnotwendigen Toleranzen nicht überschreiten. Gegebenenfalls sind Verfahren für die Herstellung der Maßhaltigkeit zu berücksichtigen. Einige Anregungen.

- Ein besonderes Augenmerk gilt der **Vorbereitung der Oberflächen** beim Aufbringen eines Korrosionsschutzes. Hier steht Sauberkeit im Vordergrund, um Schäden unter der Schutzschicht zu vermeiden.(Bild 5.6.1.2-3).
- Fertigungsschritte sind auch nach einem **minimalen Korrosions- bzw.** Ätzangriffsrisiko auszuwählen bzw. zu optimieren. Hierzu gehören galvanische Bäder, Reinigungsbäder, Ätz-/Beizflüssigkeiten.
- Bei "riskanten" Fertigungsschritten sind anschließend geeignete Kontrollmaßnahmen vor-

zusehen. Dies kann je nach zu erwartender Schädigung z.B. eine Badüberwachung, eine Prüfung der Bauteiloberfläche (z.B. visuell oder mikroskopisch an Hand von Kunststoffabdrücken) oder eine zerstörungsfreie Rissprüfung sein.

- Bei einer **Zwischenlagerung** im Fertigungsablauf ist z.B. durch Abdecken oder geeignete Behälter auf die Vermeidung korrosiver Einflüsse zu achten. "Schöpfende" Bauteile sind in einer Position zu lagern, dass sich darin keine Flüssigkeit ansammeln und darin verbleiben kann.
- Verwendung geeigneter **Werkzeuge** (z.B. Zerspanung, Handhabung, Vorrichtungen, mechanische Reinigung), die kein korrosionsförderndes Fremdmaterial aufbringen. Falls korrosive Aufschmierungen nicht zu vermeiden sind (z.B. bei einem Strahlvorgang mit Stahlkugeln oder dem Bürsten) ist eine geeignete Reinigung nachzuschalten.

Wartung und Montage:

- Waschen/Reinigen (z.B.der Beschaufelung von Turbomaschinen) in geeigneten (vorgeschriebenen) Abständen mit geeigneten (vorgeschriebenen) Medien.
- Verwendung von **Montagewerkzeugen** die keine unzulässigen Aufschmierungen erzeugen (Elementbildung!) oder Schutzschichten korrosionsempfindlicher Bauteile beschädigen können (z.B bei Getriebegehäusen aus Mg-Legierungen).
- Wird Korrosion festgestellt, so ist rechtzeitig (entsprechend den **Handbüchern**) für eine Ausbesserung bzw. Reparatur zu sorgen.
- Erarbeitung sinnvoller (praktikabler und ausreichend sicherer) **Prüfmethoden** und **Spezifikationen** (z.B. im Rahmen der Überholhandbücher) zur **Beurteilung** und Aussortierung reparierbarer von irreparabel geschädigten Bauteilen (z.B. Mustertafeln).
- Ausbessern korrodierter Querschnitte und Kanten (Bild 5.6.1.2-2) an mechanisch nicht sehr hoch belasteten Teilen (z.B. Aufschweißen an Gehäusen aus Stählen oder Leichtmetallegierungen) oder das Ausbessern von Gehäusen aus Leichtmetallegierungen (insbesondere Mg-Legierungen) mit gefüllten Kunstharzpasten.
- Abdichten poröser Gussgehäuse (z.B. bei verstärkter Porosität an Leichtmetallgehäusen durch Entlackungsbäder) durch geeignete Imprägnierungssysteme wie Wasserglas oder Kunstharze.
- Ausblenden geschädigter Bereiche und geeignete Neubeschichtung.

Lagerung, Aufbewahrung und Abstellen:

• Geeignete Lagerung und Aufbewahrung von Bauteilen, Baugruppen und Triebwerken in Containern, Verpackungen mit oder ohne Konservierung. Sehr lang (Jahre) gelagerte Bauteile sind nach geeigneten Zeiten zumindest stichprobenartig auf etwaige Korrosionsschäden zu überprüfen. Ein besonderes Augenmerk ist auf Wälzlager an den Wälzflächen der Wälz-

körper und im Laufbahnbereich zu richten. Verfärbungen und Aufrauungen im Wälzkörperabstand sind typische Anzeichen für Stillstandkorrosion unter Schwitzwasser- oder Luftfeuchteeinfluss. Verwendung der vorgeschriebenen Hilfsmittel wie Konservierungsöl und Luftentfeuchter. Gewährleistung der geforderten Dichtigkeit der Verpackungen.

- Konservieren von Verdichtern mit korrosionsempfindlichen Bereichen (z.B. Einlaufbeläge, bei Verdichtern älterer Triebwerke korrosionsempfindliche Beschaufelung aus Cr-Stählen oder Al-Legierungen) vor längeren Stillstandszeiten.
- Anschluss des Triebwerks an eine Klima- bzw. Lufttrocknungsanlage (Lit 5.6.1.3-12 bis Lit 5.6.1.3-14). Diese Maßnahme ist besonders bei Stillstandszeiten in Meeresatmosphäre geeignet.

Bild 5.6.1.3-1 (*Lit. 5.6.1.3-1 bis Lit. 5.6.1.3-11*):

Aktiver kathodischer Korrosionsschutz (siehe Seite 5.6.1.3-1, "A", "C", "E"): Das Prinzip ist oben dargestellt. Das zu schützende Bauteil/Metall wird mit einer Anode leitend verbunden. Sie besteht aus einem möglichst weit in der elektrochemischen Spannungsreihe tiefer liegenden Metall (z.B. Magnesium, Bild 5.6.1-5). Dieses löst sich im gemeinsamen Elektrolyten auf, indem (positiv geladene) Metallionen entstehen (Bild 5.6.1-4.2). Die verbleibenden Elektronen laden diese Anode negativ auf und wandern zur zu schützenden Kathode. Hier fördern sie die Bildung von Wasserstoff und schützen vor der Auflösung.

Passiver kathodischer Korrosionsschutz (siehe Seite 5.6.1.3-1, "B", "D") nutzt einen geeignet gepolten Fremdstrom (Gleichstrom z.B. aus Batterie oder Gleichrichter), um der zu schützenden Kathode Elektronen zuzuführen. Beide Schutzvarianten kommen an hoch korrosionsbeanspruchten Maschinen, insbesondere in Meerwasser zum Einsatz. Tvpische Beispiele sind Schiffe (Rumpf, Ruderblatt/Steuer, Propeller/Welle, "C") und Stahlbauten wie Bohrinseln oder Fundamente von Windkraftanlagen (Skizze rechts unten). Weitere Anwendungen sind Rohrleitungen (Wasser, Gas) und Armaturen im Boden. Weit verbreitet ist die Nutzung in Kesseln von Heizungsanlagen ("**E**").
Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Abhilfen



Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Abhilfen

Literatur zu Kapitel 5.6.1.3

- **5.6.1.3-1** "Korrosion und Kathodischer Korrosionsschutz" Fa. Steffel GmbH, Stand 2010, Seite 1-12
- **5.6.1.3-2** "Edelstahl Rostfrei in Kontakt mit anderen Werkstoffen", Merkblatt 829 der Informationsstelle Edelstahl Rostfrei, Stand 2010, Seite 1-12.
- **5.6.1.3-3** A.K.Mühlberg, "Korrosionsschutz von Windenergieanlagen (WEA) Onshore und Offshore", Beitrag der 3. Fachtagung WINDTECH ® 2002, Seite 1-15.
- **5.6.1.3-4** R.Kriegel, "Passivität (anodischer Schutz)", BHU: Korrosion der Metalle, V3, Stand 2010, Seite 1-15.
- 5.6.1.3-5 "Opferanode", de.wikipedia.org, Stand 2010, Seite 1und 2.
- 5.6.1.3-6 "Korrosionsschutz", de.wikipedia.org, Stand 2010, Seite 1-5.
- **5.6.1.3-7** "Opferanoden zum Schutz von Trinkwasserbereitern", www.tschreiber.de, Stand 2010, Seite 1-4.
- **5.6.1.3-8** "Schädigung und Ausfallverhalten", PBI Teil 2: Planung, Bau und Instandhaltung,KWT, Stand Juni 2009.
- **5.6.1.3-9** T.Gehlhaar, M.Lossin, M.Wöbbeking, "Korrosionsschutzgerechte Gestaltung der elektrischen Anlage von Offshore-Windenergieanlagen", Germanischer Lloyd WindEnergie GmbH, ca. 2006, Seite 40-52.
- 5.6.1.3-10 "Korrosionsschutz", www.sued-hansa.de, ca. 2006, Seite 1-3.
- **5.6.1.3-11** "Grundlagen der Elektrotechnik Kathodischer Korrosionsschutz", Hochschule Bochum, Okt. 2007, Seite 7.1 7.12.
- 5.6.1.3-12 "Blow-dry your jet", Zeitschrift "Flight International", 18 May 1985, Seite 49.
- **5.6.1.3-13** Prospektangaben der Fa. AB Carl Munters in Sollentuna (Schweden) zu Vorrichtungen für "Dehumidification". 2004.
- **5.6.1.3-14** A.Rossmann, "Die sicherheit von turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik". 2000, ISBN 3-00-005842-7, Kapitel 5.4.1.3.

5.6.1.4 Hochtemperaturkorrosion/Heißgaskorrosion (HTK)

Unter Hochtemperaturkorrosion versteht man die oxidative Schädigung von Metallen und Metalllegierungen durch heiße Gase, flüssige und feste Stoffe. Hierzu gehören alle Schädigungen durch Reaktionen mit der umgebenden Atmosphäre oder durch sie transportierte Fremdpartikel (Lit. 5.6.1.4-1, Bild 5.6.1.4.2-3). Oxidation und <u>H</u>eißgaskorrosion (HGK, Sulfidation, Lit. 5.6.1.4-3) sind wichtige lebensdauerbegrenzende Schadensmechanismen von in erster Linie dem Heißgasstrom ausgesetzten Heiß-teilen, wie der Brennkammer und der Beschaufelung einer Turbine. Die Verunreinigungen der Ansaugluft, des Hauptluftstroms sowie des Luftsystems (z.B. Kühlluft, Sperrluft, Leckluft) wirken sich nicht nur auf die "heißgasbenetzten" Außenflächen gekühlter Bauteile aus, sondern über die Kühlluft auch auf die Rück- bzw. Innenseiten der Bauteile. Bei modernen Turbomaschinen/Triebwerken, die im Verdichterbereich weitgehend korrosionsfeste Werkstoffe wie Titan- und Nickellegierungen aufweisen, verlegen sich somit die Korrosionsprobleme vom Verdichterbereich älterer Typen in den Heißteilbereich.

5.6.1.4.1 Grundlagen der Hochtemperaturkorrosion/ Heißgaskorrosion.

Luftverunreinigungen in allen Aggregatzuständen beeinflussen die Heißteile durch unterschiedliche auf Korrosion basierende Schadensmechanismen. Im unteren Temperaturbereich bis ca. 950°C überwiegt die Korrosion. Oberhalb dieser Temperatur dominiert die Oxidation. Es treten flache **Anfressungen**, lochfraßartige **Korrosionskerben**, **Korngrenzenschädigungen** und tiefgehende flächige Veränderungen auf. Dabei kann etwa die Geometrie durch Abtrag oder Aufbau derart verändert werden, dass die Festigkeit durch Werkstoffschädigungen vermindert wird, das plastische Dehnungsverhalten beeinflusst und die Lebensdauer verkürzt wird. Eine der spezifischen Schadensformen an Heißteilen sind Schädigungen, die unter dem Oberbegriff <u>H</u>och<u>t</u>emperatur-<u>k</u>orrosion (HTK) zusammengefasst werden.

Gewöhnlich enthält das Heißgas (typischerweise) weitere, den Oxidationsangriff fördernde Bestandteile aus dem Kraftstoff. Die Schädigung durch Oxidation wird durch die Aufbringung von Oxidationsschutzschichten (z.B. Al-Diffusionsschichten, MCrAIY-Auflageschichten) beherrscht. Wenn sich auf der betroffenen Oberfläche aggressive Ablagerungen angesammelt haben, kommt es zu einer schnell fortschreitenden Schädigung des Grundwerkstoffs. Als besonders aggressiv zeigt sich die sogenannte Sulfidation (Bild 5.6.1.4.1-3). Diese HGK-Form erhält von scheinbar geringfügigen Schwefelmengen eine besondere Fortschrittsdynamik. Sie steht auch im Verdacht für **Spannungsrisskorrosion** verantwortlich zu sein (siehe auch Bild 5.3-8).

Kommen auf Heißteilen keramische Wärmedämmschichten (Bild 5.6.1.4.2-5) zum Einsatz, so ist auch hier ein besonderes Augenmerk auf (Unter-) Oxidation und/oder Reaktionen mit Ablagerungen zu richten.

Formen der Hochtemperaturkorrosion und Fachbegriffe (Bild 5.6.1.4.1-1, Lit. 5.6.1.4-10):

Oxidation: Diese führt im Betriebstemperaturbereich moderner Triebwerke und deren typischer Strukturwerkstoffe zur Bildung von Deckschichten aus Oxiden des Grundwerkstoffs wie Al-Oxid und Cr-Oxid.

Werden diese spröden Oxide erosiv entfernt oder durch Dehnungen (z.B. Wärmedehnungen und Volumenänderungen) geschädigt (Risse, Abplatzen; Bild 5.1-2 und Bild 5.6.1.4.1-2) so kann die Oxidation derart fortschreiten, dass es zu unzulässiger Querschnittsschwächung und zum Versagen des Bauteils kommt.

Als **katastrophale Oxidation** wird eine Oxidation unter Gewichtsverlust bezeichnet, die auf Grund der Bildung flüssiger oder flüchtiger Oxide auftritt. Ein typisches Beispiel für ein flüssiges Oxid ist Vanadiumpentoxid mit einem Schmelzpunkt von ca. 660 °C. Oberhalb 1000°C und hohen Sauerstoff-Partialdrücken können Cr-Oxide nennenswert abdampfen. Al-Oxide zeigen dagegen keine merkliche Abdampfung.

Aufkohlung: Es handelt sich um eine innere Korrosionsform unter Bildung von Karbiden die zu einem Mangel an schutzschichtbildenden Legierungsbestandteilen führt. Schäden durch Aufkohlungsvorgänge können im Bereich von Einspritzdüsen und benachbarten Brennkammerzonen auftreten, insbesondere im Bereich unterhalb von Ruß-/ Koksablagerungen.





Metal Dusting: Diese besondere Form der Aufkohlung wurde bei Fe-, Ni- und Co-Basislegierungen unter dauernden Aufkohlungsbedingungen beobachtet. Es kann zu starkem Materialverlust kommen. Diese Schadensform wird deshalb auch **katastrophale Aufkohlung** genannt (Lit 5.6.1.4-1). In einem Zwischenstadium bilden sich Karbide als innere Korrosionsprodukte. Die Oxide als Endprodukt des Schadensablaufs fallen typischerweise als Staub von der Oberfläche ab.

Grünfäule ("Green Rot"): Ist ebenfalls eine Form der Aufkohlung. In diesem Fall jedoch unter wechselnden aufkohlenden und oxidierenden Bedingungen (Lit. 5.6.1.4-1). Durch die Abbindung von Cr wird die Bildung einer schützenden Cr-Oxid-Deckschicht verhindert, was zur starken Oxidation von Fe-Anteilen führt. Extremer Abtrag wurde in einem Fall beobachtet, bei dem eine Ni-Basis Legierung mit Fe-Basis Schrauben bei geringem Sauerstoffaustausch verschraubt wurde. Dabei wurde besonders die Ni-Basis Legierung schwer durch Materialverlust bei deutlicher Grünfärbung geschädigt.

Sulfidation (Heißgaskorrosion - HGK, Sulfidierung, Aufschwefelung): Es handelt sich um einen Oxidationsvorgang unter der Einwirkung von Schwefel, der bei oxidationsbeständigen Werkstoffen mit einer mehrere Größenordnungen schnelleren Geschwindigkeit als der normale Oxidationsvorgang abläuft (Bild 5.6.1.4.1-2 und Bild 5.6.1.4.1-3). Sulfidation kann durch kleine Mengen von Silber ausgelöst und weiter beschleunigt werden (Bild 5.3-8, Lit. 5.6.1.4-2). Aus diesem Grund werden nicht selten von manchen Herstellern bei bestimmten Heißteilen nur unversilberte Schrauben und Muttern zugelassen.



Oxidation verlängert als schützende Deckschicht die Heißteillebensdauer. Im nicht schützenden Zustand führt sie jedoch zur Lebensdauerreduzierung.



Bild 5.6.1.4.1-2 (Lit. 5.6.1.4-1): Je nach dem Verlauf der Gewichtsänderung lässt sich bereits auf eine schützende oder schädigende Eigenschaft der Oxidschicht schließen (Skizze oben). Eine nicht abflachende Gewichtszunahme deutet auf eine fortschreitende Oxidation aufgrund einer sauerstoffdurchlässigen (Diffusion, oder Durchtritt infolge Porosität und/oder Rissbildung) Oxidschicht hin.

Die unteren Skizzen zeigen modellhaft die verschiedenen Schädigungsmöglichkeiten spröder Oxidschichten, je nachdem ob durch Volumenvergrößerung, Druckspannungen oder durch Volumenabnahme Zugspannungen induziert werden, welche die Schichtfestigkeit übersteigen. Sobald Rissbildung in der Oxidschicht auftritt, besteht die Gefahr einer Unteroxidation und damit des Absprengens der Oxidschicht, auch wenn Zugeigenspannungen vorliegen.

Bei Heißteilen werden in erster Linie drei Schadensmechanismen wirksam, die in jeder Kombination denkbar sind (Lit. 5.6.1.4-3):

- Feste und flüssige Ablagerungen erzeugen durch Schichtaufbau geometrische Veränderungen und beeinflussen damit z.B. die aerodynamische Güte von Profilen oder verstopfen Kühlluftbohrungen. Eine Verkleinerung tragender Querschnitte tritt nicht ein. Das Bauteil erfährt durch die anhaftenden Ablagerungen eine flächenbezogene Gewichtszunahme.

- Feste und flüssige **Partikel** führen zum Erosionsabtrag, geometrischen Veränderungen in Kombination mit der Schwächung tragender Querschnitte und Veränderung aerodynamischer Eigenschaften. Das Bauteil erfährt üblicherweise anfangs durch den "Beladungseffekt" (Bild 5.5.1.1-5) eine Gewichtszunahme. Nach einer Inkubationszeit erfolgt ein progressiver Gewichtsverlust.

- Die Reaktion mit **Gasen**, festen und flüssigen Ablagerungen bzw. Schmelzen führt zum Festigkeitsabfall, ohne dass notwendigerweise der Querschnitt verkleinert oder die Geometrie verändert wird. Bei der Reaktion mit Umgebungsmedien erfolgt eine nahezu lineare Gewichtsabnahme durch einen relativ langsamen flächigen Materialverlust.

Die Kombination der Schadensmechanismen kann die Schädigung gegenüber dem Einzeleinfluss deutlich verstärken. Läuft z.B. gleichzeitig mit einer schädigenden Reaktion die eine erosionsempfindliche Oberflächenschicht erzeugt eine Erosionsbeanspruchung ab, so entstehen immer neue frische Metallflächen, was wiederum eine Reaktion unterstützen kann. Damit kann sich ein selbstverstärkender Schadensablauf ausbilden.

Bild 5.6.1.4.1-3: Man unterscheidet zwei Schadensformen der Sulfidation. Den Typ I (oberhalb 800°C) und den Typ II (von ca. 600 °C bis 800°C). Diese Temperaturbereiche sind nicht von dem geschädigten Grundwerkstoff vorgegeben, sondern von der Zusammensetzung der aggressiven Ablagerungen. Hauptschadensmechanismus ist die Zerstörung der schützenden Oxid-Deckschicht und damit der Zutritt schädigender Salzschmelzen. Die Bestandteile gefährlicher Salzschmelzen sind Natrium, Vanadium, Magnesium, Kalium und Schwefel. In Maschinen die vergleichsweise sauberen Kraftstoff verbrennen, sind korrosionsgefährliche Ablagerungen gewöhnlich auf Verunreinigungen der Ansaugluft zurückzuführen. Weil Natrium, Chlor und Schwefel eine besondere Bedeutung haben, sind Maschinen, besonders Gasturbinen in Meeresatmosphäre und/oder bei schwefelhaltiger Staubbelastung (z.B. gipshaltige Stäube) gefährdet. Die Erfahrung hat gezeigt, dass Silber, z.B.bei versilberten Verschraubungen (Bild 5.3-8 und Bild 5.6.1.4.1-4), den Sulfidationsvorgang stark beschleunigen kann. Silber wirkt dabei wahrscheinlich vergleichbar einem Katalysator. Silberablagerungen können offenbar im Stillstand der Maschine entstehen. Das ist der Fall wenn Schwitzwasser über wässrige Korrosion und Oberflächenverunreinigungen auf versilberte Teile einwirkt. Diese wässrigen Lösungen mit gelösten Silberverbindungen werden dann zu anderen Bauteilzonen (z.B. Flanschansätze der Turbinenscheiben) transportiert. Aus diesen Lösungen scheidet sich offenbar wieder korrosionsauslösendes Silber ab. Dieser Schadensmechanismus ist erfahrungsgemäß entscheidend von den besonderen Umgebungsbedingungen abhängig. Bisher wurden ausgeprägte Schäden dieses Typs z.B. in der Nähe einer chemischen Fabrik beobachtet. Auch hier sei wieder darauf hingewiesen, dass bewusst eingebrachte Verunreinigungen in die Ansaugluft (Schadstoffverbrennung) genauestens auf potenzielle Auswirkungen dieser Art zu prüfen sind.

Den Schadensmechanismus der Sulfidation kann man sich wie folgt vorstellen:

• Der Grundwerkstoff (z.B. Ni-Basis) wird normalerweise durch eine kompakte Cr_2O_3 -Schicht geschützt, die für Schwefel (S) undurchdringlich ist.

• Verschiedene Mechanismen, wie z.B. die chemische Reaktion der Oxidschicht mit Salzschmelzen, können jedoch dazu führen, dass der Schwefel diese Hürde überwinden kann.

• Dabei "lockern" die Salzschmelzen durch Platzwechselvorgänge der in ihnen enthaltenen Metall-Ionen mit dem Cr die Cr_2O_3 -Schicht derart auf, dass Schwefel ungehindert eindiffundieren kann.

• Ist der Schwefel in den Grundwerkstoff eingedrungen, wird die Wiederausbildung der kompakten, schützenden Cr-Oxidschicht verhindert, sodass die Salzschmelze als Wegbereiter nicht mehr benötigt wird.

• Die Folge ist, dass der Grundwerkstoff durch beschleunigte Oxidation zerstört wird.

Offenbar genügt für den Schadensablauf schon sehr wenig Schwefel, weil dieser nur in einer schmalen Zone am Übergang zum Grundwerkstoff wirksam wird und die Bildung großer Ni-Oxidmengen unterstützt. Es reichen bereits kleinste Mengen Nickelsulfid für den Sauerstofftransport aus. Entsprechend schwierig ist der metallografische Nachweis. Eine zerstörungsfreie Methode zum Nachweis von Sulfidation an nur äußerlich zugänglichen Hohlkörpern (z.B. Turbinenleit- und Laufschaufeln im eingebauten Zustand, Bild 5.6.1.4.1 -1) ist die Magnetoskopprüfung. Sie zeigt größere Mengen von magnetischem, verarmten Grundmaterial an, das zu 90 % aus Ni und Co besteht. Unmagnetisch ist dagegen das kompakte Oxid und der unbeeinflusste Grundwerkstoff.



Versilberte Schrauben und Muttern in Heißteilen können durch Schwefeleinwirkung beschleunigt geschädigt werden als auch in Auflageflächen von Bauteilen Schäden/Rissbildung auslösen.

Problemanalysen der Maschinenelemente



Bild 5.6.1.4.1-4 (Lit 5.6.1.4-2): In diesem Fall (siehe "6" in Bild 5.3-8) traten nach mehreren tausend Betriebsstunden kleine **Risse** in Schrauben und Flansch eines hochbelasteten Rotors auf. Eine Untersuchung führte dies auf schwefelhaltige Säuren zurück. Sie lösten eine korrosive Reaktion des Materials aus. Der Schwefel stammte aus dem verwendeten Kraftstoff.

5.6.1.4.2 Schäden durch Hochtemperaturkorrosion (HTK)

Sulfidation (Bild 5.6.1.4.1-3) tritt in Bauteilbereichen mit für diese Schadensformen günstigen Betriebstemperaturen auf. Sie kann ganze Schaufelquerschnitte erfassen und auf diese Weise durchgehend schädigen (Bild 5.6.1.4.2-1). Besonders gefährdet sind schlecht belüftete Hohlprofile (Lit. 5.6.1.4-3), wie sie z.B. zur Gewichtsreduzierung bei dicken Schaufeln typisch sind, bei denen regelrechte "Fenster" im Blattprofil entstehen können. Gefährdet sind zusätzlich Flächen, auf denen sich besonders leicht Stäube absetzen, z.B. Stirnseiten von Leitschaufeldeckbändern.

Es gibt Hinweise, dass Sulfidation auch einer **Spannungsrisskorrosion ähnliche Effekte** wie verzögerte Rissbildung und beschleunigten Rissfortschritt auslösen kann .

Die **Lebensdauer keramischer Thermobarrieren** (**Wärmedämmschichten**) wird von Unteroxidation die zum Abplatzen führt, bestimmt. Dies wird von erstarrenden Ablagerungsschmelzen, welche in die funktionsbedingten Risse der Schicht eindringen, unterstützt (Bild 5.6.1.4.2-5).



Bild 5.6.1.4.2-1 (Lit 5.6.1.4-38): Dieses Bild nach einem Foto demonstriert die extreme Schädigung eines ND-Turbinenleitapparates nach mehreren 1000 Betriebsstunden. Der **Sulfidationsangriff** (Bild 5.6.1.4.1-3) beginnt in den hohlen Schaufelprofilen. Falls der Leitapparat "Intermeshfunktion" hat (Abbremsen bei Wellenbruch durch Schaufelkontakt) stellt sich die Frage nach der verbleibenden zuverlässigen Funktion.

Problemanalysen der Maschinenelemente

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Hochtemperaturkorrosion

Typische Korrosionsschädigungen, insbesondere an Stählen in Müllverbrennungsanlagen.



Bild 5.6.1.4.2-2 (Lit 5.6.1.4-9):Diese **Korrosionsarten** findet man vorzugsweise in rauchgasseitigen Müllverbrennungsanlagen (Bild 5.3.1-3 und Bild 5.3.1-4).

"A" Flächiger Angriff entsteht, wenn der Werkstoff bzw. alle Gefügekomponenten weitgehend gleich auf einen gleichmäßig verteilten Korrosionsangriff reagieren. Die Korrosionsschicht kann aus mehreren unterschiedlichen Lagen bestehen. Solche unterschiedlichen Oxide entstehen aus der Dynamik der Oberflächenveränderung durch Diffusionsvorgänge (z.B. Verarmung, Anreicherungen).

"B" bis "F" Ungleichmäßige Korrosionsformen können unterschiedliche Schadensbilder haben: Sie bilden sich, wenn örtlich eine höhere Korrosionsgeschwindigkeit auftritt. Bevorzugt sind Korngrenzen (interkristallin,

"**B**"). Die Korngrenze kann doppelt wirken. Als Schwachstelle im Grundwerkstoff und indem sich örtlich keine ausreichende Schutzschicht (Risse, Poren) bilden kann.

Spielt Erosion (z.B. durch Staub) eine Rolle (Erosionskorrosion, "E"), ist Grübchenbildung zu erwarten.(Bild 5.6.1-2, Bild 5.6.1-3 und Bild 5.6.1-8). Bei ausreichend hohen Zugspannungen (z.B. Wärmespannungen, Betriebsdrücke in Rohrleitungen) kann der **Rissfortschritt stark er**höht werden (**Spannungsrisskorrosion**, Bild 5.6.3.1.1-6).

Bild 5.6.1.4.2-3 (Lit 5.6.1.4-9): Das Reaktionsschema links soll einen Eindruck der komplexen und vielfältigen chemischen Vorgänge im Rauchgas von Müllverbrennungsanlagen vermitteln. Dargestellt ist eine Übersicht von Reaktionen der Verbindungen mit Alkalimetallen (Na, K) und Schwermetallen (Zn, Sn, Pb). Hier nicht angegebene Erdalkali-Metalle (Ca, Mg) bilden bei hohem Sauerstoffgehalt heißer Rauchgase Sulfate. Reaktionsprodukte, insbesondere Chlor- und Schwefelverbindungen wirken an der Oberfläche der Heißteile (Bild 5.3.1-3) als Salzschmelzen schädigend (Bild 5.6.1.4.2-2). Insbesondere zerstören sie schützende Oxidschichten oder verhindern deren Bildung. Die Vielfalt gibt ein Gefühl für die Komplexität der Schädigungsmechanismen (Bild 5.3.1-4) und die Problematik befriedigender Abhilfen (Kapitel 5.6.1.4.2). Es wird auch verständlich, dass ein anlagenspezifisches Vorgehen notwendig wer-





den kann. Ähnliche Probleme, wenn auch nicht so ausgeprägt, sind in Anlagen der Verbrennung/Vergasung/Pyrolyse von Biomasse (Bild 5.6.1.2-5 und Bild 5.6.1.2-6) denkbar. Das Diagramm rechts soll einen Eindruck der Größenordnung des zeitlichen **Materialverlusts** in Abhängigkeit von der Rauchgastemperatur geben. Damit lässt sich die zu erwartende **Lebensdauer** im Zusammenhang mit der erforderlichen **Mindestwandstärke** abschätzen.

Bild 5.6.1.4.2-4: Dieses Schadensbild entsteht, wenn Bauteilzonen über längere Zeit hoch überhitzt werden. Es ist mit einem als "Orangenschalen-Effekt" bezeichneten Aussehen zu rechnen. Diese Erscheinung ist besonders an Eintrittskanten der Hochdruck-Turbinenschaufeln zu beobachten. Es handelt sich um flache Rissfelder in einer Zone starker Oxidation mit merklichem Abtrag der Oberfläche. Dieser Abtrag im Zusammenspiel mit der Rissbildung führt zu einer orientierten Oberflächenstruktur ("Riffelbildung"). Die Thermoermüdungsrisse sind durch Oxidation aufgeweitet ("ausgewaschen"). Hier zeigt sich ein merklicher Zeiteinfluss und ein zumindest zeitweise sehr langsamer Rissfortschritt.



Ε

Bild 5.6.1.4.2-5 (Lit. 5.6.1.4.2): Auch scheinbar inerte Werkstoffe wie Keramiken können korrodieren bzw. mit äußeren Einflüssen reagieren. Als typische Schadensmechanismen keramischer Wärmedämmschichten aus ZrO₂ sind zu nennen:

"A": Erosion durch Partikel und/oder Gasstrom (Bild 5.6.1-3 und Bild 5.6.2-1). Typisch sind Schäden an den Hochdruckturbinensegmenten (gehäuseseitige Dichtflächen gegenüber den HDT Rotorschaufelspitzen).

"B": Schmelzen von Staubablagerungen können in der Brennkammer entstehen und/oder auf der stark aufgeheizten Thermobarriere der Schaufelblätter. Solche Schmelzen können beispielsweise niedrig schmelzende Silikate aus angesaugtem Staub sein (Bild 5.6.1.4-5). Dringt die Schmelze in die Segmentierungsrisse ein, kann bei der Abkühlung im erstarrten Zustand eine Sprengwirkung auftreten.

Salzschmelzen dürften diesen physikalischen Effekt weniger ausgeprägt zeigen. So schrump-

fen z.B. Vanadat-Sulfate bei derErstarrung so, dass gefährlich hohe Druckspannungen nicht zu erwarten sind (Bild 5.6.1.4-5).

D

ca. 1 mn

Problemanalysen der Maschinenelemente

"C": Chemische Reaktion mit Ablagerungen (z.B. Rückstände aus Kraftstoffen). Aus Versuchen lässt sich erkennen, dass Verbindungen der Elemente Natrium (engl. Sodium), Schwefel, Vanadium und wahrscheinlich auch Blei und Phosphor in erster Linie für die Heißgaskorrosion von Thermobarrieren verantwortlich sind. Die Aggressivität entsteht insbesondere bei der Oxidation der Kraftstoffverunreinigungen während der Verbrennung in der Brennkammer. Dabei entstehen stark sauer oder basisch wirkende Salzschmelzen (Bild 5.6.1.4.1-3).

"D": Abheben der Schicht infolge schlechter Haftung (z.B. durch Fertigungsprobleme).

"E": Oxidation der Kontaktfläche, z.B. der Haftschicht auf Grund der Leitung von

Sauerstoffionen durch die heiße keramische Schicht. Dieser Versagensmechanismus hat eine relativ lange Inkubationszeit (bis mehrere 1000 Betriebsstunden) und ist somit besonders problematisch. Auch korrosive Gase können die Wärmedämmschicht durchdringen. So kann z.B. NaCl-Dampf die schützende Oxidschicht auf der Haftschicht schneller wachsen lassen. Die entstehende dickere porösere Oxidschicht unterstützt ein Abplatzen.

Gegenüber Korrosion durch Salzschmelzen ist üblicherweise das Zirkonoxid der Wärmedämmschicht resistenter als selbst die hoch oxidationsfesten MCrAlY-Haftschichten. Beobachtungen legen nahe, dass selbst dünne ZrO₂-Schichtreste einen Angriff der Haftschicht durch Salzschmelzen verhindern.

Auch feste anorganische Oxide können, indem sie sauer wirken, Thermobarrieren schädigen.

"F": Wärmespannungen aus Fertigung und Betrieb können besonders im Bereich konvexer Radien und Kanten zu Abplatzungen führen. Bei konvexen Oberflächen wie auf der Saugseite von Turbinenschaufeln wirken die hohen Druckspannungen in der Keramikschicht besonders ablösend. Auf konkaven Flächen ist das Gegenteil der Fall (Lit. 5.6.1.4-11). Es gilt vereinfacht die Beziehung: Die Spannung senkrecht zur Oberfläche steigt direkt mit dem Radius der Oberflächenkrümmung (d.h. je flacher die Krümmung umso empfindlicher für Abplatzungen!), der Schichtdicke und der Spannung in der Schicht parallel zur Oberfläche.

"G": Oberflächliches Ausbröckeln nach längeren Laufzeiten in einer Heißgasströmung. Diese Partikel können die Lebensdauer diffusionsbeschichteter Heißteile (z.B. Turbinenschaufeln) deutlich verkürzen (Bild 5.3.2-4).

5.6.1.4.3 Maßnahmen gegen Schäden durch Hochtemperaturkorrosion/Heißgaskorrosion

- **Sulfidationsgefährdete Heißteile** sollten nach Möglichkeit aus hoch Cr-haltigen Nickellegierungen hergestellt werden. Ist dies auf Grund der erforderlichen Festigkeitseigenschaften nicht möglich, bleibt nur eine geeignete Oberflächenbeschichtung.

- Der **Nachweis** einer fortgeschrittenen Sulfidation im Inneren von Bauteilen (Bild 5.6.1.4.2-1) ist **zerstörungsfrei mit einer Magnetsonde** (Magnetoskop) möglich (Bild 5.6.1.4.1-3). Magnetisch ist die verarmte Restwandstärke und nicht das Ni-Oxid (siehe Abschnitt 'Oxidationsschäden')...

- **Beschichtung** der Heißteile mit Schichtsystemen, die auf den *vorherrschenden Schadensmechanismus* abgestimmt sind.

- Die Auswahl geeigneter Schichtsysteme für den jeweiligen Anwendungsfall ist von großer Bedeutung. Anzustreben sind dichte, gut haftende und nur langsam wachsende chemisch und mechanisch (gegen Erosion und Thermoermüdung) stabile Oxiddeckschichten. Die am häufigsten angewandten Schichtsysteme beruhen auf Cr_2O_3 - oder Al_2O_3 -Bildung. Solche Schichten werden durch Diffusionsglühung in besonderen Medien (Pulver, Gas) oder als Auflageschichten (meist) durch thermisches Spritzen hergestellt. Die Schichtdicken liegen üblicherweise zwischen 0,050 und 0,100 mm. Je größer die Schichtdicke, umso stärker kann die Grundwerkstofffestigkeit beeinträchtigt werden. Hier sind Kompromisse notwendig. Als Schutz gegen Heißgaskorrosion (Sulfidation) sind in erster Linie Cr_2O_3 -Deckschichten geeignet. Der am häufigsten verwendete Schichttyp sind die Alitierschichten, die oft durch eine Pt- Zwischenschicht auf dem Grundmaterial modifiziert und dann als PtAl- Schichten bezeichnet werden. Pt soll den Effekt einer Diffusionssperre haben. Zusätzlich verbessert es den Schutz gegen Heißgaskorrosion vom Typ I weil es sich im Betrieb auch in der äußeren Schichtzone anreichert.

Es ist zu berücksichtigen, dass **Diffusionsschichten bei niedrigen Temperaturen relativ spröd** sind und es durch Wärmedehnungen beim Start und Abstellen des Triebwerks zur Rissbildung (Coating Cracks) kommen kann. In dieser Beziehung verhalten sich Plasmaspritzschichten vom Typ MCrAIY (M steht für ein "Metall" wie Fe, Co, Ni) besser als Diffusionsschutzschichten. Bei MCrAIY Schichten erfolgt der Übergang vom spröden zum duktilen Verhalten bereits bei relativ niedriger Temperatur.

Einen Schutz gegen **Sulfidation** bieten geeignete Schichten, vorzugsweise mit hohem Cr-Anteil (z.B. Cr-Diffusionsschichten). Oxidationsschutzschichten mit hohem Al-Anteil, wie Al-Diffusionsschichten, bieten nur einen begrenzten Schutz.

Vermeidung von Silber als Beschichtungen (z.B. an Verschraubungen) oder als Verunreinigungen in Heißteilen. Problemanalysen der Maschinenelemente

Äußere Einflüsse Korrosion ohne mechanische Belastung: Hochtemperaturkorrosion

Vermeidung von **Ruß- und Koksbildung**, wenn in diesem Bereich Heißgaskorrosion zu erwarten ist.

- Vermeidung der **Kombination von Fe-Legierungen mit Ni-Legierungen** an Heißteilen wegen der Gefahr der Grünfäule.
- Rechtzeitige Überprüfung des Bauteilzustands:

Oxidationsschäden zeigen sich durch "**Orangenschaleneffekt**" (engl. alligator skin cracking, Bild 5.6.1.4.2-4). Diese Schäden sind durch eine Boroskopinspektion erkennbar und bei ausreichender Erfahrung mit dem betroffenen Triebwerkstyp ist eine grobe Abschätzung der Restlebensdauer möglich.

Ist die Schädigung äußerlich noch nicht deutlich fortgeschritten, muss von einem repräsentativen Teil ein Schliff für metallografische Untersuchungen erstellt werden, um den Grad der Abzehrung zu ermitteln.

Bei der Sulfidation bilden sich durch die Oxidbildung ferromagnetische Bereiche (Bild 5.6.1.4.3-1). Diese lassen sich auch von außen an unzugänglichen Innenwänden (Rohr, Schaufel, Wand) durch eine geeignete Magnetsonde (Magnetoskop, "Förstersonde") nachweisen. So ist eine zerstörungsfreie Überprüfung der Bauteile bei Zugänglichkeit im eingebauten Zustand bei einer Zwischeninspektion oder Überholung möglich.

- Unbelüftete Hohlräume, wie einseitig geschlossene hohle Schaufelprofile bei Niederdruckturbinen, sind zu vermeiden. Auch eine vollkommene Schließung ist erfahrungsgemäß problematisch, da im Betrieb durch Rissbildung Sauerstoff und korrosive Medien eindringen können.

Am sichersten ist unter diesem Gesichtspunkt die Vermeidung von Hohlräumen. Falls dies nicht möglich ist, sollte eine **Innenbeschichtung** vorgesehen werden. Diese sollte aus einer Crhaltigen Schicht (Inchromierung) bestehen und nicht aus den üblichen Al-Diffusionsschichten, welche gegen Sulfidation keinen optimalen Schutz bieten.

- Beim **Waschen**/Reinigen eines Aggregats/Bauteils (z.B. eines Verdichters) zur Entfernung von Salzablagerungen und Staub ist darauf zu achten, dass möglichst **keine Verunreinigungen in die Heißteile** transportiert werden und sich dort abscheiden. Deshalb sind geeignete Vorschriften vom Hersteller zu erstellen und gegebenenfalls vom Betreiber zu befolgen.

Müllverbrennung und andere Anlagen (Bild 5.6.1.2-5 und Bild 5.6.1.2-6) mit hohem Schadstoffanteil:

Diese sind für den Konstrukteur eine besonders anspruchsvolle Herausforderung. Das Heißgas weist hier **aggressive Bestandteile in hoher Konzentration** auf (Bild 5.6.1.4.2-3) bei zusätzlicher staubbedingter **Erosionsbeanspruchung**. Die Erfahrungen mit dem Betriebsverhalten (Lit. 5.6.1.4-9) der heißgasbeaufschlagten Bauteile (Kessel, Bild 5.3.1-3) können für ähnliche Fälle

eine Hilfe zur Beherrschung dieser Korrosionsbelastungen sein. Ein akzeptabler Erfolg lässt sich von der **Kombination mehrerer Maßnahmen** erwarten (Bild 5.6.1.4.2-1).

Konstruktive Maßnahmen der Anlagengestaltung:

Zunächst bietet sich ein möglichst korrosionsfestes Material der Kesselrohre an. Neben dieser Eigenschaft sind weitere gefordert:

- Gute Wärmeleitfähigkeit.

- Angepasste Wärmedehnung an die benachbarten Einbauten und Befestigungen.

- Kostengünstiges Gesamtkonzept.

Eine Möglichkeit sind **beschichtete** preiswerte (niedrig legierte) Stähle. Eine bewährte Beschichtung sind aufgeschweißte Nickellegierungen (IN 625). Bei Sulfidation bietet sich besonders eine Version mit erhöhtem Si-Anteil (626Si) an. Ebenfalls Schutz vor diesem Angriff lassen erhöhte Cr-Gehalte und damit mehr Cr-Oxide erwarten. CrNi-Stähle vom Typ 18/10 reichen für einen solchen Schutz nicht aus.

Ein günstiges Preis-Leistungsverhältnis verspricht man sich dagegen von Beschichtungen des Typs FeCrSil.

- Nach Möglichkeit ist der direkte Kontakt der Bauteile mit den Rauchgasen zu vermeiden,

ein Abscheiden aggressiver Korrosionsmedien (Schmelzen) zu vermeiden.

Schutzschilde aus Blechen hochlegierter Stähle. An ihnen bilden sich gegebenenfalls die Ablagerungen.

Beschichtungen ('Verkleidungen') können keramisch (SiC) oder metallisch (Aufschweißen, thermisches Spritzen) sein. Keramische Beschichtungen haben den Nachteil schlechterer Wärmeleitung.

In beiden Fällen ist mit einem häufigeren Tausch bzw. Reparatur zu rechnen.

Verfahrenstechnische Maßnahmen

- Maßnahmen den Anteil **schädlicher Verunreinigungen**, insbesondere Metall-Salzschmelzen im Rauchgas (Bild 5.6.1.4.2-3), zu verringern.

- Absenkung der Bauteiltemperatur.

Damit wird die Reaktionsgeschwindigkeit im Korrosionsablauf deutlich gesenkt ($+10^{\circ}$ C bedeutet Verdoppelung, RGT-Regel = Arrhenius-Regel = Van 't Hoffsche Regel) und es entstehen weniger korrosive Salzschmelzen in den Ablagerungen.

- Bessere **Verbrennung** (ausreichendes Sauerstoffangebot). Eine Optimierung der Regelung und Vermischung der zugeführten Luft ist zu prüfen.

- Zugabe über Düsen von **Additiven** (Ca-Oxid-, Mg-Oxid-Pulver) in die Verbrennung. So lässt sich der Schwefelgehalt in einigen aggressiven Schmelzen der Rauchgase reduzieren. Der Erfolg wird jedoch anscheinend durch neue Schmelzen in Frage gestellt.Diese Problematik lässt sich offenbar mit weiter optimierten Additiven entschärfen (Zugaben von Al-Oxid, Si, Fe,Ca). Eine schützende glasartige Schicht bilden Silikat-Additive auf den Kesselrohren.

um





Nachweis der Schutzwirkung im (Labor-) Versuch:

Die Komplexität der Korrosionsvorgänge lässt eine ausreichend betriebsnahe, anwendungsspezifische Entwicklung und Erprobung der **Schutzmaßnahmen** trotz umfangreicher theoretischer Erkenntnisse und großer "Rechenpower" als unumgänglich erscheinen. Man denke nur an das dynamische Zusammenwirken von Gasen, Belägen, Schmelzen Reaktionsprodukten und Grundmaterial. Eine aussagekräftige Simulation, vergleichbar der Erprobung von Maschinenkomponenten/ -elementen, ist eine große Herausforderung. Grundsätzlich müssen **Laboraussagen durch geeignete Ergebnisse aus der Anlage verifiziert** werden.

Vereinfachte vergleichende Tests können zur **Werkstoffauswahl** (Grundmaterial, Beschichtungen) dienen. Im europäischen Rahmen wurde die Anleitung EFC 1995 für solche Versuche erarbeitet.

Literatur zu Kapitel 5.6.1.4

- **5.6.1.4-1** Ralf Bürgel, "Handbuch der Hochtemperatur-Werkstofftechnik", Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, 1998 ISBN 3-528-03107-7, Seite 247 bis 305.
- **5.6.1.4-2** P. König, A. Rossmann, ""Ratgeber für Gasturbinen-Betreiber", Vulkan Verlag Essen, 1999, ISBN 3-8027-2545-X, Seite 95 und 114.
- **5.6.1.4-3** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken -Problemorientierte Triebwerkstechnik" Band 1, ISBN 3-00-005842-7, 2000, Kapitel 5.4.5.
- **5.6.1.4-4** D.M. Nissley, "Thermal Barrier Coating Life Modeling in Aircraft Gas Turbine Engines", Zeitschrift "Journal of Thermal Spray Technology" Volume 6 (1), March 1997, Seite 91-97.
- **5.6.1.4-5** R.L.Jones, "Some Aspects of the Hot Corrosion of Thermal Barrier Coatings", Zeitschrift "Journal of Thermal Spray Technology" Volume 6 (1), March 1997, Seite 77-84.
- **5.6.1.4-6** E. Berghof-Hesselbächer, H. Echsler, P. Gawenda, M. Schorr, M. Schütze, "Time and Temperature Dependent Development of Physical Defects in Thermal Barrier Coating Systems", Zeitschrift "Praktische Metallografie", 40 (2003) 5, Carl Hanser Verlag, München, Seite 210-230.
- **5.6.1.4-7** N.Czech, "Korrosion und Beschichtungen", 40 (2003) 5, aus "Stationäre Gasturbinen" Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, ISBN 3-540-42831-3, 2003, Seite 749-757.
- **5.6.1.4-8** "Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, "Seite 336.
- **5.6.1.4-9** C.Schroer, J.Konys, "Rauchgasseitige Hochtemperatur-Korrosion in Müllverbrennungsanlagen - Ergebnisse und Bewertung einer Literaturrecherche", Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Technik und Umwelt, Wissenschaftlicher Bericht FZKA 6695, ISSN 0947-8620, 2002, Seite 1-85.
- **5.6.1.4-10** P.H.Effertz, "Schäden durch Hochtemperaturkorrosion", G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage, DGM, Verlag Wiley-VCH, 2008, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 277-301.
- **5.6.1.4-11** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken -Problemorientierte Triebwerkstechnik" Band 4, ISBN 3-00-017734-5, 2005, Kapitel 16.2.2.8-4.3.

5.6.2 Verschleißbeschleunigte Korrosion



Besonders schädigend wirkt sich die Kombination von Verschleiß und Korrosion aus. Hierzu gehört das Zusammenwirken von Erosion und Korrosion (Erosionskorrosion, siehe auch Bild 5.1-2) sowie Kavitation und Korrosion (Kavitationskorrosion, Bild 5.1-3). Dabei tritt Erosion in abrasiver Form durch feste Partikel, aber auch durch Flüssigkeiten als Tropfenschlag oder Kavitation auf. Die Erosion schädigt vor Korrosion schützende Deckschichten, die gerade den Korrosionswiderstand der Werkstoffe wie rostfreie Stähle (Typ CrNi-Stähle), Ni-Legierungen, Leichtmetalle (z.B. Al-Legierungen) und Ti-Legierungen begründen. Schützende Deckschichten können sich aber auch durch Reaktionen (Oxidation) mit dem durchströmenden Medium bilden. Beispielsweise in Rohrleitungen aus niedrig legierten Stählen vom Heizungssystem der Haustechnik. Eine Schädigung dieser Schichten führt zum Versagen (Leckage) von Rohr- und Kesselwandungen.

Neben 'konventionellen' Anlagen wie Kohlekraftwerke, Wasserkraftwerke, Ölgewinnung, und chemischen Anlagen, muss gerade bei der Erzeugung regenerativer Energien wie

- Biogasanlagen,

- Abfallnutzung,

- oder Geothermie auch in Form von Anlagen mit Wärmepumpen

mit besonders korrosiven und erosiven Medien im Primärkreislauf gerechnet werden. Dabei handelt es sich in erster Linie um **inhomogene Strömungen** d.h. **aus mehreren Phasen** (Bild 5.6.1.1-6 und Bild 5.6.2-1). Auch in Anlagen der **Verbrennung und Vergasung von Müll oder Biostoffen** (Holz, Bild 5.6.1.2-5 und Bild 5.6.1.2-6) ist mit auslegungsrelevanter Erosionskorrosion zu rechnen. Hier geht es besonders um von verschmutzten Heißgasen beaufschlagte Flächen (Kessel und Rohrleitungen, Bild 5.3.1-3). Für die Schädigung nachgeschalteter Aggregate wie Gasmotoren und Turbomaschinen ist die Reinheit der Gase von entscheidender Bedeutung. Diese ist von den Filtern und Abscheidern abhängig, die ihrerseits von **Erosionskorrosion** beansprucht sind.

Äußere Einflüsse

Verschleiß + Korrosion

orrosives Medium ng mit keln	Herkunft/Ursache der Erosion - Bei Erhitzung eingebracht	Betroffene Bauteile/ Komponenten (typische)
ng mit keln	- Bei Erhitzung eingebracht	
	 Abheb/abgeloste Reaktionsschichten Abplatzende Ablagerungen Umlaufende Strömung 	Verdichter, Gasturbinen, Wärmetauscher/ Kühler Gehäuse und Labyrinth- dichtungen im Bereich rotierender Wellen (Bild 3.8.1.4-3).
ng mit Flüssigkeits- opfenschlag)	- Kondensat	Verdichter, Dampfturbinen, Wärmetauscher
ng mit Schmelz- rasion, Reaktion)	- Geschmolzener Staub	Kraftwerkskessel, Gasturbinen, (Bild 3.8.1.4-2)
strömung mit en (Kavitation)	- niedriger Druck - hohe Temperatur	Pumpen, Rohrleitungen, Wärmetauscher
strömung mit Abrasion)	 Bei Erhitzung eingebracht Abrieb/abgelöste Reaktionsschichten Abplatzende Ablagerungen Bild 3.4.2.2 und 3.7.1-4) 	Pumpen, Rohrleitungen, Wärmetauscher
omung (Abrasion)	- Förderung von Verbrennungsmaterial, z.B. Kohlestaub, Holzpartikel	Förderer (Schnecken, Kolben und Wurfsysteme) Rohrleitungen,
	ng mit Flüssigkeits- opfenschlag) ng mit Schmelz- asion, Reaktion) strömung mit en (Kavitation) strömung mit Abrasion)	 Abplatzende Ablagerungen - Abplatzende Ablagerungen - Umlaufende Strömung ng mit Flüssigkeits- opfenschlag) - Kondensat - Geschmolzener Staub - niedriger Druck - hohe Temperatur - Abrieb/abgelöste Reaktionsschichten - Abplatzende Ablagerungen Bild 3.4.2.2 und 3.7.1-4) - Förderung von Verbrennungsmaterial, z.B. Kohlestaub, Holzpartikel

Bild 5.6.2-1 (Lit. 5.6.2-3 und Lit. 5.6.2-8): Inhomogene, d.h. aus mehreren Phasen bestehende Strömungen sind besonders erosionskorrosiv. Dazu gehören flüssig (Wasser)/gasförmig (Luft, Dampf), flüssig/fest (Partikel aus Gestein, von Ablagerungen und Reaktionsschichten im System), und gasförmig/fest (Asche, Ablagerungen im System). Von diesen Beanspruchungen können eine Vielzahl unterschiedlicher Maschinen/Komponenten betroffen sein. Dazu gehören je nach Anlage: - Rohrleitungen,

- Wärmetauscher,
- Kühler, Kondensatoren,
- Heizungssysteme,
- Pumpen,
- Turbinen,
- Filter, Abscheider,
- Ventile und Regler.

Anlagen bzw. Komponenten der Energiegewinnung aus Bio-/Abfallstoffen und Erdwärme arbeiten häufig mit Strömungen besonders korrosiver Übertragungsmedien. Das gilt sowohl für Flüssigkeiten, insbesondere verunreinigte Wässer (Chlor, Schwefel, Natrium, Kalium usw.) als auch für Gase (Heißgaskorrosion und Korngrenzenoxidation). Auch mitgeführte Partikel wie Gips $(CaSO_4)$ lösen im Ablagerungsbereich wegen des Schwefels bei geeigneten Betriebstemperaturen Sulfidation aus. Besonders bei der Verarbeitung von Biomasse können in Konzentrationsbereichen von Mikroorganismen Werkstoffe überfordert sein, die bei der vorgesehenen geringeren/mittleren Konzentration durchaus genügen. Hier beobachtet man an den üblicherweise verwendeten Stählen insbesondere Lochfraß.

Im Hochtemperaturbereich von Verbrennungsräumen und Turbinen wirken Salzschmelzen besonders schädigend. Sie reagieren mit den schützenden Oxidschichten und zerstören diese (Sulfidation, Lit. 5.6.2-8). Eine besondere Form der Erosionskorrosion zeigt Bild 5.1-2. Hier entsteht der Erosionseffekt durch das Abplatzen erstarrter Staubschmelzen bei Temperaturwechseln. Selbst keramische Schichten wie Wärmedämmschichten aus Zirkonoxid (Bild 5.6.1.4.2-5) und Feuerfestmaterialien in Brennräumen und Abgasführungen von Abfallverbrennungsanlagen halten Salzschmelzen und Sublimaten (Kondensaten) nicht immer Stand (Lit. 5.6.1.4.2-5). Sie sind dann auch kein ausreichender Schutz für die darunter liegenden zu schützenden Metallkomponenten.

Äußere Einflüsse Verschleiß + Korrosion

Literatur zu Kapitel 5.6.2

- **5.6.2-1** J.A.Kubiak, G.Urquiza-Beltran, "Simulation of the effect of scale deposition on a geothermal turbine", Zeitschrift "Geothermics", ISSN 9375-6505, 2002, Vol 31, No. 5 Seiten 545-652.
- **5.6.2.4-2** C.Messal, "Sonderwerkstoffe im Einsatz, Tipps zur korrosionsgerechten Werkstoffauswahl in hochkorrosiven Medien", Vorlesungsscript 2009", Seite 1-25.
- **5.6.2-3** D.Bendix, "Stand und Perspektiven des Korrosionsschutzes in Anlagen zur regenerativen Energieerzeugung", ATZ Entwicklungszentrum, 6/2006, Seite 1-16.
- 5.6.2-4 "Geothermie", de.wikopedia.org, 25.02.2010, Seite 1-26.
- 5.6.2-5 "Biogasschulung, ORC-Technologie", Fa. Syneco, 2009, Vorlesungsscript 2009".
- 5.6.2-6 "...geothermische Anwendungen", Fa. TURBODEN, Dok.: 09Z00295_d, 25.11.2009.
- **5.6.2-7** A.Dahn, "Die Megawatt-Bohrer", Zeitschrift "Technology Review", März 2010, Seite 44-52.
- **5.6.2-8** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Problemorientierte Triebwerkstechnik Band 3", ISBN 3-00-017733-7, 2000, Kapitel 11.2.3.1.

5.6.3 Korrosion bei mechanischer Belastung

5.6.3.1 Korrosion bei statischer Belastung -Spannungsrisskorrosion



Je höher die Werkstofffestigkeit bei entsprechender Nutzung umso größer das Risiko von Risskorrosion und schädlichem Wasserstoffeinfluss.

Spannungsrisskorrosion (SpRK, engl. SCC) ist ein gewöhnlich makroskopisch sprödes Versagen (Rissbildung bis Bruch) unter ausreichend hohen **Zugspannungen** bei einem Korrosionseinfluss eines werkstoffspezifischen Mediums.

Sie ist durch folgende Schadensmerkmale gekennzeichnet:

- ungewöhnlich schnelles Risswachstum (Bild 4.3-13 und Bild 5.6.3.1-5).
- Versprödung bzw. verminderte Brucheinschnürung
- Abfall der Standzeit, d.h. der Lebensdauer unter statischer Belastung
- Abfall der Bruchenergie, bzw. der Risszähigkeit ($K_{IC} > K_{ISCC}$)

Eine der Voraussetzungen ist der für das einwirkende Medium empfindliche Werkstoffzustand (Bild 5.6.1-1). Ein solcher kann durch ungünstige Einflüsse wie **Wärmebehandlung, Schweißen** und **Kaltverformung** entstehen (Lit. 5.6.3.1-12). SpRK findet man bei unterschiedlichen Werkstofffamilien. Hierzu gehören niedrig- und hoch legierte Stähle, Leichtmetalllegierungen (Al, Mg, Ti) und Cu- Legierungen (Bronzen, Messing).

Selbst nichtmetallische Werkstoffe zeigen SpRK-Verhalten. Hierzu gehören Gläser und Keramiken mit Glasphasen in Feuchtigkeit (Bild 5.6.3.1.1-8). Auch Kunststoffe sind empfindlich. Typisches Beispiel ist Acrylglas.

Besonders SpRK-gefährdet sind harte bzw. hochfeste Werkstoffvarianten. Das Risiko steigt mit der, entsprechend ihrer Festigkeit auslegungsbedingten erhöhten Betriebsbelastung. Dadurch kann es nach einer Rissbildungsphase wegen der bei Korrosionseinfluss verminderten Risszähigkeit (K_{ISCC}) relativ früh zum katastrophalen Versagen kommen. Spannungsrisskorrosion lässt sich sicher vermeiden, wenn eines der drei Kriterien (empfindlicher Werkstoff, spezifisches Medium, ausreichende Zugspannungen) für die Ausbildung dieser Korrosionsform durch geeignete Maßnahmen ausgeschlossen werden kann.

Das häufigste und äußerst aggressive Korrosionsmedium sind **chlorionenhaltige wässrige Medien**, d.h. **Meeresatmosphäre** (Schwitzwasser/Kondenswasser) bzw. Meerwasser. Damit ist auch in größerer Entfernung vom Meer zu rechnen. Beispielsweise gilt dies für das gesamte Westeuropa. Auch viele Stäube (z.B. in Wüsten) enthalten entsprechende Salze die von der Luft transportiert werden. Dies gilt besonders für 'luftatmende' Maschinen wie Turbomaschinen und Motoren.

Auch nicht wässrige Medien wie Salzschmelzen können werkstoffspezifisch SpRK auslösen. Ein typisches Beispiel sind **Titanlegierungen** (Bild 5.6.3.1.1-7 und Bild 5.6.3.1.1-10) unter Einfluss von **Heißsalz** aus NaCl-Ablagerungen. Auch **Schwefel**, z.B. als Zersetzungsprodukt von MoS_2 -haltigen Schmiermitteln kann an **Ni-Legierungen** bei Temperaturen von wenigen 100 °C unter Sauerstoffmangel SpRK auslösen.

Häufig, beispielsweise bei martensitischen Stählen höherer Festigkeit, beobachtet man im mikroskopischen Bruchbild typische **Anzeichen für Wasserstoffeinfluss** (Bild 5.7.1-2). Man spricht in diesen Fällen, von **wasserstoffinduzierter** Spannungsrisskorrosion (H-ind. SpRK, Lit. 5.6.3.1-11, Bild 5.7.1-4).

Messungen der sog. Stromdichte-Potenzial-Kurven (Bild 5.6.3.1-1) sind geeignet, auf das SpRK- Verhalten von Werkstoffen zu schließen.



Bild 5.6.3.1-1 (Lit. 5.6.3.1-6 und Lit. 5.6.3.1-12): Diese Messungen sind für die Einschätzung des Korrosionsverhaltens und der Korrosionsvorgänge gut geeignet. Verwendet wird der Messaufbau in der linken Skizze. Die Messwerte werden entsprechend dem Diagramm rechs ausgewertet. Auf der Ordinate das aufgezwungene Spannungspotenzial, auf derAbszisse die Stromdichte. Dies ist die Stärke des fließenden Stroms, bezogen auf die Probenfläche.

Wenn die Stromdichte steil ansteigt ist das

'Durchbruchspotenzial' erreicht. Es zeigt sich, dass die **Dehnungsgeschwindigkeit** solchen Versuchen einen entscheidenden Einfluss hat. Überschreitet sie einen **werkstoff- und elektrolytspezifischen Grenzwert** (Bild 5.3.1.1-4 und Bild 5.6.3.1.1-5) zeigt die Kurve im Gegensatz zu stationären Belastungsbedingungen (z.B. verspannte Biegeprobe/U-Probe) ein ausgeprägtes Maximum, In diesem Bereich tritt SpRK auf.

5.6.3.1.1 Grundlagen der Spannungsrisskorrosion



Spannungsrisskorrosion umfasst eine Reihe rissauslösender Mechanismen (siehe Seite 5.6.3.1.1-4 und Bild 5.6.3.1.1-7), die für sich betrachtet nur bei Erreichen der folgenden drei Voraussetzungen des Korrosionssystems ausgelöst werden:

- spezifisch korrosionsempfindlicher Werkstoff (Tabelle 5.6.3.1.1-10)
- spezifisches Korrosionsmedium (Bild/Tabelle 5.6.3.1.1-9)
- Zugspannungen über einen Schwellenwert bzw. Überschreiten einer kritischen Dehnrate (Dehngeschwindigkeit), siehe Bild 5.6.3.1-1, Bild 5.6.3.1.1-4 und Bild 5.6.3.1.1-5.



SpRK kann abhängig von den Korrosions-, Belastungs- und Werkstoffeinflüssen interkristallin oder transkristallin erfolgen. Sie läßt sich je nach Schadensmechanismus in zwei Hauptgruppen einteilen: Spannungsinduzierte und dehnungsinduzierte SpRK. Das Schadensbild kann je nach Oberflächenverhalten und Beanspruchungshöhe unterschiedlich sein (Bild 5.6.3.1.1-6).

Bei der spannungsinduzierten Korrosion (klassische SpRK) bildet sich der Riss während **des Einwirkens einer konstanten Last** (Dehnungsgeschwindigkeit = Null) aus. Es erfolgt ein Aufreißen der Schutzschichten (Bild 5.6.3.1.1-4), wobei das Korrosionsmedium örtlich auf freigelegte, ungeschützte Metalloberflächen einwirken kann. Im Endeffekt ist also auch hier die Dehnung als Ursache der örtlichen Zerstörung der Deckschicht (Bild 5.6.3.1.1-3 und Bild 5.6.3.1.1-4) entscheidend. Diese erfolgt vor dem rissbildenden Korrosionsangriff. Die Bildung einer solchen Deckschicht an der Phasengrenze zwischen Metall und Angriffsmittel ist somit eine notwendige Voraussetzung für das Eintreten der SpRK. Diese Korrosionsart weist charakteristische Schadensmerkmale auf (Bild 5.6.3.1.1-4 und Bild 5.6.3.1.1-5). Grenzspannungen (5.6.3.1.1-2) und Grenzpotenziale sind typische Kenngrößen der SpRK und mit geeigneten Prüfverfahren zu ermitteln. Unterhalb dieser Kenngrößen erfolgt keine SpRK. Man unterscheidet zwischen anodischer SpRK (wie vorstehend beschrieben) und der kathodischen SpRK ("wasserstoffinduzierte Rissbildung", siehe auch Bild 5.7.1-4) bei der während der Korrosionsreaktion gebildeter atomarer Wasserstoff in das aufgeweitete Metallgitter eindringt. Ein solcher Bereich ist typischerweise ein Kerbgrund oder eine Rissspitze mit hoher Spannungskonzentration. An solchen Stellen erfolgt z.B. bei austenitischen CrNi-Stählen und Cl-Ioneneinwirkung oberhalb von 80°C ein trans- oder interkristalliner (z.B. bei Vergütungsstählen) Rissfortschritt. Bei anodischer SpRK ist es denkbar, dass im Rissspalt



durch Entladung von Wasserstoffionen H-Atome entstehen, die durch Diffusion versprödend wirken und das periodische Risswachstum beeinflussen (Bild 5.6.3.1.1-4).

Dehnungsinduzierte Spannungsrisskorrosion (Lit. 5.6.3.1-1) ist dann zu erwarten, wenn als Folge der plastischen Verformung ein Einreissen der spröden Reaktionsschicht (Bild 5.6.3.1-2) eintritt und nicht genügend Zeit für ein Ausheilen der Deckschicht zur Verfügung steht. Dies ist dann der Fall, wenn die Schichtwachstumsgeschwindigkeit kleiner als die Dehnungsgeschwindigkeit ist (Bild 5.6.3.1.1-4). Diese Korrosionsform ist bei hochfesten Titanlegierungen typisch. Bei der klassischen SpRK wird eine untere kritische Dehnungsgeschwindigkeit nicht beobachtet.

Bild 5.6.3.1.1-2 (Lit. 5.6.3.1-1 und 5.6.3.1-2): Das Bild zeigt für Vertreter zweier Werkstofffamilien das typische Verhalten bei Spannungsrisskorrosion. Liegt die statische **Zugbeanspruchung** bei dem CrNi-Stahl unterhalb 150 MN.m⁻² und bei der Al Legierung unter ca. 120 MN.m⁻² dann erfolgt bei den angegebenen Korrosionsmedien kein Riss. Dies zeigt, dass durch geeignete spannungsabbauende Maβ-

nahmen (z.B. Wärmebehandlung) und/oder durch Einbringen von Druckspannungen (z.B. Kugelstrahlen) SpRK -Schäden vermieden werden können.



Bild 5.6.3.1.1-3 (Lit. 5.6.3.1-2): Für jede Korrosionsform, insbesondere für Spannungsrisskorrosion, ist die Schädigung der Passivschicht (kathodischer Bereich) von Bedeutung um einen korrosionsempfindlichen (anodischen) Bereich zu erzeugen (siehe auch Bild 5.6.3.1.1-4). Je nachdem, wie die Schädigung im Korngrenzenbereich durch Rissbildung entsteht (unten links) z.B. entlang der Korngrenzenflächen oder aus dem Korninneren zur Oberfläche in Form von Extrusionen (siehe

Skizze oben und Mitte), wird interkristalline SpRK oder transkristalline SpRK begünstigt. Extrusions werden im Mikrobereich durch dynamisch wechselnde Beanspruchungen hervorgerufen. Die so verformten Oberflächen stellen eine massive Passivschichtschädigung dar (Einzelheit).



Bild 5.6.3.1.1-4: Bei der klassischen SpRK wirkt der folgende Schadensmechanismus: An der Oberfläche eines normalerweise korrosionsunempfindlichen Werkstoffs bildet sich eine spröde Reaktionsschicht (Phase 1 in mittlerer Skizze), wie Oxidschichten, die einen Korrosionsschutz bewirken. Durch eine statische Dehnung des Werkstoffs (Dehnrate = 0) kann diese spröde Schicht einreissen (Phase 2). Hierfür genügen bereits relativ geringe elastische Makrodehnungen, bei denen im Mikrobereich auf Grund der unterschiedlichen Kornorientierungen Gleitungen in den Körnern auftreten (Skizze oben), die sowohl erhaben (Extrusion) die Schutzschicht durchbrechen als auch als Kerbe (Intrusion) das Grundmaterial frei legen. Damit wird die Schutzschicht so zerstört, dass ein örtlicher Angriff erfolgen kann.

Ist die schützende Oberflächenschicht erst einmal geschädigt, bildet sich im Rissgrund wieder die spröde Reaktionsschicht, die wiederum aufreisst und zu einem Rissfortschritt führt. Dieser Rissmechanismus führt zu einem schrittweisen Rissfortschritt, der sich auf den Bruchflächen im Mikrobereich in Form von Fortschrittslinien abzeichnen kann und neben den Reaktionsschichten ein Indiz für den Schadensmechanismus der SpRK darstellt (siehe Bild 5.6.3.1.1-5).

Die dehnungsinduzierte SpRK (Skizze unten) entsteht dagegen unter einer ansteigenden Belastung. Mit einem Schadensmodell der Bildung von duktilen, ausheilungsfähigen Reaktionsschichten lässt sich plausibel erklären, warum SpRK in einem begrenzten Dehnratenbereich (Dehngeschwindigkeitsbereich) verstärkt auftritt. Ist die Dehnungsgeschwindigkeit größer als die Geschwindigkeit mit der sich die Reaktionsschicht aufbaut, kann keine Ausheilung erfolgen und es kommt zum Korrosionsfortschritt (Bild 5.6.3.1-1 und Bild 5.6.3.1.1-5). Wird die Dehnungs-



geschwindigkeit weiter gesteigert, fällt der SpRK-Effekt in der Nähe des zähen Gewaltbruchs wieder ab. Ein typisches Verhalten für dehnungsinduzierte SpRK zeigen Ti-Legierungen (Bild 5.6.3.1.1-7).

Unterschiedliche Dehnungsgeschwindigkeiten treten z.B. während Anfahrvorgängen (z.B. durch Fliehkraftanstieg an Scheiben oder durch Druckanstieg in Gehäusen) auf.

Bild 5.6.3.1.1-5: Für SpRK läßt sich die Rissausbreitungsgeschwindigkeit ähnlich wie bei zyklischen Ermüdungsvorgängen darstellen (Diagramm oben). Dabei wird die Abhängigkeit von der Spannungsintensität an der Rissspitze dargestellt und nicht die Nennspannung. Dies ist auch verständlich, wenn man sich den Rissfortschrittsmechanismus in Bild 4.3-6.1 und Bild 4.3-6.2 vor Augen führt, der entscheidend von den Verformungen an der Rissspitze (Bild 4.3-5) abhängt.

Oberhalb von einem Grenzwert unter dem kein Rissfortschritt erfolgt, steigt die Rissfortschrittsgeschwindigkeit mit der Spannungsintensität stark an (Bereich "I").

In einem Bereich "II" bleibt die Rissfortschrittsgeschwindigkeit über einen großen Bereich des Spannungskonzentrationsausschlags konstant. Bei Erreichen der kritischen Risslänge wird der Restbruch ausgelöst. Das Bild rechts zeigt schematisch eine Bruchfläche mit den typischen Merkmalen von SpRK wie Stufen und Risse in der spröden Reaktionsschicht (ohne Anzeichen für den Einfluss von Wasserstoff, siehe auch Bild 5.7.1-2). Interessant sind Markierungen eines stufenweisen Rissfortschritts, die nicht mit den Schwingstreifen (Striations) eines Schwingbruchs verwechselt werden dürfen. Die rissige spröde Reaktionsschicht auf der Bruchfläche ist ein deutliches Unterscheidungsmerkmal zu ähnlichen Rissarten.

Die Rissausbildung hängt außer vom Werkstoff und dem einwirkenden Medium in besonderem Maß von der Höhe der Zugspannungen ab.



Bild 5.6.3.1.1-6: In welcher Form der Korrosionsmechanismus angreift (Skizze oben) hängt von den Parametern wie der Empfindlichkeit bestimmter Gefügekomponenten, dem Korrosionsmedium und den wirksam werdenden Zugspannungen ab. So sind stark verästelnde Risse ein Hinweis auf ein relativ niedriges Zugspannungsniveau, scharfe tiefe Einzelrisse deuten dagegen auf ein hohes Zugspannungsniveau hin (mittlere Skizze).

Bei Verschraubungen verändert sich die Zugbelastung des Gewindegrundes im Bereich der ersten Gewindegänge. Dies wirkt sich in der Ausbildung der Korrosionsrisse deutlich aus (Skizze unten).



Bild 5.6.3.1.1-7: Die Problematik der Reproduktion von SpRK-Schäden in Laborversuchen an Proben ist bei Ti-Legierungen besonders ausgeprägt.

So zeigen z.B. **Ti-Legierungen ab ca. 300 °C** bei Laborversuchen unter **Heißsalzeinwirkung** insbesondere oberhalb 450°C bis 500°C gravierende Schädigungen (Skizzen oben). Trotzdem wurde bisher kein Schaden in einer Gasturbine/Triebwerk bekannt, der auf Heißsalzkorrosion zurückgeführt wird, obwohl in modernen Verdichtern hochbeanspruchte Titanteile, wie die Beschaufelung, von heißer Meeresatmosphäre beaufschlagt sind und durchaus Salzablagerungen zeigen können. Eine befriedigende Erklärung für dieses Verhalten dürfte in der Abweichung der Laborversuche von den tatsächlichen Betriebsbedingungen liegen.

Fälle von SpRK durch Heißsalzeinfluss kennt man aus dem **Fertigungsbereich** (Lit. 5.6.3.1-5). In einem Fall reagierte **Handschweiß** bei einer Wärmebehandlung mit dem Blatt einer Fanschaufel aus einer Titanlegierung. Fälle von SpRK wurden auch im Zusammenhang mit **Cl-haltigen Reaktionsschichten** (z.B. in Ätz-, Reinigungs-, und Entfettungsbädern), Verunreinigungen (Cl-haltiger Kunststoffabrieb) und Beschriftungen beobachtet.

Bei Laborversuchen an Ti-Legierungen ist es wichtig, eine betriebsnahe Spannungsintensität zu simulieren. Nachdem in der Fertigung Schäden im Bereich des unbearbeiteten Nahtkopfes einer Elektronenstrahlschweißnaht beobachtet wurden, obwohl an glatten Proben im gleichen Medium (ca. 90°C heißes Perchloräthylen Entfettungsbad) kein vergleichbarer Schaden erzeugt werden konnte, gelang es erst mit Hilfe von CT-Proben (Skizze rechts unten) die SpRK-Anfälligkeit einer hochfesten Ti-Legierung nachzuweisen (Skizzen unten). Nach Lit. 5.6.3.1-5 können Chlorverbindungen, die z.B. in Cl-haltigen Reinigungsbädern durch

Oberflächenreaktionen (Abspaltung von HCl

und Reaktion zu Chloriden) entstehen können, später (z.B. bei nachfolgenden Fertigungsprozessen oder im Betrieb) auf Titanwerkstoffen bei Temperaturen oberhalb 150°C zu Spannungsrisskorrosion führen.



Mit unerwarteten Effekten ist bei neuen Technologien immer zu rechnen, hierzu gehört unterkritisches Risswachstum in Gläsern an feuchter Luft.



Bild 5.6.3.1.1-8: Neue Technologien sind immer für Überraschungen gut. Ein erstaunliches Verhalten zeigen Gläser und hochfeste Keramiken mit Glasphasen (Sinterhilfe) in Umgebungsatmosphäre. Stehen diese Werkstoffe unter ausreichend hohen Zugspannungen kann die normale Luftfeuchtigkeit Spannungsrisskorrosion auslösen. Dabei kommt es zum Anriss, gewöhnlich an kleinen Kerben (z.B. Beschädigungen wie Kratzer und Schlagstellen) mit unterkritischem Risswachstum bis zum Bruch (Lit 5.6.3.1-20). Ein typisches Beispiel sind Brüche von Autoscheiben (hohe Zugeigenspannungen in Sicherheitsglas), die von kleinen Steinschlagbeschädigungen ausgehen. Das Risswachstum bis zum plötzlichen Zersplittern der Scheibe kann über Tage beobachtet werden. Einen vergleichbaren Effekt zeigen Haushaltsgegenstände aus Glas (Skizzen

rechts) und findet man in der Medizintechnik (keramische Implantate).

Das Versagen von **Pyrometern** (Skizze links), die zur Überwachung der Bauteiltemperatur im Turbinenbereich angewendet werden, ist in einigen Fällen auf den beschriebenen Effekt zurückzuführen. Werden im Einspannbereich die Fasern des Lichtleiters zum Sensor hoch auf Zug beansprucht und hat Feuchtigkeit Zutritt, kommt es zum Bruch einzelner Glasfasern. Dies führt zu einer schleichenden Verschlechterung der Sensibilität des Pyrometers und damit zur **Gefahr eines zu hohen Temperaturniveaus**.
Besondere Medien und Art des Angriffs bei SpRK in verschiedenen Konstruktionswerkstoffen.

Werkstofftyp	Medien die besonders in Turbomaschinen SpRK auslösen.	Besonderheiten des SpRK- Mechanismus
niedrig leg. Stähle	Nitrat- und Karbonat Lösungen, Chloride	interkristallin
Cr-Stähle	Chloride	interkristallin
CrNi-Stähle	Chloridionen, Sulfitionen	Je nach Chloridgehalt, pH-Wert, Spannungs- niveau und Temperatur: transkristalline SpRK bis zum Angriff der gesamten Oberfläche durch Lochfraß. Interkristallin bei Cr-verarmten Korngrenzen.
Ni-Legierungen	Schwefel	weitgehendst SpRK-unempfindlich gegenüber wässrigen Elektrolyten, jedoch bei Schwefeleinwirkung unter Luftabschluß interkristalline SpRK möglich
Al-Legierungen	Chlorionen	
Mg-Legierungen	Chlorionen	interkristallin
Ti-Legierungen	Chlor, häufig aus Verbindungen bei erhöhter Temperatur.	Bei glatten Flächen Temperatur > 300°C erforderlich. Bei gekerbten oder angerissenen Bauteilen im Bereich von RT (Bild 5.6.3.1.1-7). transkristallin
Be-Leg.	Halogenionen (z.B. Cl) und Sulfationen	Lochfraß
Bild 5 6 3 1 1-9		

Bild 5.6.3.1.1-9 (Lit. 5.6.3.1-3 und Lit. 5.6.3.1-11): **Rissbild und Rissverlauf** hängen vom Korrosionssystem (Werkstoff, Elektrolyt) und den Belastungsbedingungen ab.

Zugspannungsniveau.

- Dehngeschwindigkeit (Bild 5.6.3.1-1, Bild 5.6.3.1.1-4 und Bild 5.6.3.1.1-5),

Die Tabelle enthält Angaben zum typischen Verhalten ausgewählter Werkstofffamilien. Fälle von SpRK wurden auch im Zusammenhang mit Cl-haltigen Reaktionsschichten (z.B. in Ätz-, Reinigungs-, und Entfettungsbädern), Verunreinigungen (Cl-haltiger Kunststoffabrieb) und Beschriftungen beobachtet. Bild 5.6.3.1.1-10 (Lit. 5.6.3.1-3 und Lit. 5.6.3.1-12): Diese Zusammenstellung soll dem Konstrukteur einen ersten Überblick zum SpRK-Verhalten der ihm zur Verfügung stehenden Werkstoffe geben. Die Tabellen wurden aus mehreren Literaturangaben zusammengestellt. Weil die Empfindlichkeit auch von Verarbeitungs-, Betriebs- und Halbzeugbesonderheiten abhängt, müssen zusätzlich Detailinformationen eingeholt werden. Diese sollte man besonders bei fachkundigen Halbzeuglieferanten und Recherchen im Internet erwarten.

			~	õ			- Zn	A	11-33						en				
SpDK goföbrdata			18/8	20/3	%Cr		5	+	86/1			%		6%	gun			~	
Sprik gelanidele		hle	, d	yp	13,	0	0%(%C	66.8			3/7%		15/1	gier			iger	
Medien-Werkstoff-		sstä	le T	le T	Гyр	606	0-80	-93	ke l	.0	2%	6/1(8%	54/(/-leć			erun	
Kombinationen	ISS	ßur	ìtäh	täh	Jle	85-	lg 7	1g6C	-Nic	666	36/3	6 7	62/2	10 5	ium	V		egié	
Daten nach Hamper	Ingl	gütı	0 		Stäl	ofer	ssin	ssin	ofer	Ke	Cu 6	5	9	C	ці.		e	I-/u	
Corrosion Data Survey	Gra	Ver	Cr/	Cr/	с С	Kup	Me	Me	Kup	Nicl	-iz	-iz	Ni-P	N-I	Alui	Blei	Silb	Tita	
Alkylarylsulfonat R-SO ₂ -O-X	-	-		-	-	-		7						Λ				<u> </u>	
Ammoniak NH ₃	<u> </u>													Ň					
Aluminiumchlorid AICI ₃																			
Ammoniumbiphosphat $(NH_4)_2HPO_4$	<u> </u>						4							1				ပ္ရ	
Ammoniumchlorid NH ₄ Cl																		50	
Ammoniumhydroxid NH ₄ (ag) + OH										-			-					4	
Ammoniumnitrat NH_4NO_3					17														
Aluminiumsulfat $Al_2(SO_4)_3$																		ē	
Anilin C ₆ H ₅ NH ₂																		Ę	
Bariumchlorid BaCl ₂											5			/				g	
Bariumnitrat (BaNO ₃) ₂	<u> </u>			1														be	
Benzindampt	<u> </u>																	Ε	
DielaCetat C ₄ H ₆ O ₄ Pb Bleibromid PbBro														-				e H	
Calziumbromid CaBre																			
Calziumchlorid CaClo			H									1						ă	
Calziumnitrat Ca(NO ₃) ₂																		e	
Chloranilin C ₆ H ₆ CIN											1							e	
Chlorbenzol C ₆ H ₅ Cl					1														
Chlorgas Cl ₂						V		<u> </u>										a	
Chloroform/Trichlormethan CHCl ₃	<u> </u>							_											
Cyanogruppe/Salze der Blausäure HCN								17											
Dichlorphenol C ₆ H ₄ Cl ₂ O								1											
Eisenchlorid FeCl ₂ oder FeCl ₃				D															
Epichlorhydrin C ₃ H ₅ ClO				~															
Ethanol/Äthanol C ₂ H ₆ O								<u> </u>											
Essigsäure C ₂ H ₄ O ₂						ļ													
Ethylamin/Ethanamin C ₂ H ₇ N						-													
Clutaminsäura C H NO																			
Glycerol/Glyzerin $C_4H_8O_3$		-			-			-											
Hexachlorethan C ₂ Cl ₆																			
Flusssäure HF Dämpfe																			
Fluorsiliziumsäure (?) enthält F, Si, H, O																			
Flusssäure HF in Luft																			
Flusssäure HF ohne Luftzutritt																			
Kaliumkarbonat K ₃ CO ₃																			
		<u> </u>																	
Kalilauge/Kaliumbydroxid KOH																			
Kaliumpermanganat KMnO ₄	-																		
Kresol C ₇ H ₈ O /saure Dämpfe																			
Kupfertetramin (?)	<u> </u>											-							ſ
Lävulinsäure C ₆ H ₈ O ₃	<u> </u>																		
Lithium Li												-							
Litniumchlorid LiCl						-													
Magnesiumchlorid + Calciumchlorid						1													
MqCl ₂ +CaCl ₂	+					-		-			-								
Magnesiumfluorsilikat enthält Mg, F, Si, O	1																		
Magnesiumsulfat MgSO ₄																			
Manganchlorid MnCl ₂																			

Bei den Salzen handelt es sich um wässrige Lösungen

Bild 5.6.3.1.1-10

SpRK gefährdete Medien-Werkstoff- Kombinationen	ssnbn	gütungsstähle	li Stähle Typ 18/8	li Stähle Typ 20/30	stähle Typ 13%Cr	fer 85-90%	ising 70-80%Cu + Zn	sing60-93%Cu + Al	fer-Nickel 66.86/11-33	kel 99%	tu 66/32%	:r-Fe 76/16/7%	10 62/28%	:r-Mo 54/(15/16%	ninium/-legierungen		er	n/-legierungen
Daten nach Hamner, Corrosion Data Survey	Gra	Verç	Cr/N	Cr/V	с С	Kup	Mes	Mes	Kup	Nick	Ni-O	- iz	Ni-N	N-iO	Alur	Blei	Silb	Tita
Methanol/Methylalkohol CH ₃ OH										$\tilde{\mathbf{N}}$			Ź					
Methylamin CH ₃ NH ₂																		
Naphthensäure C _n H _{2n+2} O ₂																		
Natriumsulfat Na ₂ SO ₄ /Natriumhydrogensulfat																		
Natriumhydrogensulfit/-disulfit NaHSO3								Y										
Natriumcarbonat Na ₂ CO ₃												<u> </u>		1				
Natriumchlorid/Kochsalz NaCl				-														
Natriumhydroxid/Soda/Natronlauge NaOH																		
Natriumcarbonat Na ₂ CO ₃																		
Natriumphosphat Na ₃ PO ₄																		
Natriumsulfat Na ₂ SO ₄ Natriumsulfid Na ₂ S				-			$\widehat{\boldsymbol{\mathcal{O}}}$											
Nickelchlorid NiCl ₂																		
Nickeinitrat NI(NO ₃) ₂ Pentachlorethan C_0HCl_{ϵ} (2)																		
Perchlorethen C_2Cl_4				t i														
Phosphorsäure H ₃ PO ₄																		
Phosphorsäure H ₃ PO ₄ mit Luftzutritt Polythionsäure z.B. Dithionsäure H ₂ S ₂ O ₆			-	X														
Quecksilber Hg																		
Quecksilber(II)-acetat Hg(CH ₃ COO) ₂																		Ö
Quecksilberchlorid HgCl ₂				<u> </u>			<u> </u>											Ő
Quecksilbernitrat $Hg(NO_3)_2$ oder $Hg_2(NO_3)_2$ Rohbenzin/Naphta		Ĉ	2															> 4{
Salpetersäure HNO ₃			7															C S
Salzsäure/-dampf HCl in Luft																		₽
Salzsäure + Blausäure HCI + HCN Silizium(tetra)fluorid SiF ₄																		erati
Schwefel S				<u> </u>														ğ
Schwefelsäure H ₂ SO ₄ Schwefelsäure + Chlorgas H ₂ SO ₄ + Cl																		Ten
Schweflige Säure H ₂ SO ₃ (aq) Schwefelwasserstoff H ₂ S + Feuchtigkeit																		bei
Silbernitrat AgNO ₃				<u> </u>		<u> </u>			<u> </u>	<u> </u>				<u> </u>				Ъе
Sulfatlösung -SO ₄						-												je
Sulfoniertes Öl H ₂ SO ₄ - behandelt																		Ő
Tetrachlorkohlenstoff CCl ₄ Toluol/Methylbenzol C ₇ H ₈																		-На
Triethanolamin C ₆ H ₁₅ NO ₃																		
Wasserdampf H ₂ O																		
Wasserdampf mit Luft H ₂ O (geothermisch) Wasser + Hydrogensulfid + Kohlenwasserstoffe H ₂ O+H ₂ S+C _n H _m																		
Wasserstoff H ₂																		
Wismut Bi																		
Zinkchlorid ZnCl ₂ Zinkfluorsilikat enthält Zn, F und Si																		
																	\square	
Bei den Salzen handelt es sich um w	 ässri	ae L	ösun	aen														



Bild 5.6.3.1.1-11 (Lit. 5.6.3.1-13 bis -16): Spannungsrissbildung bei Kunststoffen lässt sich von der Wirksamkeit äußerer Einflüsse (Zugspannung, Werkstoff, Medium) mit Spannungsrisskorrosion bei Metallen vergleichen. Der Unterschied liegt im Schadensmechanismus. Trotzdem werden in der Literatur beide Begriffe bei Kunststoffen verwendet. Spannungsrisskorrosion bei Metallen lässt sich als ein chemischer Prozess (z.B. Wasserstoffbildung, Bild 5.7.1-4 oder Freisetzen von Chlor, Bild 5.6.3.1.1-7) verstehen. Spannungsrisse in Kunststoffen sind dagegen als physikalisch ausgelöst zu betrachten (Lit. 5.6.3.1-13). Der **Trennmechanismus**/Rissbildung beruht auf einer Aufnahme des Mediums (Lösungsmittels) mit einer **Volumenzunahme** (Quellen, Phase 1). Dadurch entstehen ím Bereich von Zugspannungen (äußere Belastung, Eigenspannungen) innere Verformungen, die anfangs örtlich die Kettenmoleküle des Kunststoffs in Spannungsrichtung ausrichten (Craze, Phase 2). In einer Phase 3 wird diese gerichtete Struktur überlastet und es entsteht der Riss. Es lässt sich ein Lösungsmittelparameter definieren mit dem sich das Quellverhalten einordnen lässt.



Er sagt jedoch nichts über Zeiteffekte aus. Die Skizze unten zeigt beispielhaft **konstruktive Schwachstellen** für Spannungsrisse. *Bild 5.6.3.1.1-12* (*Lit. 5.6.3.1-13,-14,-15*): Festkörper, Flüssigkeiten und Gase können Kunststoffe bei Kontakt bis zur **Spannungsriss***bildung* schädigen. Diese Möglichkeit muss der Konstrukteur mit einer **anwendungs**spezifischen Materialwahl ausschließen. Dazu benötigt er alle betriebsrelevanten Daten zu - Auslegungslebensdauer,

- Betriebs**temperatur** und

- mechanischen Belastungen.

sowie deren zeitlichen Verlauf und Häufigkeit. Mechanische Belastungen aus inneren und äußeren Spannungen beschleunigen eine Schädigung. Selbst Zugspannungen die weit unter der Bruchfestigkeit liegen sind bereits gefährlich. So sind von der Formgebung (z.B. Spritzguss, Tiefziehen) unerkannte Zug-Eigenspannungen zu erwarten. Sie werden beim Erstarren/Abkühlen 'eingefrohren'. Damit ist eine Erprobung an serienrepräsentativen Bauteilen Proben vorzuziehen.

Als potenziell gefährlich können die folgenden **Medien** gelten:

```
- Ölhaltige Körperpflegemittel ("C")
```

- Schmiermittel, z.B. aus dem Herstellungsprozess ("A2").

- Verunreinigungen durch Hydrauliköl.

- **Trennmittel**, z.B. für Spritzgussformen ("A1").

Ausschwitzende Additive wie Weichmacher aus anderen Teilen wie Kabel ("D1") und Dichtungen ("D2"). Als Überträger kann die Gasphase oder Festkörperkontakt wirken.
Schmiermittel in Gleitlagern, z.B. an Gelenken ("E").

- **Klebeverbindung** ("F"): Reinigungsflüssigkeiten, Klebstoff, Lösungsmittel.

- Lackierungen ("B"): Lösungsmittel. - Hilfsstoffe der Montage: Öle, Fette, Reinigungs-, Entfettungs- und Lösungsmittel.

Einige durch Spannungsrisse besonders gefährdete Kunststoffe:

- Polystyrol (PS),
- Polymethylmethacrylat (PMMA),
- Polycarbonat (PC),
- Polymethylpenten (PMP).

Literatur zu Kapitel 5.6.3.1

- **5.6.3.1-1** W.Gruhl, "Zeitschrift für Metallkunde" 53, (1962) Seite 670.
- 5.6.3.1-2 H.Spähn, H.Steinhoff, Zeitschrift "Werkstoffe und Korrosion", 20 (1969) Seite 733.
- **5.6.3.1-3** L. Engel, H. Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", Gerling Institut für Schadensforschung und Schadensverhütung GmbH Köln, 1974, ISBN 3-9800043-0-9, Seite 182.
- **5.6.3.1-4** G.Lange, "Zerstörung von Hubschrauberturbinen durch Einsatz eines Stahls in korrosionsanfälligem Zustand bei gleichzeitig nicht werkstoffgerechter Konstruktion", "Zeitschrift für Werkstofftechnik", 5. Jahrg. 1974, Nr 1, Seite 9 bis 13.
- **5.6.3.1-5** H.Simon, "Oberflächenreaktionen an Titanwerkstoffen", Zeitschrift "Metall Oberfläche" 5-1982, Seite 211-217.
- 5.6.3.1-6 H.Pöpperling, "Spannungsrisskorrosion unlegierter und niedrig legierter Stähle in alkalischen Medien", Beitrag zur Diskussionstagung in der Allianz-Zentrum für Technik GmbH (AZT) am 20./21. November 1975 in Ismaning bei München, "Bruchuntersuchung und Schadenklärung" Seite 202-205.
- **5.6.3.1-7** J.G.Parker, G.Wigmore, "Stress Corrosion Cracking in an 8% Manganese Austenitic Steel", Allianz Versicherungs-AG, 1976, "Bruchuntersuchung und Schadenklärung Probleme bei Eisenwerkstoffen" Seite 211-217.
- 5.6.3.1-8 B.E.Wilde, "Stress Corrosion Cracking", "Metals Handbook Ninth Edition- Volume 11
 Failure analysis and Prevention", American Society for Metals (ASM), 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 203-224.
- **5.6.3.1-9** A.Bäumel, "Überblick über Korrosionsschäden an metallischen Werkstoffen unter besonderer Berücksichtigung der nichtrostenden Stähle", J.Grosch, "Schadenskunde im Maschinenbau", Expert Verlag, Band 308, ISBN 3-8169-1202-8, 1995, Seite 229-281.
- **5.6.3.1-10** J.G.Parker, G.Wigmore, "Stress Corrosion Cracking in an 8% Manganese Austenitic Steel", Allianz Versicherungs-AG, 1976, "Bruchuntersuchung und Schadenklärung Probleme bei Eisenwerkstoffen" Seite 211-217.
- **5.6.3.1-11** J.Hickling, "Korrosionsschäden bei zusätzlicher mechanischer Beanspruchung", G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage, DGM, Verlag Wiley-VCH, 2008, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 229- 278.

- **5.6.3.1-12** "ABC der Stahlkorrosion", Mannesmann AG, 1958 ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 138-147.
- **5.6.3.1-13** M.Rudschuck, "Spannungsrisskorrosion bei Kunststoffen Ursachen und Strategien zur Vermeidung", DKI Darmstadt, 2010, Seite1-7.
- **5.6.3.1-14** "Die chemische Beständigkeit der Kunststoffe Einflüsse und Verhalten", HERAAG Kunststofftechnologie, www.heratech.ch, Stand 2010, Seite 1-23.
- **5.6.3.1-15** "Chemische Beständigkeit von Kunststoffen", Tabellen, Bürkle GmbH, www.buerkle.de, Version 2.0e (29.07.2003), Seite 1-35.
- **5.6.3.1-16** "Spannungsrissprüfung Makrolon® Formteile", Global Innovations Polycarbonates Bayer MaterialScience AG, www.bayermaterialscience.de, Ausgabe 2007-10-17, Seite 1-4.
- **5.6.3.1-17** R.Danzer, T.Lube, "Werkstoffprüfung keramischer Werkstoffe ein Überblick", Montanuniversität Leoben, 2006, Seite 1-10.
- **5.6.3.1-18** H.Sastre´, "Glas Was bewirkt den Spontanbruch?", Zeitschrift "Glaswelt" 05.2008, www.glaswelt.de, Seite 16 und 17
- **5.6.3.1-19** T.Gröschke, "Bruchmechanik von Glas (Bauteilwiderstand)", TragWerk Software, 05.02.2009, Seite 1-8.
- **5.6.3.1-20** W.H. Rentzsch, G. Willmann, "Ein einfaches Hilfsmittel zum Konstruieren mit Keramik", Zeitschrift "Materialwissenschaft u. Werkstofftechnik", 33, 2002, Seite184-189.

Spannungsrisskorrosion: Schäden

5.6.3.1.2 Schäden durch Spannungsrisskorrosion (SpRK, SCC)



Durch SpRK können Bauteile vorzeitig durch **Rissbildung und Bruch** versagen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass unter SpRK-Einfluss sowohl die unterkritische **Rissfortschrittsgeschwindigkeit** erhöht wird und deshalb **kürzere Lebensdauerreserven in der Rissfortschrittsphase** verbleiben, als auch, dass die kritische **Risszähigkeit deutlich abgesenkt** wird und dadurch die kritische Risslänge kleiner wird, was die Rissfortschrittsphase nochmals verkürzt.

Geht man davon aus, dass die Voraussetzungen für Spannungsrisskorrosion ausreichend bekannt sind, Konstruktion und Werkstoffspezifikation sowie die zugelassenen Fertigungsverfahren dies berücksichtigen, sind derartige Schäden **nur bei unzulässigen Abweichungen zu erwarten**. Dies scheint auch die Erfahrung zu bestätigen. In den meisten Fällen treten solche Schäden dann auf, wenn der Werkstoff bestimmter Bauteillose oder Chargen durch abweichende Verfahrensschritte oder -parameter in einem SpRK-empfindlichen Zustand vorliegt (Bild 5.6.3.1.2-1). Solche Abweichungen können z.B. durch Wärmebehandlungen bei Stählen hervorgerufen werden. Besonders empfindlich sind Werkstoffe mit Abweichungen zu **höheren Festigkeiten bzw. Härten** bei gleichzeitig empfindlichen (**sensibilisierten**) Gefügezonen (z.B. Korngrenzen, Bild 5.6.3.1.1-3). Bei festen **Al-Legierungen**, wie sie an Verschraubungen von Kraftstoffleitungen zur Anwendung kommen, können Abweichungen im Aushärtungsprozess zu einer unzulässigen Empfindlichkeit gegenüber **Meeresatmosphäre** führen. Falls sich die Schäden auf bestimmte Lose eingrenzen lassen, besteht die Chance gezielte und begrenzte Maßnahmen zum Austausch oder für die Risikobetrachtung einzuleiten.

Im **Fertigungsprozess** und bei der Überholung können Veränderungen von **Hilfsstoffen** wie **Schneid, Ätz- und Reinigungsflüssigkeiten** und/oder **Verunreinigungen** (z.B. Abrieb von Werkzeugen oder Strahlgut) oder **Veränderungen der Oberfläche** (z.B. Verfestigung, Eigenspannungen) unerwartet SpRK-Schäden begünstigen.

Spannungsrisskorrosion: Schäden

Es ist jedoch auch denkbar, dass über längere Zeit einwirkende Betriebstemperaturen den Werkstoff ungünstig verändern (Bild 5.6.3.1.2-2). Dies ist sowohl bei Superlegierungen (z.B. gegossene Turbinenleitschaufeln aus einer Co-Legierung) und Stählen als auch bei Al -Legierungen beobachtet worden. Der SpRK-Schaden kann dann im Betrieb als auch bei der Überholung auftreten, obwohl von den Vorschriften nicht unzulässig abgewichen wurde.

Das SpRK-Verhalten von Werkstoffen aus dem Triebwerksbau:

Cr-Stähle:

Cr-Stähle weisen abhängig von Wärmebehandlung (Gefüge, Härte) und dem Kohlenstoffgehalt sowie Legierungszusätzen sehr unterschiedliche SpRK-Empfindlichkeit auf. Bei Cr-Stählen (Typ 13% iger Cr-Stahl), wie sie häufig für Verschraubungen an Spannbändern (Bild 5.6.3.1.2-6), an Gelenkstangen und Beschaufelungen älterer Triebwerkstypen verwendet werden hat sich z.B. gezeigt, dass für das Entstehen von SpRK bei Chlorideinwirkung in wässeriger Lösung eine werkstoffabhängige Mindesthärte von 32 HRC erforderlich ist. So trat bei Verdichterleitschaufeln aus einem Werkstoff dieses Typs SpRK erst oberhalb einer Härte von ca. 40 HRC auf. Trotzdem ist bei Härten über dem Mindestwert auch bei solchen Werkstoffen SpRK nicht auszuschließen. Die SpRK-Rissempfindlichkeit wird durch gerichtete Werkstoffverunreinigungen wie sie für schwefelhaltiges Automatenmaterial typisch sind, begünstigt. Derartige Werkstoffe sollten heute in der Luftfahrtanwendung vermieden werden.

Cr Ni-Stähle:

Eine Empfindlichkeit gegen SpRK liegt bei diesen Werkstoffen dann vor, wenn sich der Austenit aufgrund einer ungünstigen Wärmebehandlung in einem instabilen Zustand befindet. In Abhängigkeit vom Nickelgehalt steigt dabei die Empfindlichkeit zu höheren C-Gehalten. Bei dem Werkstofftyp CrNi 18 9 ist z.B. eine solche Empfindlichkeit ab einem Kohlenstoffgehalt von ca. 0,045% gegeben. Durch Kaltverformung wird, solange sich noch kein Verformungsmartensit gebildet hat, die SpRK-Empfindlichkeit erhöht. Bereits eine sehr geringe plastische Kaltverformung kann CrNi-Stähle mit über 10% Ni, die im elastischen Bereich SpRK beständig sind, rissanfällig machen. Geringe Mengen Verformungsmartensit schützen kathodisch gegen SpRK (unedles Potenzial des Martensits). Entsteht dagegen sehr viel mehr Verformungsmartensit (auf den Geleitebenen), so wird die SpRK-Anfälligkeit verstärkt. Ist Ferrit vorhanden, so wirkt dieser als kathodischer Schutz für den Austenit; die SpRK-Gefahr wird damit verringert. Bei Karbidausscheidungen (auf den Korngrenzen) wird die Gefahr transkristalliner SpRK verringert. Es kann dann aber neben der "normalen IK" (Kornzerfall) bei passiver Oberfläche, interkristalline SpRK bei vorwiegend aktiven Oberflächen auftreten. Ist das Gefüge so instabil, dass durch (ungewöhnliche?) Betriebstemperaturen eine ungünstige Veränderung eintritt, so können Bauteile erst im Betrieb für SpRK empfindlich werden und entsprechende Schäden erleiden (Bild 5.6.3.1.1-2).

Wenn die anliegenden Zugspannungen nicht ausreichend hoch sind, um rissbildend zu wirken, entsteht bei diesen Stählen häufig Lochkorrosion (Bild 5.6.3.1.1-9). Eine Übersicht zur SpRK-Empfindlichkeit verschiedener Stähle sowie von Ni-Basis Legierungen gibt die Tabelle auf Seite 5.6.3.1.1-13.

Bisher wurde SpRK an austenitischen Stählen in folgenden triebwerksrelevanten wässerigen

Spannungsrisskorrosion: Schäden

Medien, die in der Hauptsache als korrosionswirksame Bestandteile Cl- und Sulfitionen enthalten, festgestellt:

- feuchte Luft
- Meerwasser
- Seeluft
- Calciumchlorid
- schweflige Säure
- Zinkchlorid
- Magnesiumchlorid
- Natriumchlorid
- feuchter Schwefelwasserstoff

Als allgemein schädlich haben sich Cl-Ionengehalte über 60 mg/l bei Temperaturen über 70°C erwiesen.

Al-Legierungen:

An Al-Werkstoffen kann in halogenhaltigen, wässerigen Elektrolyten, organischen Lösungen und feuchter Luft interkristalline SpRK auftreten. Besonders die hochfesten, aushärtbaren aber bekannterweise korrosionsempfindlichen Al-Legierungen vom Typ AlZnMg und AlZnMgCu haben sich als SpRK-gefährdet gezeigt. Auch an normalerweise korrosionsunempfindlichen AlMg-Legierungen wurde SpRK nachgewiesen, wenn ein kritischer Gefügezustand vorlag. Weitgehend SpRK-fest sind dagegen AlCuMg- und AlMgSi-Legierungen, die jedoch im voll ausgehärteten Zustand zu interkristallinem (Gewalt-) Sprödbruch neigen. Ein Zulegieren von sog. "Stabilisatoren" (z.B. Mn, Cr, V), sowie geeignete Wärmebehandlungen (Abschreckverzögerung nach dem Lösungsglühen, Stufenabschreckung) lassen jedoch einen ausreichend sicheren Einsatz hochfester Al-Legierungen zu. Als Ursache für eine SpRK-Empfindlichkeit der Al-Werkstoffe werden in erster Linie Korngrenzenausscheidungen angesehen, die den typischen interkristallinen Rissverlauf bedingen, indem sich ein Potenzialunterschied zwischen den Ausscheidungen und den an Legierungskomponenten verarmten Korngrenzen bildet. Der Rissverlauf erfolgt bevorzugt entlang der Korngrenzenflächen, die senkrecht zur Belastung orientiert sind. Daher ist die Rissfortschrittsgeschwindigkeit in hohem Maß abhängig von der jeweiligen Kornform und der Halbzeugherstellung, soweit diese die Gefügeorientierung beeinflusst, aber auch von der Spannungsintensität. Die Schadensmerkmale weisen jedoch darauf hin, dass neben den Ausscheidungen zumindest ein weiterer SpRK-fördernder Mechanismus vorhanden ist. Ein solcher Mechanismus kann durch Kalthärtungszonen, die durch einphasige Entmischung bei niedrigen Temperaturen bedingt sind, gegeben sein.

Durch eine "Vorkorrosion" in unbelastetem Zustand, kann unter Last die Zeit bis zum Bruch infolge SpRK sehr stark verkürzt werden. Die Grenzspannung, ab der SpRK eintritt, kann in Abhängigkeit von der "Faserrichtung" des Werkstoffes nur 10%(!) der Zugfestigkeit betragen. Die Grenzspannung kann zur Rissbildung führen, wobei sie meist nicht für einen Rissfortschritt ausreicht.

Äußere Einflüsse Spannungsrisskorrosion: Schäden

Ti-Legierungen:

Titanlegierungen sind ohne Anriss oder ausreichend scharfe Kerben in chloridhaltigen, wässrigen Medien nicht SpRK-anfällig. Dies gilt offenbar auch gegenüber rissbildender Heißsalzkorrosion (Skizze oben links). Ein Risswachstum erfolgt erst ab einer Mindestspannungskonzentration (threshold). Eine Empfindlichkeit gegenüber SpRK zeigt sich besonders deutlich bei Versuchen mit konstanter Dehnungsgeschwindigkeit ("constant-strain-rate", siehe hierzu Seite 5.6.3.1.1-4), was auf dehnungsinduzierte SpRK hinweist. (Bild 5.6.2-1 und Bild 5.6.3.1.1-1). Kritische Risswachstumsgeschwindigkeiten (d.h. bei denen der SpRK-Einfluß merklich wird) werden zwischen 0,02 mm/h und 1,5 mm/h beobachtet. Außerhalb dieser Grenzen ist kein SpRK Schaden zu erwarten, es sei denn die Belastung erreicht örtlich die Zugfestigkeit, z.B. in einer Kerbe. Dies gilt jedoch nicht für alle SpRK-wirksamen Medien. In halogenidhaltigen Alkoholen mit geringen Wassergehalten (10⁻¹ bis 10⁻²%) wurden auch SpRK-Brüche an glatten Proben beobachtet.

Obwohl bisher keine Betriebsschäden an hochfesten Ti-Legierungen als Folge von SpRK durch Heißsalz ("Hot Salt Stress Corrosion" über 300°C, siehe Lit. 5.6.3.1.2-4) bekannt geworden sind, besteht doch ein potenzielles Rissproblem bei Heißsalzeinwirkung (Skizze oben Mitte). Die ertragbare Belastung wird durch diesen Effekt verringert, die Kriechdehnung vergrößert und die Brucheinschnürung nach dem Angriff bei Raumtemperatur verringert. Die erhöhte Kriechdehnung ist dabei weniger auf ein duktiles Werkstoffverhalten zurückzuführen, als auf einen "Ziehharmonika-effekt" infolge der starken Rissbildung. Bei der Legierung Ti6Al4V wurde in Versuchen die Heißsalz-SpRK-Empfindlichkeit mit steigender Korngröße (von 0,025 auf 0,1 mm) deutlich verstärkt.

Es ist davon auszugehen, dass die Festigkeiten quer zur Verformungsrichtung unter Heißsalz-SpRK- Einfluss merklich schlechter sind als die parallel dazu. Bei Querbeanspruchung erfolgt der Bruch bevorzugt interkristallin. Mit steigender Temperatur fällt die Zeit bis zum SpRK-Bruch deutlich stärker ab, als dies allein durch Zeitstandeffekte erklärbar wäre. Eine Kaltverfestigung verschlechtert das Verhalten gegenüber Heißsalz-SpRK, im Gegensatz zur üblichen SpRK in wässerigen Lösungen.

Dies wirft die Frage auf, inwieweit Heißsalz-SpRK an Titanlegierungen als SpRK im klassischen Sinn angesehen werden kann.

Spannungsrisskorrosion: Schäden

Bild 5.6.3.1.2-1 (folgende Seite): Die Erfahrung zeigt, dass besonders Bauteile bzw. Bauelemente von Anbaugruppen für SpRK-Schäden empfindlich sein können. Es handelt sich offenbar in der Regel um sog. "Katalogteile" die sich durch folgende Merkmale bzw. Schwächen auszeichnen:

- Die Teile sind vergleichsweise "billig".

- Die Teile unterliegen anscheinend nicht immer den hohen Qualitätsanforderungen der Luftfahrttechnik.

- Die technischen Daten werden vom Konstrukteur eher unkritisch übernommen.

- Diese Zulieferteile werden von den Luftfahrtfirmen nicht so lückenlos wie "Eigenteile" überwacht.

Weitere Gründe für SpRK-Schäden mögen einmal in der Verwendung von Werkstoffen wie festen Al-Legierungen und Vergütungsstählen liegen, die eine gewisse potenzielle Anfälligkeit gegenüber SpRK aufweisen sowie im Herstellungsprozess und im Betrieb eher in Temperaturbereiche kommen können, die eine für SpRK empfindliche Gefügeveränderung entstehen lassen. Diese Werkstoffe können nicht einfach durch weniger anfällige ersetzt werden, da sie bestimmte unverzichtbare Eigenschaften aufweisen (wie z.B. hohe Härte bei Schrauben und Kugelgelenken).

Rohr- und Schlauchverschraubungen (Skizzen Mitte links):

Diese Elemente werden häufig aus Stangenmaterial mit einer ausgeprägten Längsstruktur des Gefüges (siehe Seite 5.6.3.1.2-2) hergestellt. Dies begünstigt das Risswachstum, wenn die Werkstoffe einem SpRK-Angriff unterliegen, weil die Betriebsspannungen durch Verschraubung und Innendruck senkrecht zur Gefügeorientierung stehen (siehe Seite 5.6.3.1.2-2 und Bild . 5.6.3.1.2-1). **Spann- und Befestigungsschrauben** (Skizze rechts oben und Mitte):

Spannschrauben, wie sie an häufig verwendeten Spannbändern zur Befestigung von Anbauaggregaten verwendet werden, werden traditionell aus 13%-CrStählen hergestellt. Vergütungsstähle werden auch für Kugelgelenkansätze verwendet, die eine wichtige Funktion bei der mechanischen Kraftübertragung haben. Diese Werkstoffe sind dann SpRK empfindlich, wenn sie die Sollhärte überschreiten, was meist auf eine fehlerhafte Warmbehandlung im Fertigungsprozess zurückzuführen ist. Erfahrungsgemäß liegen die gefährdeten Zonen meist im Gewinde der ersten tragenden Gewindegänge (Ebene der Mutternauflage, Bild 5.6.3.1.1-6) oder an Formkerben, wie dem angeschmiedeten Kopf der T-Schrauben von Spannbändern.

Verdichterbeschaufelung (älterer Triebwerkstypen):

Durch Abweichungen in der Fertigung erhielten Fußkastenbleche an durch Löten gefügten Verdichterleitschaufeln aus 13% Cr-Stahlblech (Skizze unten) eine für SpRK gefährliche Härte über 40 HRC. Im Betrieb entstanden im Biegeradius große Längsrisse. Es war nicht restlos zu klären, welchen Anteil die hohe Härte und dadurch erhöhte Eigenspannungen an der Rissbildung hatte.

Spannungsrisskorrosion: Schäden



Bildbeschreibung vorhergehende Seite



Bild 5.6.3.1.2-2 (Lit. 5.6.3.1.2-1): Dieses Spannband stammt vom Triebwerk eines Kampfflugzeugs und dient zur Befestigung der heißen Entnahmeluftrohrleitung am Verdichter. Die Bleche, welche für die Herstellung verwendet wurden, bestanden aus einem Werkstoff vom Typ CrNi 19 9 mit 0,3*) % C-Anteil. Die Betriebstemperatur betrug 425 bis 540°C. Nach einer Betriebszeit von 2 bis 3 Jahren versagte die Befestigungslasche für die Spannschraube durch einen interkristallinen Bruch obwohl für die Spannschelle keine Lebensdauerbegrenzung vorgesehen war (mit Pfeil gekennzeichneter Bereich). Das Ergebnis der metallografischen Untersuchung ergab, dass im Schadenbereich Grobkorn vorlag, welches wahrscheinlich im Zusammenhang mit einem **Richtvorgang** beim Fertigungsprozess steht. In diesem Bereich waren die Korngrenzen stark mit Karbiden belegt.

Unter Betriebstemperaturen wirkte sich diese Sensibilisierung durch die kaltverformungsbedingte Gefügeinstabilität bei einem interkristallinen SpRK-Angriff unter Meersalzatmosphäre mit einem entsprechenden charakteristischen Rissverlauf aus (siehe Detai und Bild 5.6.3.1.1-6).

*) der in der Literatur für den betroffenen Werkstoff angegebene Kohlenstoffgehalt von 0,3 % erscheint viel zu hoch und würde für eine Werkstoffverwechslung sprechen. Diese würde den Schaden "notwendigerweise" herbeiführen.

Spannungsrisskorrosion: Schäden



Spannungsrisskorrosion: Schäden

Bild 5.6.3.1.2-3 (Lit. 5.6.3.1.2-3): Spannungsrisskorrosionsschäden an Bauteilen aus Titanlegierungen sind äußerst selten und nur im Zusammenhang mit der Fertigung bekannt geworden. So kann die Reinigung in heißen Cl-haltigen Entfettungsmitteln wie Perchloräthylen oder Trichloräthylen in Bereichen von Kerben und hohen Zugspannungen, wie sie z.B. um einen Schweißnahtkopf vorliegen, zur SpRK führen (Skizze oben). Selbst wenn es in den Bädern zu keiner spontanen Rissbildung kommt, wird angenommen, dass die in den Bädern entstandenen Cl-haltigen Reaktionsschichten an der Oberfläche bei nachgeschalteten Wärmebehandlungen oder auch bei Betriebstemperaturen im Triebwerk zur Rissbildung führen. Denkbar ist auch, dass in den genannten Bädern entfetteteTeile mit Cl-haltigen Reaktionsschichten beim Schweißvorgang zur Rissbildung neigen.

Bei niedrig legierten Einsatzstählen, wie sie als Standardwerkstoff für Getriebezahnräder und Vielkeilwellen für den Geräteantrieb zum Einsatz kommen, kann es zu ausgeprägter Rissbildung durch SpRK kommen (Skizzen unten). Solche Schäden wurden nicht nur in der Neuteilfertigung beobachtet, sondern sie treten auch verstärkt bei der Reparatur und Neubeschichtung von Zahnrädern auf. Bei diesen Teilen werden verschlissene Lagersitze und Dichtringlaufflächen abgeschliffen und aufgechromt. Danach wird die Cr-Schicht auf Maß geschliffen. Werden unterhalb dieser Cr-Schicht nach dem Brünieren interkristalline Risse bei der magnetischen Rissprüfung gefunden, besteht der Verdacht, dass durch die in der Cr-Schicht normalerweise vorhandenen Risse auf den unter Schleifzugspannungen stehenden Grundwerkstoff wirken. Offenbar spielen dabei auch Schleifspannungen, die beim Schleifen der Cr-Schicht entstehen, eine Rolle. Bei dem Brünierbad handelt es sich um eine heiße Lauge (NaOH + NaNO₃ + NaNo₂). Man spricht in diesem Fall deshalb auch von einer

Laugenrissigkeit oder Laugensprödigkeit.

Werden bei der magnetischen Rissprüfung im Bereich der Cr-Schichten Risse angezeigt, dann handelt es sich nicht, wie häufig fälschlicherweise angenommen, um die zulässigen und verfahrenstypischen Risse in der Cr-Schicht (diese ist unmagnetisch und zeigt keine Risse an). Es ist in diesem Fall davon auszugehen, dass es sich um Risse im magnetischen Grundwerkstoff unterhalb der Cr-Schicht handelt. Als Abhilfe hat sich ein Kugelstrahlen der gesamten Bauteiloberfläche bewährt, insbesondere der Schleiffläche vor dem Verchromen und Brünieren.

Problemanalysen der Maschinenelemente

Spannungsrisskorrosion: Schäden



Bild 5.6.3.1.2-4: SpRK-Risse können in unerwarteten Bauteilzonen auftreten, z.B. in Bereichen wo auf den ersten Blick Druckspannungen zu erwarten sind. Während des Verformungsvorgangs wird örtlich bei Überschreiten der Fließgrenze das Material unter Druckspannungen plastisch gestaucht, d.h. verkürzt und im Zugspannungsbereich bleibend gelängt. Beim Entlasten bzw. beim Rückfedern, nachdem die äußere Belastung nicht mehr

wirksam ist, kommt es zu einer Spannungsumkehr. In den plastisch gedehnten Bereichen treten Druckspannungen, in den gestauchten Zonen Zugspannungen auf. Diese Zugspannungen können dann eine Voraussetzung für SpRK sein. Solche Schäden wurden z.B. bei galvanischen oder chemischen Behandlungen von Bauteilen im Rahmen eines Reparaturablaufs beobachtet.

Spannungsrisskorrosion: Schäden

Literatur zu Kapitel 5.6.3.1.2

- **5.6.3.1.2-1** "Metals Handbook Ninth Edition" Vol 11 "Failure Analysis and Prevention", American Society for Metals, (ASM), Metals Park, Ohio 44073, Seite 309.
- **5.6.3.1.2-2** H.J.Kolkman, G.A. Kool, R.J.H. Wanhill, "Aircraft Crash Caused by Stress Corrosion Cracking", ASME-Paper 94-GT-298, Proceedings von "International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition", The Hague, Netherlands, June 13-16, 1994.
- **5.6.3.1.2-3** H.Simon, "Oberflächenreaktionen an Titanwerkstoffen", Zeitschrift "Metall Oberfläche" 5-1982, Seite 211-217.
- **5.6.3.1.2-4** F.T. Carroll, D.R. Parish, "Testing Considerations for Military Aircraft Engines in Corrosive Environments (a Navy Perspective)", AGARD-CP-558, Proceedings der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines" Rotterdam, The Netherlands 25-28 April 1994, Kapitel 37, Seite 37-1.
- **5.6.3.1.2-5** E.U.Lee, R.G. Mahorter, J.D. Wacaser, "Fracture of Ti-8Al-1Mo-1V Alloy Fan Blade by Stress Corrosion Cracking and Fatigue". Proceedings des Symposiums vom 1-6 May 1977, Toronto, Canada, "Fractography in Failure Analysis", ASTM Special Technical Publication 645, Seite 128-143.
- **5.6.3.1.2-6** R.S.BhattAchaRya, S.KrishnaMurthy, A.K.Rai, J.A.Kramer, "Threaded Fastener Coatings for Aerospace Applications", Zeitschrift " Lubrication Engineering", Volume 52, No.3, March 1996, Seite 237-241.
- **5.6.3.1.2-7** National Transport Safety Bureau (Australia), A.Romeyn, Technical Analysis Report 17/03, "Bolt Fracture High Pressure Turbine Disk Assembly", 2003, Seite 1-21.
- **5.6.3.1.2-8** R.S.BhattAchaRya, S.KrishnaMurthy, A.K.Rai, J.A.Kramer, "Threaded Fastener Coatings for Aerospace Applications", Zeitschrift " Lubrication Engineering", Volume 52, No.3, March 1996, Seite 237-241.
- 5.6.3.1.2-9 TSB of Canada, Aviation Investigation Report Number A01F0020, "Power Loss No.
 2 Engine, Skyservice Airlines Inc. Airbus A330-300 C-FBUS, Columbo, Sri Lanka, 15 February 2001", Seite 1-6.

Spannungsrisskorrosion: Schäden

5.6.3.1.3 Maßnahmen zur Vermeidung von Schäden durch Spannungsrisskorrosion.

Gelingt es, eine der drei Voraussetzungen für SpRK

- empfindlicher Werkstoff,
- kritisch hohe Zugspannungen,
- werkstoffspezifisches Korrosionsmedium

aus dem Korrosionssystem zu entfernen, so kann sich SpRK nicht ausbilden. Alle Abhilfen müssen sich an diesen Forderungen orientieren.

• Auswahl nicht SpRK-empfindlicher Werkstoffe, bzw. Festlegung von Halbzeugherstellung, Fertigungsverfahren und Wärmebehandlungen die SpRK-begünstigende Gefügeausbildungen vermeiden. Stark verunreinigte Werkstoffe wie Automatenmaterial (mit Verunreinigungen als "Spanbrecher") vermeiden.

Dies gilt besonders für Korrosionsformen die unter Wasserstoffbildung ablaufen.

• Weder durch die Belastung noch durch die Herstellung (z.B. Formgebung, Wärmebehandlung) sollte die höchstmögliche Werkstofffestigkeit voll ausgenutzt werden. So ist z.B. bei Cr-Stählen eine Härte über 30 HRc bereits ein Anzeichen für eine mögliche SpRK-Empfindlichkeit.

• Das Aufbringen von Handschweiß vor der Einwirkung einer Temperatur von über 500°C ist unbedingt zu vermeiden. Eine solche Situation kann z.B. in der Fertigung vor einer Wärmebehandlung vorliegen. Durch das Tragen geeigneter Handschuhe sollten die Schäden zu vermeiden sein.

• Vorsicht bei der nachträglichen Kaltverformung empfindlicher Werkstoffe (z.B. bei der Ausbesserung von Schäden durch Richten und spanlose Formgebung). Es können örtlich gefährliche Zugeigenspannungen und/oder Gefügeveränderungen entstehen.

• Der Werkstoff sollte nicht quer zur Faserrichtung (Walzrichtung, Verformungsrichtung beim Schmieden) belastet werden. Dies gilt insbesondere bei SpRK empfindlichen Al-Legierungen und Cr-Stählen.

• Möglichst weitgehender Abbau von Zugeigenspannungen aus der Fertigung durch geeignete Wärmebehandlung (spannungsarm Glühen).

• Erzeugung von Druckeigenspannungen an der Oberfläche, z.B. durch Kugelstrahlen oder Rollen. Verwendung von zerspanenden Verfahren mit festgeschriebenen Parametern (z.B. Zerspanungsgeschwindigkeit, Spantiefe, Werkzeuggeometrie, Kühlschneidmittel) für die Druckspannungen nach der Zerspanung nachgewiesen wurden. Kein Verfahrenswechsel oder Parameter-

Spannungsrisskorrosion: Schäden

änderung ohne Nachweis vergleichbarer Druckspannungen in der Bearbeitungsfläche.

Erfahrungsgemäß ist bei der Schleifbearbeitung mit Zugspannungen in der Oberfläche zu rechnen. Deshalb ist diese Bearbeitung bei SpRK-empfindlichen Systemen nach Möglichkeit zu vermeiden.

• Zulassung und Überwachung von Hilfsstoffen in der Fertigung (z.B. Schneidflüssigkeit, Reinigungs- und Ätzbäder). Insbesondere Vorsicht bei Hilfsstoffen mit Halogenverbindungen wie Chlor. Diese sind im Zweifelsfall mit geeigneten aussagekräftigen SpRK-Prüfungen zuzulassen.

Besondere Vorsicht ist erfahrungsgemäß bei den folgenden Kombinationen von Prozessbad und Werkstoff geboten:

- Brünierbäder bei einsatzgehärteten bzw. gehärteten Stahlteilen

- Heiße Perchloräthylen-Entfettungsbäder bei hochfesten Ti-Legierungen

- Durch Chloride verunreinigte (Wasser-) Spülbäder und Bauteile aus hochfesten Al-Legierungen und (martensitischen) Cr-Stählen.

In jedem Fall ist anzustreben, dass empfindliche Teile (z.B. Teile aus Einsatzstählen wie Zahnräder und Wellen) vor einer Badbehandlung an allen benetzten Flächen ausreichend kugelgestrahlt werden.

• Sinnvolle und betriebsnahe Prüfung von Werkstoffen (z.B. Wareneingang) und Bauteilen (Ausfallmuster, Bauteilerprobung) auf eine SpRK-Empfindlichkeit gegenüber Fertigungs-/Betriebseinflüssen.

• Schweißnähte sollten in unkritische Bereiche gelegt werden. Hierzu gehören Bereiche, die nicht unter hohen Zugspannungen stehen oder in denen sich keine Elektrolytflüssigkeit ansammeln kann.

• Zum Nachweis einer SpRK-Gefahr sind geeignete Korrosionssysteme (Werkstoff, Belastung/Probenform, Medium) auszuwählen, die realitätsbezogen sein müssen. Für die richtige Auswahl der Prüfung ist die Definition des Merkmals (z.B. Rissfortschrittsgeschwindigkeit, Zeit bis zum Anriss, Zeit bis zum Bruch) für eine SpRK- Empfindlichkeit wichtig. So erfordert z.B. die SpRK-Prüfung von Ti-Legierungen häufig gekerbte oder angerissene Proben, wobei die Rissfortschrittsgeschwindigkeit und das Rissbild als Kriterium dienen.

• Anwendung elektrochemischer Prüfmethoden (z.B. Potenzialmessung) zur Feststellung einer SpRK-Empfindlichkeit.

• Bei der Konstruktion bereits Hohlräume vermeiden. An Rotorteilen wie Scheiben und Zwischenringen (spacer) sind dies konische Ansätze in denen sich im Stillstand oder unter Fliehkraft Korrosionsmedium sammeln kann.

Bei Sacklöchern ist eine ausreichende Abdichtung des Loches und Gewindes gegen Betriebsflüssigkeiten zu gewährleisten. Es ist sicherzustellen, dass bei der Fertigung keine aggressiven

Spannungsrisskorrosion: Schäden

Rückstände (z.B. aus galvanischen Bädern oder Ätz- und Reinigungsbädern) in den Gewindesacklöchern verbleiben, die später mit Flüssigkeiten im Betrieb (z.B. mit Schwitzwasser) gefährliche Elektrolyte bilden können.

• Auswahl geeigneter Beschichtungen, z.B. organische Lacke und anorganische Schichten (Al-Pulver gefüllter Lack mit keramischem Binder, Email, metallische Schichten). Anzustreben ist eine kathodische Schutzwirkung, d.h. bei einer Beschädigung der Schicht bis zum Grundwerkstoff ist der Korrosionsschutz weiterhin gewährleistet

• Vermeidung von scharfen Ecken und Kanten sowie rissartiger Fehlstellen in deren Bereich im Betrieb Spannungsspitzen zu erwarten sind.

• Die Oberflächen sollten möglichst glatt und sauber sein. Verunreinigungen, die das Korrosionsverhalten verändern können (z.B. Elementbildung), wie sie z.B. im Fertigungs- oder Reparaturprozess aufgebracht werden können (z.B. Aufschmieren von Werkzeugmaterial, Rückstände von Strahlmittel), sind zu vermeiden oder sicher zu entfernen.

- Bei "Katalogteilen" ist besonders darauf zu achten, dass:
- der Werkstoff für die zu erwartenden Medien in möglichst SpRK-unempfindlichem Zustand vorliegt.
- durch eine Kombination mit anderen Bauteilen keine zusätzliche Empfindlichkeit auftritt (z.B. Elementbildung).
- die Qualitätssicherung muss Luftfahrtstandard entsprechen.

- die besonderen Betriebsbedingungen der Maschine bei Auslegung und Auswahl berücksichtigt sind.

5.6.3.2 Korrosion bei dynamischer Belastung (Schwingungsrisskorrosion SwRK)



Schwingungsrisskorrosion (engl. corrosion fatigue, Bild 5.6.1-1) wird in der Abkürzung heute mit SwRK bezeichnet (früher auch SRK). Es handelt sich um einen Korrosionseinfluss der die Ermüdungsrissbildung während einer dynamischen Beanspruchung im Anfangsstadium und beim Fortschritt unterstützt. Diese Korrosionsform ist in erster Linie **lastabhängig** im Gegensatz zur mehr zeitabhängigen SpRK.

Schwingungsrisskorrosion

5.6.3.2.1 Grundlagen der Schwingungsrisskorrosion

Schwingungsrisskorrosion ist eine verformungsarme Rissbildung unter **Korrosion und mechanischer Wechselbeanspruchung**. Sie ist von allen drei Einflüssen eines Korrosionssystems abhängig (Bild 5.6-1).

Schwingungsrisskorrosion ist im Gegensatz zu SpRK an kein bestimmtes System, Metall/ Medium, gebunden. Dadurch besteht eine weitaus größere Zahl der Schadensmöglichkeiten (Bild 5.6.1-1). Sowohl aktiv korrodierende Werkstoffe als auch Werkstoffe mit passivem Verhalten können geschädigt werden. Möglicherweise ist ein Grund für das "universelle" Auftreten dieser Korrosionsform, dass sich unter dynamischer Beanspruchung ausgeprägte Extrusionen (Bild 5.6.3.1.1-3) im Mikrobereich bilden können, die für schützende Deckschichten (Passivschichten) eine intensive Schädigung bedeuten. Treten in der Anrissphase Lochfraß oder interkristalline Korrosion auf (Bild 5.6.1-2 und Bild 5.6.3.2-2), werden die Verhältnisse komplex. Praktische Erfahrungen und betriebsnahe Untersuchungen sind deshalb die Voraussetzung für erfolgreiche Gegenmaßnahmen (Lit. 5.6.3.2-2). Bei merklicher SwRK mit einem SpRK-Einfluss beobachtet man im Gegensatz zur reinen Schwingermüdung der "echten" SwRK (Lit . 5.6.3.2-2) einen deutlichen Frequenzeinfluss. Werkstoff, korrosives Medium und Belastungen (z.B. Frequenz, Mittelspannung, Spannungsausschlag) bestimmen, ob SwRK-Risse trans- oder interkristallin verlaufen (Lit. 5.6.3.2-1). Der SwRK Einfluss zeigt sich bei Vergütungsstählen typischerweise an einem interkristallinen Anteil im Rissverlauf. In Ausnahmefällen wird auch bei "echter" SwRK interkristalliner Rissverlauf bei martensitischen und austenitischen Stählen im Bereich mittlerer Spannungsintensitätsamplituden festgestellt. Der interkristalline Anteil nimmt mit steigender Mittellast zu.

Der Begriff SwRK wird in mancher Literatur von Schwingbrüchen getrennt, wenn diese von Korrosionsmarken ausgehen, ohne dass noch ein Korrosionsmedium einwirkt. Dies erscheint dem Autor kaum möglich, wenn man bedenkt, dass nahezu alle Metalle im Vakuum eine bessere Schwingfestigkeit als in der Atmosphäre aufweisen und die Rissfortschrittsgeschwindigkeit sich gegenüber der im Vakuum vervielfachen kann (Lit. 5.6.3.2-2). Dies zeigt, dass mit einem Schwingungsrisskorrosionseffekt an Atmosphäre immer zu rechnen ist. Das gilt besonders dann, wenn das Umgebungsmedium bereits zu Lochfraß oder IK geführt hat. Dieser Effekt fällt jedoch häufig nicht auf, da die Werkstoffkennwerte für die Ermüdungsfestigkeit an Luft ermittelt werden und/oder als Versagenskriterium bei der Probenprüfung der erste Anriss gilt. So ist verständlicherweise die Anriss- und Rissfortschrittsbeeinflussung bereits in den Werkstoffdaten enthalten. Je mehr jedoch dynamisch belastete Bauteile, bei denen die Rissfortschrittsphase einen bewussten oder unbewussten Bestandteil des Lebensdauerkonzepts bildet, zum Einsatz kommen, wie das z.B. bei hochbelasteten Rotoren moderner Turbomaschinen der Fall ist, umso wichtiger ist es, den SwRK-Einfluss zu berücksichtigen.

So ist es z.B. üblich, wegen des geringeren Energieverbrauchs die LCF-Lebensdauer von Rotoren in **Vakuumschleuderständen** zu ermitteln. Man sollte sich vor solchen Versuchen vergewissern, dass kein deutlich **verfälschender Effekt** durch das Vakuum eintritt (Bild 5.3.1-0). Sonst besteht die Gefahr, dass auf längere nutzbare Lebensdauern geschlossen wird, die in der Praxis nicht zu realisieren sind.

Schwingungsrisskorrosion

Verhalten verschiedener Werkstoffgruppen:

Cr-Stähle: SwRK tritt bei diesen **Vergütungsstählen** in den meisten Fällen im Zusammenhang mit Lochfraß auf. Der Rissfortschritt ist am Rissanfang bevorzugt **interkristallin**, d.h. er verläuft **entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen**, die sich noch in den Vergütungsgefügen abzeichnen. Dieser interkristalline Verlauf wird bereits bei Einwirkung reinen Wassers beobachtet. Selbst bei hochfrequenten Schwingungen wie sie für Turbobeschaufelungen typisch sind, treten interkristalline Bruchanteile auf (Bild 5.6.3.2-2). Diese sind bei "echter" SwRK (ohne SpRK-Anteil) nur bei mittleren Spannungskonzentrationsamplituden zu erwarten (nach Lit. 5.6.3.2-3). Die Empfindlichkeit gegen SwRK (und SpRK) steigt mit der Härte. Denkbar ist, dass die Schäden durch die Kerbempfindlichkeit bei höherer Härte begünstigt werden. Oberhalb 40 HRC sollten diese Werkstoffe in korrosiven Bedingungen nicht eingesetzt werden.

Cr-Ni-Stähle: Bei diesen austenitischen Legierungen mit normalerweise ausgeprägtem passiven Korrosionsverhalten ist im Rissausgang häufig **Lochfraß** (Bild 5.6.1-3) und/oder interkristalline Korrosion vorhanden. Üblicherweise verlaufen Schwingermüdungsrisse auch im sensibilisierten Werkstoff transkristallin. Hohe Mittelspannung und niedrige Frequenzen unterstützen jedoch den interkristallinen Verlauf. Versuche zeigten Ermüdungsrisse die im Vakuum transkristallin verlaufen, während sie bei niedrigen Frequenzen (10⁻³ Hz) im Beisein von Wasser (!) ein ausgeprägtes interkristallines Wachstum zeigen (Lit. 5.6.3.2-3). Dies wird auf einen verstärkten SpRK-Einfluss (interkristalliner Verlauf) während des Ermüdungsvorganges zurückgeführt.

Mg- und Al-Legierungen: Bei diesen Legierungen gehen Schwingbrüche häufig von Lochfraßgrübchen aus. Salzwasseratmosphäre macht sich selbst bei sehr niedriger dynamischer Beanspruchung noch bemerkbar (Bild 5.6.3.2-1).

Ti-Legierungen: Diese Legierungen zeigen einen Einfluss von Heißsalz auf das LCF- und HCF-Verhalten ab ca. 250 °C. In beiden Fällen fällt die Lebensdauer bzw. die Ermüdungsfestigkeit deutlich ab. Dabei ist der Einfluss bei niederfrequenter Beanspruchung im LCF-Bereich besonders deutlich. Die Empfindlichkeit gegenüber Heißsalzeinwirkung (siehe auch Bild 5.6.3.1.1-7) hängt von einer Vielzahl weiterer Einflüsse wie dem Gefüge des Werkstoffs ab.

Ni-Legierungen: In besonderen Medien wie **MoS₂-haltige Schmiermittel/Fette** (bei erhöhter Temperatur, siehe auch Bild 5.6.1.4.1-3 und 5.6.1.4.1-4) oder besonderen Luftverunreinigungen wurden SwRK-Effekte beobachtet. Zum Beispiel kann MoS₂ unter Luftabschluss (z.B. zwischen Passflächen bei Verschraubungen) die LCF-Rissbildung extrem beschleunigen. Dabei scheint die Korngröße eine Rolle zu spielen. Es zeigen sich ausgeprägte Stadium I-Brüche (Spaltflächen, Bild 4.3-6.1) deren Größe natürlich mit der Korngröße korreliert. Bei den für Gussteile typischen großen Körnern entstehen entsprechend große Anrisse. Es ist zu vermuten, dass Einkristallwerkstoffe in Abhängigkeit von ihrer Kristallorientierung zur Belastung gegenüber Spaltflächenbildung eine besondere Empfindlichkeit aufweisen können. Ähnliches gilt erfahrungsgemäß auch für Ermüdungsvorgänge in Schutzgasen wie Argon. Hier können offenbar bereits geringe Verunreinigungen im Gas (z.B. Eisenverbindungen) einen beschleunigten Rissfortschritt auslösen.

Bild 5.6.3.2.1-1: Ähnlich wie die Meeresatmosphäre wirkt Salzwasserdampf bei vielen Werkstoffen auch im Vergleich zum Verhalten an trockener Luft deutlich absenkend auf die Schwingermüdungsfestigkeit (Skizze unten, Lit. 5.6.3.2-5). Mit einem Abfall von über 50% ist z.B. bei Cr-Stählen und hochfesten Al-Legierungen zu rechnen.

In der oberen Skizze (Lit. 5.6.3.2-4) zeigen die Kurven "1" und "3" in schematischer Weise diesen Effekt. Dies lässt auch erkennen, dass bei SwRK-Verdacht die Prüfung im Betriebsmedium zu erfolgen hat. Eine Vorkorrosion (Kurve "2") ohne dynamische Belastung in einer Korrosionskammer oder im **Tauchversuch** ist nicht ausreichend und ergibt gegenüber realistischen Betriebsbedingungen zu hohe Dauerfestigkeiten. Bei solchen Versuchen wird schon die Rissbildungsphase nicht befriedigend simuliert. Für die Betrachtung der Rissfortschrittsphase sind bruchmechanische Versuche erforderlich.

Bei komplexen Betriebsschäden sind ausreichend sichere Rückschlüsse aus Laborversuchen unter Standardbedingungen nicht mehr möglich (Lit.5.6.3.2-2).

Schwingungsrisskorrosion



Problemanalysen der Maschinenelemente

Schwingungsrisskorrosion



Bild 5.6.3.2-2 (*Lit. 5.6.3.2-2 und 5.6.3.2-6*): Das Bild zeigt die typischen **Phasen von** *SwRK-Schädigungen* und gibt einen Eindruck über die Vielfalt der Schadensbilder.

Ausgangszustand: Werkstoffe die Oberflächen mit aktivem Korrosionsverhalten (z.B. unlegierte und niedrig legierte Stähle) aufweisen als auch solche mit passivem Verhalten (z.B. hochlegierte Stähle), d.h. mit der Bildung von Schutzschichten, können SwRK zeigen.

Risskeimbildung: Gleitebenen, korrosionsanfällige Phasen, Inhomogenitäten an Korngrenzen (z.B. selektiver Angriff von Cl-Ionen bei sensibilisierten Cr-Ni-Stählen) und Schwachstellen in der Deckschicht (z.B. Schichtstörungen an Gefügeinhomogenitäten und Verunreinigungen), Rissbildung an nichtmetallischen Einschlüssen wie Karbiden sind Angriffspunkte für SwRK.

Durch Gleitungen im Oberflächenbereich wird die schützende Passivschicht durchbrochen und geschädigt (vergleiche Bild 5.6.3.1.1-3 und Bild 5.6.3.1.1-4). Damit werden einerseits ungeschützte Metalloberflächen freigelegt, zum anderen entstehen in diesem Bereich Kerben mit erhöhten mechanischen Spannungen die den Korrosionsvorgang unterstützen. Im passiven Zustand zeigen die Risse oft keine Füllung durch Korrosionsprodukte.

Im aktiven Zustand entstehen erste örtliche Anfressungen.

Zwischenstadium: Im aktiven Zustand erfolgt bei einer Werkstoffgruppe eine Vergrößerung der Anfressungen, im passiven Zustand entstehen tiefere Grübchen (Lochfraß) deren Grund wieder durch Deckschichtbildung passivieren kann und bei folgenden Lastspielen erneut einreisst (vergleiche auch Bild 5.6.3.1.1-5). Der Vorgang der Passivschichtbildung im Kerbgrund ist ein Grund für die Frequenzabhängigkeit der SwRK. Liegt eine besondere Empfindlichkeit der Korngrenzen bzw. entsprechen-

Äußere Einflüsse

Schwingungsrisskorrosion

der Gefügebereiche vor, so kommt es hier zu einem ersten Angriff. Dieser verläuft in seiner Hauptausbreitungsrichtung durch die schützende Passivschicht hindurch in den Werkstoff. Im aktiven Zustand erfolgt keine Passivschichtbildung und die Korrosion breitet sich auch nach den Seiten über eine größere Fläche aus.

Anrissbildung: Ausgehend von den im Zwischenstadium entstandenen Anrissen und Kerben bilden sich relativ scharfe Risse ohne nennenswerte Aufweitung durch abtragende Korrosion.

Rissfortpflanzung: Je nach Höhe der Beanspruchung kommt es bei hohen Spannungen zu eher geraden, in den Werkstoff hinein verlaufenden Einzelrissen oder, bei niedrigen Spannungen zu einer Verästelung am Rissende.

Schwingungsrisskorrosion

5.6.3.2.2 Schäden durch Schwingungsrisskorrosion

Obwohl vom Schadensmechanismus her bei Schwingermüdungsschäden von einem Atmosphäreneinfluss und bei korrosiver Umgebung von einer Absenkung der Schwingfestigkeit und Erhöhung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit ausgegangen werden könnte, wird nur in wenigen Fällen ein Schaden hauptursächlich explizit auf Schwingungsrisskorrosion zurückgeführt.

Dies gilt für Schäden die entsprechend der zugänglichen Literatur im ursächlichen Zusammenhang mit Lochfraß stehen (Bild 5.6.1-3, Bild 5.6.1-4.1, Bild 5.6.3.2-1 und Bild 5.6.3.2-2).

Schwingungsrisskorrosion

5.6.3.2.3 Maßnahmen zur Vermeidung von SwRK-Schäden

Für **Abhilfemaßnahmen** gegen SwRK gelten in erster Linie die gleichen Regeln wie für die Vermeidung von reinen Schwingbrüchen:

• Absenkung der Schwingbeanspruchung und falls möglich auch der Mittelspannung.

Vermeidung von Spannungsspitzen

• Maßnahmen um den korrosiven Angriff bzw. den Zutritt korrosiver Medien während des Betriebs d.h. der Schwingbeanspruchung, zu verhindern. Dazu gehören geeignete Schutzschichten aber auch eine konstruktive Gestaltung welche nach außen offene Spalte und Hohlräume, in denen sich Korrosionsmedium ansammeln kann, vermeidet. Auch ausreichend große Öffnungen können die Ansammlung des Mediums im Betrieb vermeiden und dadurch zum Korrosionsschutz beitragen.

Druckeigenspannungen durch Strahlen oder Rollen sind bei SwRK im aktiven Zustand (Werkstoffauflösung, Lochfraß) nicht schadensverhütend. Bei passiven Oberflächen (ohne Lochfraßangriff) ist dagegen eine Verbesserung möglich.

• Die **Werkstoffauswahl** ist durch geeignete, möglichst betriebsnahe Prüfmethoden abzusichern. Dabei ist z.B. auf die Prüfparameter wie Belastungsverlauf und Frequenz zu achten. Diese müssen den zu erwartenden Betriebsbedingungen in realistischer Weise entsprechen.

• Die rechtzeitige und sinnvolle Überholung gefährdeter Teile ist vorzusehen und einzuhalten. Damit kann z.B. gefährliche Lochfraßbildung die eine SwRK-begünstigende Spannungskonzentration bedeutet, vermieden werden. • Werkstoffdaten sollten unter möglichst betriebsnahen Bedingungen (Medien, Belastungen, Zeitabläufe) ermittelt werden.

• Von einer Ausnutzung der maximal erreichbaren Festigkeitswerte ist dann abzusehen, wenn das SwRK-Risiko damit gefährlich ansteigt. Schwingungsrisskorrosion

Literatur zu Kapitel 5.6.3.2

- **5.6.3.2-1** M. Karim-Khani, "Ermüdungsverhalten randschichtwärmebehandelter Stähle ohne bzw. mit Korrosionseinfluß", Mensch & Buch Verlag, Berlin 1999, ISBN 3-9333-46-55, Seite 78 bis 83.
- **5.6.3.2-2** H.Speckhardt, "Werkstoffverhalten bei Überlagerung von Schwingungsrisskorrosion und anderen spezifischen Korrosionserscheinungen", Bruchuntersuchung und Schadensklärung, Allianz 1976, Seite 75-82.
- **5.6.3.2-3** M.O.Speidel, "Interkristalline Korrosionsermüdung in Stahl", Bruchuntersuchung und Schadensklärung, Allianz 1976, Seite 83-87.
- **5.6.3.2-4** Kh.G.Schmitt-Thomas, Th.Kirner, "Form und Mechanismen von Rissen und Brüchen unter gleichzeitiger korrosiver und dynamischer Beanspruchung mit unterschiedlichen Frequenzen", Zeitschrift Werkstofftechnik 9, Verlag Chemie GmbH, D-6940 Weinheim 1978, Seite 407.
- **5.6.3.2-5** A.Tross, "Der Mechanismus des Dauerbruchs und seine Beeinflussung durch Korrosion". Zeitschrift "Werkstoffe und Korrosion", 20. Jahrgang, Heft 11/1969, Seite 954 bis 962.
- **5.6.3.2-6** H.Spähn, G.H.Wagner, "Corrosion Fatigue of Steels", Bruchuntersuchung und Schadensklärung, Allianz 1976, Seite 59 bis 74.
- 5.6.3.2-7 H.J.Kolkmann, "Gas Turbine Compressor Corrosion and Erosion in Western Europe", AGARD-CP-558, Proceedings der Konferenz "Erosion, Corrosion and Foreign Object Damage Effects in Gas Turbines", Rotterdam, The Netherlands 25-28 April 1994, Kapitel 30 Seite 30-3.

wasserstoffinduzierte Risse

5.7 Wasserstoffinduzierte Risse

Ein Werkstoff mit zu hoher Festigkeit kann eine Firma ruinieren! Schraubenbrüche durch Wasserstoffversprödung an verzinkten Schrauben einer Hochgarage.

Unter **wasserstoffinduzierter Rissbildung** (auch Hydrogen Embrittlement, Hydrogen Embrittlement Cracking HEC, Hydrogen Stress Cracking HSC, missverständlich auch als "**Wasserstoffversprödung**" bezeichnet) versteht man eine Bruchart, bei der bei bestimmten Metallen ein Duktilitätsabfall infolge Wasserstoffaufnahme erfolgt.

Weil Versprödung und **Rissbildung deutlich zeitverzögert** ablaufen (z.B. Monate) sind im Falle eines Schadens bzw. der Erkennung des Problems bereits viele Teile ausgeliefert unde bereits verbaut. So benötigen Abhilfemaßnahmen umfangreiche Logistik und sind sehr zeit- und kostenaufwändig. Das kann erfahrungsgemäß die **Existenz einer Frma bedrohen**.

Das spröde Versagen des Werkstoffs beruht auf **Diffusionsvorgängen** (Bild 5.7.1-1) und erfordert deshalb ausreichend Zeit. Deshalb sind für einen Nachsweis niedrige Dehngeschwindigkeiten erforderlich (Bild 5.7.1-6). Im Gegensatz zu anderen Versprödungsformen ist z.B. eine Kerbschlagbeanspruchung als Nachweis ungeeignet (Bild 5.7.1-6). Werden wie bei Titanlegierungen spröde Hydride gebildet, so zeigt sich in Versuchen mit hohen Dehnungsgeschwindigkeiten ein sprödes Bruchverhalten.

Der Einfluss von Wasserstoff kann die Kerbempfindlichkeit und die Rissfortschrittsgeschwindigkeit deutlich erhöhen (Bild 5.7.1-1). Um in das Atomgitter eines Metalls eindringen zu können, muss der Wasserstoff atomar vorliegen, da das Molekül bereits zu groß ist. Weil Wasserstoffatome sofort wieder ein Molekül bilden, müssen sich die Wasserstoffatome unmittelbar an der Metalloberfläche bilden. Dies kann auf sehr unterschiedliche Weise entstehen (Bild 5.7.1-3). Durch die Ansammlung und Rekombination des Wasserstoffs an Fehlstellen (z.B. nichtmetallische Einschlüsse und Inhomogenitäten) im Gefüge kommt es zu einer Zugspannungskonzentration und damit einer Aufweitung des Gitters. Der molekulare Wasserstoff in den Metallporen steht unter hohem Überdruck und "sprengt" das Gefüge (Bild 5.7.1-2). Die Neigung zum wasserstoffinduzierten Bruch steigt üblicherweise mit der Festigkeit der Werkstoffe (Bild 5.7.1-5).

5.7.1 Grundlagen der wasserstoffinduzierten Rissbildung

Werkstoffeinfluss:

Viele technischen Werkstoffe sind, wenn auch in unterschiedlichem Maß, gegenüber wasserstoffinduziertem Bruch anfällig. Dabei können sich die für die Auswirkung des Wasserstoffs wichtigen Einflüsse unterscheiden. **Al- und Cu- Legierungen** sind relativ unempfindlich, jedoch sind insbesondere bei hochfesten Al-Legierungen Versprödungseffekte durch den Einfluss von Wasserstoff auf die Rissbildung beobachtet worden. Austenitische Stähle sind bis zu einem gewissen Grad beeinflusst. **Ti-Legierungen, ferritische Stähle** und **Ni-Basis-Superlegierungen** können stark verspröden (Lit. 5.7-1 und Lit. 5.7-2). Bei **hochfesten Stähle** kann wasserstoffinduzierte Rissbildung bereits bei 1 ppm Wasserstoffgehalt oberhalb der Löslichkeitsgrenze (bei RT für Eisen ca. 10⁻³ ppm), bei Ti-Legierungen ca. 35 ppm (Löslichkeitsgrenze für Titan ca. 20-20 ppm) zum Versagen führen. Von besonderem Einfluss auf die Wasserstoffaufnahme (Menge und Verteilung) ist neben der Rauigkeit die Ausbildung von Oxidfilmen, die Aufnahme von Wasserstoff durch Verunreinigungen, Fehler im Mikrogefüge und der Wasserstofftransport im Zusammenhang mit Versetzungsbewegungen.

Je höher die Festigkeit des Werkstoffs, umso größer ist gewöhnlich seine Empfindlichkeit gegenüber wasserstoffinduzierter Rissbildung (Bild 5.7.1-5). Dabei ist zu berücksichtigen, dass sich die Legierungszusammensetzung, soweit sie die Festigkeit beeinflusst, auf die Neigung zur Rissbildung auswirkt. Besonders ausgeprägt sind Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung z.B. bei **Federstählen** und **martensitaushärtenden Stählen**. Dabei werden elastische Eigenschaften und die Härte nicht beeinflusst. An diesen Kennwerten läßt sich daher eine wasserstoffinduzierte Rissbildung nicht nachweisen. Die **Schwingfestigkeit** von Stählen bei ausreichend hohen Frequenzen lässt ebenfalls keine Beeinflussung durch eine wasserstoffinduzierte Rissbildung erwarten (Lit. 5.7-13). Bei Ti-Legierungen könnte es dagegen einen Einfluss geben, wenn an der Oberfläche und/oder im Gefüge spröde Hydride vorhanden sind.

Feinkörniges Material ist weniger empfindlich gegenüber wasserstoffinduzierter Rissbildung. Dies kann im Zusammenhang mit einer höheren Duktilität, geringerer Dichte der "Wasserstofffallen" (größere Summe der Korngrenzenflächen) und der homogeneren Spannungsverteilung im Mikrobereich gesehen werden.

Von besonderem Einfluss ist der **Wärmebehandlungszustand** des Werkstoffs. So nimmt z.B. die Neigung zur wasserstoffinduzierten Rissbildung mit der Feinheit kugeliger Karbide in Stählen ab.

Die deutlich geringere Löslichkeit von Wasserstoff in Titanwerkstoffen bei Raumtemperatur als bei erhöhter Temperatur oder gar im Schmelzzustand (Schweißen, Giessen) führt bei höheren Konzentrationen während langsamer Abkühlung neben der Lösung im Gitter und den Anreicherungen an Mikrodefekten zur Ausscheidung von Hydriden. Bei schnellem Abkühlen kann die Hydridbildung unterdrückt werden. Der wasserstoffinduzierte Bruch ist gegebenenfalls mit dem Aufreissen der Hydridplättchen verbunden (Lit. 5.7-3). So ist verständlich, dass Größe und Orientierung der Hydridplättchen für den Versprödungseffekt wichtig sind. Als Grenzwerte für Wasserstoff in **Titanwerkstoffen** können gelten: Für α -Legierungen wie TiCu2 100 ppm H und für α/β -Legierungen 125 ppm H (Lit. 5.7-5). Sind Hydridausscheidungen im metallografischen Schliff erkenn-

wasserstoffinduzierte Risse

bar, ist von Wasserstoffkonzentrationen deutlich über 100 ppm auszugehen. Nicht oxidierende Säuren bilden auf Titanoberflächen äußerlich nicht erkennbare Hydride, die bei Temperaturen von 200°C bis 300°C zersetzt werden. Der dabei frei werdende Wasserstoff kann in das Metall eindringen. Die Aufnahme von Wasserstoff wird durch Oxidschichten behindert. Bei Titanwerkstoffen kann Wasserstoff (auch bereits rekombinierter Wasserstoff) durch eine geeignete Wärmebehandlung im Vakuum ausgetrieben werden. Im Vergleich zur Entgasung (auch als "Entsprödung" bezeichnet) von Stählen, ist die dazu notwendige Temperatur hoch (z.B. 700°C 6-24 h im Vakuum von 10⁻³ - 10⁻⁴ Torr).

Im Gegensatz zum Verhalten von Stählen (Bild 5.7.1-6) verspröden **Titanlegierungen durch die Bildung spröder Hydride** und nicht durch ein Verspannen des Gitters. Die wasserstoffinduzierte Rissbildung von α -**Titanlegierungen** (z.B.TiCu2), wird von einer ausgeprägten Neigung zur Hydridplättchenbildung im Gefüge bestimmt. Dies führt **auch bei hohen Dehnungsgeschwindigkeiten** zu einem deutlich spröden Verhalten beim Bruch. Es wird sowohl ein Abfall der Kerbschlagzähigkeit als auch eine verminderte plastische Dehnung im Zugversuch beobachtet. Der Nachweis einer Wasserstoffversprödung erfolgt daher bei α -Titanlegierungen mit einem Kerbschlagversuch. Ein zeitabhängiges Versagen bei ruhender Beanspruchung ist zumindest nicht ausgeprägt.

Auch β - bzw. α/β - Titan-Legierungen (z.B. Ti6Al4V) können durch Wasserstoff Hydride bilden und verspröden. Bei diesen Legierungen ist die Hydridbildung jedoch nicht so ausgeprägt wie bei α -Legierungen. Hier wirkt anscheinend weniger die Hydridbildung versprödend, als der, ähnlich wie bei Stählen, im Gitter gelöste diffusionsfähige Wasserstoff. Der die Rissbildung beeinflussende Wasserstoff bildet sich vorzugsweise an den Grenzflächen der α/β - Phase. An die Rissspitze diffundiert Wasserstoff. Dort entstehen spröde Karbide die das Risswachstum unterstützen. Damit ist auch der sich mit abnehmender Dehnungsgeschwindigkeit verstärkende Effekt auf das Rissverhalten verständlich. Abhängig von der Festigkeit des betroffenen Werkstoffes, dem Wasserstoffgehalt und der Schärfe vorhandener Kerben zeigt sich eine statische Belastungsgrenze (static fatigue limit) unter der auch nach beliebig langer Belastungszeit kein Bruch eintritt. Der Nachweis der Wasserstoffversprödung bei α/β - Titan-Legierungen erfolgt mit einem Kerbstandversuch.

Umgebungs- und Betriebseinfluss:

Die wasserstoffinduzierte Rissbildung ist bei "mittleren" Temperaturen besonders ausgeprägt (Lit. 5.7-3). So wird die wasserstoffinduzierte Rissbildung bei ferritischen Stählen nur im Temperaturbereich von -70°C bis +140°C beobachtet (Lit. 5.7-4). Das erklärt sich mit der temperaturabhängigen Beweglichkeit des Wasserstoffs. Folgende Einflüsse unterstützen die Wirkung des Wasserstoffs auf die Rissbildung in Metallen:

- Langsame Belastungsgeschwindigkeit, statische Belastung (Bild 5.7.1-6)

- Steigender Wasserstoffgehalt
- Eigenspannungen I. Art wie Schrumpf- oder Umwandlungsspannungen
- Eigenspannungen II. und III. Art wie bei Kaltverformungen und Härtungen

Äußere Einflüsse wasserstoffinduzierte Risse

- Tiefe Temperaturen (jedoch oberhalb 70°C)
- Mehrachsige Spannungszustände, z.B. an Kerben und Fehlstellen
- Gefügeübergänge, z.B. im Bereich von Schweißungen

Oberflächeneinfluss:

Je größer die Oberflächenrauigkeit umso größer ist die für die Eindiffusion von Wasserstoff zur Verfügung stehende Oberfläche. Raue Oberflächen unterstützen also die Neigung zur Wasserstoffaufnahme und Rissbildung. Verfestigte Oberflächen (z.B. durch Kugelstrahlen) stehen dagegen gewöhnlich unter Druckeigenspannungen mit einer Metallgitterverengung welche die Eindiffusion von Wasserstoff behindert. Werden an der Oberfläche während der Wasserstoffaufnahme relativ schnell für Wasserstoff weitgehend dichte Schichten abgeschieden, so kann dadurch die eindiffundierte Wasserstoffmenge deutlich niedriger liegen als im Falle eines langsameren oder porösen Schichtaufbaus. Dies kann z.B. beim gleichen Verfahren bereits durch eine Änderung der Abscheidungsparameter eintreten.

Besondere Aufmerksamkeit ist **Oberflächenverunreinigungen** zu widmen, wenn diese in Bädern entfernt werden sollen. So führten offenbar **Eisenoxidablagerungen auf Verdichterschaufeln aus einer hochfesten Titanlegierung** in einem HNO_3 -Bad zu deutlicher Versprödung durch Hydridbildung. Dies ist umso erstaunlicher, weil in diesem Bad eigentlich keine bedenkliche Wasserstoffbildung erwartet wurde.

Bild 5.7.1-1 (Lit. 5.7-3): Im Metall aufgenommener Wasserstoff kann die Fortschrittsgeschwindigkeit von Rissen (z.B. auch von Korrosionsrissen, siehe Bild 5.7.1-4) deutlich erhöhen. Weltweit sind sich Experten in der Einschätzung der Rolle des Wasserstoffs auf den Versprödungsmechanismus nicht einig. Ein, wenn auch altes Modell, erscheint dem Autor den Schadensablauf für Stähle so plausibel zu beschreiben, dass er es im Folgenden darstellen will. Es soll nicht verschwiegen werden, dass zumindest die Erklärung zur Phase der Porenbildung in einiger Fachliteratur als nicht gesichert betrachtet wird (Lit.5.7-4). An der Rissspitze bildet sich eine typisch geformte plastische Verformungszone (Skizze oben links) in der unter dem 3-achsigen Zugspannungszustand eine Gitteraufweitung vorliegt. In diesen Bereich diffundiert atomarer Wasserstoff ein. Die Wasserstoffdiffusion erfolgt (Skizze oben rechts, Lit 5.7-3 und Lit. 5.7-

6) in Richtung des größten Zugspannungszustandes (größter Gitteraufweitung) der an einer "Keimstelle" vorliegt. Dies sind Fehlstellen im Übergang der plastischen Zone zum elastischen Bereich. An der relativ kleinen "Keimstelle" sammelt sich der Wasserstoff. Bei weniger harten Stählen mit Härten unter ca. HRC 30 kann der Wasserstoff zu Molekülen rekombinieren, die für das Metall nicht mehr diffusionsfähig sind. So baut sich schnell ein Wasserstoffdruck p_n (10⁴ - 10⁸ bar) auf. Wenn der Gasdruck in der zum inneren Anriss erweiterten Pore um die "Keimstelle" vor dem Riss ausreichend angestiegen ist, kommt es auf Grund der "Sprengwirkung" zum Zusammenwachsen mit der Rissspitze, wodurch das Risswachstum unterstützt wird.

Dieses Schädigungsmodell erklärt jedoch das Verhalten hochfester und einsatzgehärteter Stähle nur unbefriedigend. So wird z.B. bei diesen Werkstoffen beobachtet, dass die Schädi-
wasserstoffinduzierte Risse



gung nach längeren Auslagerungszeiten wieder abnimmt (Lit 5.7-14). Der Wasserstoff wird an Gitterstörungen in reversiblen oder irreversiblen "**Fallen"** (engl. Traps) gefangen.Dieses Modell erklärt auch warum lange Auslagerungszeiten den Versprödungseffekt abbauen, weil der Wasserstoff sich von den reversiblen Fallen aus besser in das Gitter verteilen kann. Die reversiblen Fallen können aber auch als Wasserstoffquellen wirken und

Äußere Einflüsse wasserstoffinduzierte Risse



diesen an Bereiche mit Gitteraufweitungen (z.B. vor einer Rissspitze) abgeben. So erklären sich die für eine wasserstoffinduzierte Rissbildung typischen Korngrenzenbrüche. Die Zugspannungen, welche die wasserstoffinduzierte Rissbildung auslösen, müssen nicht notwendigerweise auf äußeren Beanspruchun-

gen beruhen. Häufig genügen Eigenspannungen auf Grund von Wärmebehandlungen, Schweißungen, Beschichtungen und Bearbeitungsverfahren, die am ruhenden Bauteil die Ansammlung, z.B. während der Lagerung der Teile, auslösen. Hat sich Wasserstoff erst einmal an den Keimstellen gesammelt und zu

Mikrorissbildung bzw. Poren geführt, ist eine irreversible Schädigung eingetreten.

So lange der Wasserstoff an reversiblen Fallen atomar im Gitter gelöst ist, handelt es sich um eine reversible Schädigung (Skizze unten). Bei dieser besteht die Möglichkeit durch eine geeignete Wärmebehandlung den Versprödungsprozess zu vermeiden ("Entsprödung", Bild 5.7.1-7). In erster Linie dürfte es sich dabei um eine günstige Verteilung und Fixierung des Wasserstoffs im Metallgitter handeln. Fälschlicherweise wird oft von "Entgasung" gesprochen. Eine hierfür notwendige Austreibung des Wasserstoffs ist jedoch nur bei gasdurchlässigen Beschichtungen denkbar. Das ist z.B. bei Kadmiumschichten nicht der Fall.

Bild 5.7.1-2: Die rissunterstützende Wirkung des Wasserstoffs auf Metalle kann auf unterschiedlichen Effekten beruhen (Skizze oben), die einzeln aber auch gemeinsam auftreten können:

Verzerrung des Metallgitters: Dieser Versprödungsmechanismus ist bei hochfesten und einsatzgehärteten Stählen vorherrschend (Lit. 5.7-14). Das Metallgitter wird durch eingelagerte Wasserstoffatome verzerrt. Damit wird die Beweglichkeit von Versetzungen behindert, was sich in einer Duktilitätsverminderung auswirkt. Der Wasserstoff wird in reversiblen oder irreversiblen "Fallen", je nachdem ob diffusionsfähiger Wasserstoff abgeben werden kann, gebunden. Solche Fallen werden durch Gitterinhomogenitäten gebildet und befinden sich bevorzugt im Korngrenzenbereich. Dies erklärt eine für die Versprödung unter Wasserstoffeinfluss typische interkristalline Rissbildung. Der Wasserstoff diffundiert bevorzugt in bereits verzerrte Atomgitter. Es handelt sich dabei z.B. unter mechanischer Zugbeanspruchung stehende kalt verformte Zonen, wie sie an einer Rissspitze zu finden sind

Äußere Einflüsse

wasserstoffinduzierte Risse

(Bild 5.7.1-1). Aber auch gehärtete martensitische Stähle weisen ein geeignet verzerrtes Gitter auf. Diese Einflüsse sind besonders bei hochfesten Stählen wirksam.

Rekombination und Gasdruckaufbau: Der Wasserstoff kann aus dem Gitter zu Fehlstellen (z.B. Gussporosität, Mikrorisse, "Verformungsporen", Einschlüsse, Lit. 5.7-6) diffundieren, um die das Gitter wegen der Spannungskonzentration, z.B. unter Eigenspannungen, aufgeweitet ist. Bei weniger hochfesten Stählen (mit Härten unter ca. 30 HRC) erklärt man eine Porenbildung mit einer Rekombination zu molekularem Wasserstoff. Dieses Wasserstoffgas kann wegen seines relativ großen Moleküldurchmessers nicht mehr durch Diffusion entweichen. Es entstehen in den vorhandenen oder sich bildenden Hohlräumen extrem hohe Drücke (Skizze oben rechts, Lit. 5.7-4) mit einer "Sprengwirkung" welche zu Sprödbrüchen führen kann, ohne dass von außen nennenswerte Belastungen einwirken.

Typisch sind die mikroskopisch kleinen Poren auf den Korngrenzen (ohne Anzeichen einer Duktilität der Reißwaben) der Bruchfläche (Skizze unten links), die bei REM-Untersuchungen als Nachweis einer Beeinflussung des Schadensmechanismus durch Wasserstoff dienen (Lit 5.7-4). Üblicherweise verläuft eine wasserstoffinduzierte Rissbildung interkristallin (Skizze unten rechts, Lit. 5.7-7). Es treten jedoch auch Fälle trankristalliner Brüche auf. Haarlinien (sog. Krähenfüße) sind flache Reißwaben auf Grund der Restduktilität des Werkstoffs.

Hydridbildung: Wasserstoff kann von Metallen als sprödes Hydrid chemisch gebunden werden. Hydride als Oberflächenschicht oder als Plättchen im Gefüge begünstigen den Sprödbruch. Diese Versprödungsform ist besonders bei Ti-Legierungen bekannt (siehe Seite 5.7-3).

Äußere Einflüsse wasserstoffinduzierte Risse

Bild 5.7.1-3: Wasserstoff kann unter unterschiedlichen Szenarien in atomarer Form auf Metalloberflächen entstehen und durch Diffusion aufgenommen werden:

Metallschmelzen ("1"): Bei den hohen Temperaturen wird der Wasserdampf gespalten und es entsteht an der Schmelzoberfläche atomarer Wasserstoff. In Schmelzen kann besonders viel Wasserstoff gelöst werden, der im erstarrten Werkstoff zu ausgeprägter Rissbildung führt.

Schweißen ("1a"): Kontakt von Wasser mit der Schmelze entsteht durch

- feuchte Elektroden bzw. Elektrodenumhüllungen als Folge ungeeigneter Lagerung und versäumter Ausheizung ausreichend kurz vor dem Schweißen.

- Feuchtes Schutzgas (z.B. Argon). Bekannt ist die Wasseraufnahme als Folge der Permeabilität ungeeigneter Zuführungsschläuche für Wasserdampf.

- Feuchte Bauteiloberflächen durch einen Schwitzwasserfilm.

Gießen ("1b"): Die Wasserstoffaufnahme erfolgt auch hier über Wasser aus einer feuchten Umgebung. Die Ursachen sind ähnlich wie beim Schweißen. So kann z.B. die Verwendung feuchter Formschalen ähnlich wie bei feuchten Elektrodenumhüllungen das Wasserstoffangebot ermöglichen.

Prozessbäder ("2"):In galvanischen Bädern (z.B. Beschichtungsbäder für Silber, Chrom, Nickel, Kadmium, Zink) oder chemischen Bädern (z.B. Ätzbäder, stromlose Beschichtungsbäder wie für Nickel) mit kathodischer Wasserstoffentstehung an der Bauteiloberfläche (kathodische Reduktion, $H_2 => 2 H^+ +$ 2 e). Solche Reaktionen laufen auch bei bestimmten Korrosionsvorgängen ab (Bild 5.7.1-4). Hierzu gehören korrosive Abläufe, insbesondere an Rissspitzen wo eine erhöhte Diffusionsmöglichkeit für den atomaren Wasserstoff durch Gitterverzerrungen (Bild 5.7.1-1) (elastische Verformung, duktile Kaltdehnung) vorliegt.

"Kontaktdiffusion" ("3"): Bei einem intensiven metallischen Kontakt mit einer wasserstoffbeladenen Oberfläche, wie dies z.B. bei verschraubten oder aufgeschrumpften Bauteilflächen der Fall ist, kann es zur Wasserstoffdiffusion kommen.

Thermische Zersetzung von Wasserstoffverbindungen ("4"): Wird eine wasserstoffhaltige Verbindung wie Wasser hoch erhitzt, so kann es zur thermischen Zersetzung mit der Entstehung atomaren Wasserstoffs kommen. Dieser Wasserstoff kann in die Metallwand, z.B. einer Rohrleitung oder eines Kessels, eindiffundieren.

Bei einer Einsatzhärtung über Gasaufkohlung (Bild 5.7.2-") wird das Gas zersetzt, wobei atomarer Wasserstoff entsteht (z.B. 3 $Fe + CH_4$ => $Fe_3C + 4H$) der in das aufzukohlende Bauteil eindiffundiert.

Diffusion von katalytisch dissoziiertem Wasserstoff ("5"): Aus dem molekularen Zustand (z.B. Erdgas oder Wasserstoff als Treibstoff, Ethylen, Azethylen, Lit. 5.7-17), kann an einer metallischen Bauteiloberfläche (z.B. einer Rohrleitung) eine Dissoziation durch einen katalytischen Effekt auftreten. Dieser wird mit plastischen Verformungen im Mikrobereich erklärt, bei denen aktive frische Metalloberflächen entstehen. Solche plastische Verformungen sind z.B. bei LCF-Beanspruchungen (Bild 5.4.1.1-2) zu erwarten.

Die Voraussetzungen für die Wasserstoffaufnahme aus **dissoziiertem Wasserdampf** ist im Maschinenbau durchaus gegeben. Ein Effekt der auf diesen Mechanismus hinweist wurde an verschleißbedingten frischen Metalloberflächen dünner Drähte (Bürstendichtung,

Fortsetzung Seite 5.7-10

wasserstoffinduzierte Risse



wasserstoffinduzierte Risse

Versprödungsmechanismen durch Wasserstoff der im Maschinenbetrieb entsteht.



Fortsetzung von Seite 5.7-8

"6") aus einer Ni-Legierung (Hastelloy X) beobachtet. Es kam zu spröden Drahtbrüchen. Denkbar ist, dass die frischen Metalloberflächen eine katalytische Wirkung ausübten. Es gibt Beobachtungen die dabei auf eine verstärkte Dissozierung durch Verunreinigungen auf der Oberfläche schließen lassen. Diese können bereits vorhanden (Oxide) sein oder vom Gas/Dampf mitgeführte Ablagerungen (Lit.5.7-17). Verdächtig sind Eisenoxide (Korrosions- und Verschleißprodukte) und chlorhaltige Verbindungen (z.B. aus verunreinigtem Speisewasser).

Bild 5.7.1-3.1 (Lit.5.7-17, Lit.5.7-18 und Lit.5.7-19): Häufig wird übersehen welchen Stellenwert **im Maschinenbetrieb ausgelöste Wasserstoffversprödungen** für Schäden haben. Dies soll an an folgenden Beispielen bewusst werden:

Verschleiß-/Reibflächen können aus Verbindungen Wassersroff abspalten der von den Verschleißflächen aufgenommen wird (Tribosorption). An Bioimplantaten aus CrNi-Stählen beobachtete man Risse/Brüche die sich mit direkt aus dem umgebenden Wasser/Körperflüssigkeit abgespalteten Wasserstoff erklären (Bild 5.7.1-3) erklären lassen. Dabei scheinen Cl-Ionen eine eher ungewöhnlichwe Rolle zu spielen. Sie bilden offenbar wasserstoffdurchlässige passivierte Oberflächen die 'wasserstoff-aktiv' bleiben und die Versprödung indirekt unterstützen.

Rissbildung: Grundsätzlich müssen schützende, wasserstoffundurchlässige Schichten (meist Oxidschichten) aufgerissen werden um katalytisch aktiv und durchlässig zu werden. Die **Versprödungsneigung ist werkstoffspezifisch von der Belastungsart abhängig**. Es handelt sich immer um Belastungen mit zumindest einem ausgeprägten **Zugspannungsanteil**. Die Belastung kann statisch oder dynamisch schwellend (**Wasserstoffermüdung**) sein. In einer Druckphase wird der von der plastischen Zone an der Rissspitze während der Zugphase aufgenommene Wasserstoff offenbar wieder 'ausgeatmet'.

Bei Verdichter- und Dampfturbinenschaufeln aus martensitischen Stählen (Typ 13% Cr-Stähle) findet man in Schwingrissen häufig am Rissbeginn (Oberfläche) und während des Rissfortschritts kleine Bereiche mit ausgeprägter interkristalliner Struktur. Sie sind typisch für Schwingungsrisskorrosion (SwRK, Kapitel 5.6.3.2) und treten besonders in Luftfeuchtigkeit (Meeresatmosphäre, siehe auch Bild 4.3-13 und Bild 4.3-14) auf (Lit. 5.7-20). Diese Bruchstruktur zeigt einen Versprödungseinfluss wie er für wassrstoffinduzierte Rissbildung

wasserstoffinduzierte Risse



(Bild 5.7.1-4) typisch ist. Das ist ein Kennzeichen von Wasserstoffermüdung.

Mit Anstieg der dynamischn Belastung nehmen die Versprödungsanzeichen auf der Riss-/ Bruchfläche ab. Das erklärt sich indem die vergrößerte plastische Zone an der Rissspitze den Wasserstoff so aufnimmt, dass dieser nicht mehr versprödend wirkt.

Ein weiteres Beispiel ist der Wasserstoffeinfluss auf Schwingrisse. Betroffen können Ermüdungsrisse auf Laufflächen von Wälzlagern sein (Band 2 Bild 7.1-7). Dabei wird in Schmieröl gelöstes Wasser in den Riss gesaugt wo es unter den Bewegungen der Rissufer Wasserstoff abspaltet.

Chemischer Angriff: Hier handelt es sich um wasserstoffinduzierte Spannungsrisskorrosion die in Bild 5.71-4 beschrieben wird.

Bild 5.7.1-4 (Lit.5.7-8): Der wasserstoffinduzierte Riss nimmt im Schadensmechanismus Spannungsrisskorrosion (Kapitel 5.6.3.1) einen entscheidenden Platz ein. Bei der anodischen Teilreaktion läuft der eigentliche abtragende bzw. auflösende Korrosionsvorgang des metallischen Werkstoffes mit einer Reaktionsschichtbildung ab (Bild 5.6.3.1.1-4). Dabei entstehen positiv geladene Metallionen unter Abspaltung von Elektronen (Oxidationsvorgang).

Im Falle der anodischen SpRK handelt es sich um einen Werkstoff im passiven Zustand, bei dem die Auflösung lediglich in der Rissspitze erfolgt. Die negative Ladung des Werkstoffs führt an der Oberfläche von Bauteil und Riss zur anodischen Teilreaktion mit der Bildung von atomarem Wasserstoff durch Ladungsausgleich mit den positiv geladenen Wasserstoffionen des umgebenden Elektrolyten (Reduktionsvorgang). Dieser Wasserstoff kann in das Bauteil eindiffundieren und die Rissbildung an der Rissspitze beschleunigen (Bild 5.7.1-1). Die anodische und die kathodische Teilreaktion laufen immer gekoppelt ab. Beim Korrosionsvorgang ist gewöhnlich die kathodische Teilreaktion geschwindigkeitsbestimmend.

Bei der kathodischen SpRK erfolgt die



Werkstoffauflösung an der Bauteiloberfläche in Bereichen mit aktivem Korrosionsverhalten (anodische Bereiche). Bei der Metallauflösung und Bildung positiv geladener Metallionen werden Elektronen frei, die zu kathodischen (korrosiv passiven) Oberflächenbereichen wandern und dort durch Ladungsausgleich mit den Wasserstoffionen des Elektrolyten atomaren Wasserstoff entstehen lassen, der in das Metallgitter eindiffundiert und eine SpRK-Rissbildung unterstützt.

Durch die Bildung von passiven Reaktionsschichten können während des Korrosionsvorgangs schützende Deckschichten (Passivschichten) gebildet werden. Dadurch kann dasselbe Metall abhängig von den Korrosionsbedingungen im aktiven und im passiven Zustand auftreten.

Der Einfluss der wasserstoffinduzierten Rissanteile bei der SpRK zeigt sich auf den Rissflächen durch Bruchmerkmale wie Mikroporenbildung, Quasispaltflächen und "Hahnenfüße" (Bild 5.7.1-2, Lit. 5.7-4). Der passive Zustand behindert die Korrosion und ist somit üblicherweise erwünscht, führt aber leichter zu örtlichem in die Tiefe gehenden Korrosionsangriff, dem gefürchteten Lochfraß (Bild 5.6.1-2 und Bild 5.6.1-3).

An **Ti-Legierungen** wurden Anätzungen und Anzeichen für eine wasserstoffinduzierte Rissbildung im Zusammenhang mit der **Einwirkung von typischem, in der Luftfahrt verwendetem, Hydrauliköl oberhalb 130°C** festgestellt (Lit 5.7-13). Bei diesen Temperaturen bildet offenbar die Hydraulikflüssigkeit eine Säure, die Titan anätzt und eine "Wasserstoffversprödung" bewirkt. Gegen diese Schädigung ist gemäß der Literaturangabe lediglich eine bestimmte Beta-Titanlegierung immun. Diese Legierung wird bei neuesten Transportflugzeugtypen am Heckkonus und der Schubdüse verwendet.

wasserstoffinduzierte Risse



Bild 5.7.1-5: Je höher die Festigkeit eines Werkstoffs, umso größer ist im Allgemeinen seine Empfindlichkeit für wasserstoffinduzierte Rissbildung (Diagramm links,Lit. 5.7-9). Mit steigender Härte ist nur noch ein Bruchteil der im Werkstoff eindiffundierten Wasserstoffmenge notwendig, um einen deutlichen Effekt in Form einer Reduzierung der Brucheinschnürung auszulösen.

Das Diagramm rechts zeigt den Abfall von Festigkeit und Lebensdauer gekerbter Proben unter statischer Last bei einem hoch vergüteten Stahl. Die Proben wurden mit Wasserstoff beladen und unterschiedlichen Entgasungszeiten bei einer Erwärmungstemperatur von 150°C ausgesetzt. Deutlich ist der Einfluss der Erwärmungszeit auf die nutzbare Festigkeit zu erkennen.

Bild 5.7.1-6: Die Wirkung des Wasserstoffs auf die Rissbildung beruht bei Titanlegierungen auf der Bildung spröder Hydride. Laufen relativ langsame Diffusionsvorgänge im Metall (z.B. Stähle) ab, tritt die Versprödung (Verspannung des Gitters) verzögert auf (Bild 5.7.1-1). Eine wasserstoffinduzierte Rissbildung ist somit gewöhnlich (bis auf die Versprödung von a-Titan durch Hydridbildung) durch einen **Kerbschlagversuch** oder einen (üblich schnellen) **Zerreissversuch** nicht nachweisbar. Die hohe Belastungsgeschwindigkeit lässt nicht ausreichend Zeit für versprödende Diffusionsvorgänge.

Eine Abnahme der Bruchdehnung und Brucheinschnürung lässt ein dehnungsgesteuerter Zugversuch mit <0,05 mm/min erwarten.

Die Schädigung in einem Zeitstandversuch erkennt man in einer Abnahme der Festigkeit und der Standzeit.

Der **Kerbzugversuch** zeigt keine eindeutigen Ergebnisse.

Von bruchmechanischen **CT-Proben** mit typischer hoher Spannungskonzentration (Bild 5.6.3.1.1-7) ist dagegen eine Beeinflussung der Rissbildung (kritische Belastung für den Anriss und die Rissfortschrittsgeschwindigkeit) zu erwarten.

wasserstoffinduzierte Risse



Bild 5.7.1-7 (Lit. 5.7-5): Solange keine Rekombination des atomaren Wasserstoffes zu Molekülen stattgefunden hat (Bild 5.7.1-1), kann der Wasserstoff durch eine mehrstündige Erwärmung bei wenigen hundert •C an Luft ausgetrieben oder seine Verteilung so im Gitter erreicht werden, dass der Rissbildungseffekt ausreichend vermieden wird. Eine Entsprödung von Ti-Legierungen, die durch Hydridbildung versprödet sind, ist durch die Zersetzung der Hydride bei erhöhter Temperatur (ca. 200°-300°C) ebenfalls möglich. Die Entsprödung (siehe Bild 5.7.1-2) muss, um erfolgreich sein zu können, wegen der Rekombinationsgefahr und/oder der Bindung in irreversiblen "Fallen" möglichst unmittelbar (wenige Stunden) nach der Wasserstoffaufnahme erfolgen. Hier werden erfahrungsgemäß die häufigsten Fehler gemacht, wenn die Bauteile bis zur Entsprödung zu lange lagern oder die Ent-

gasung ganz vergessen wird.

Aus den Diagrammen erkennt man, dass mit steigender **Entgasungstemperatur** und längerer Haltezeit ein deutlicher Abbau des ursprünglichen Wasserstoffgehalts eintritt. Die Restmenge des gelösten Wasserstoffs hängt in hohem Maß von der gelösten Wasserstoffmenge vor dem Entsprödungsvorgang ab. Ein gravierender Unterschied des Entgasungsverhaltens zwischen verchromten und verkadmeten Teilen zeigt sich nicht. Es ist jedoch klar zu erkennen, dass kadmierte Stahlteile den Wasserstoff schlechter abgeben als hartverchromte Teile. Der Unterschied kann in der Gasdurchlässigkeit der Schichten mit einem unterschiedlichen Versiegelungseffekt liegen.

wasserstoffinduzierte Risse

5.7.2 Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung

Wasserstoffinduzierte Rissbildung kann sich auf unterschiedliche Art bemerkbar machen:

- Abnahme der Duktilität und der Festigkeit, insbesondere bei langsamer Zugdehnung und bei Spannungskonzentrationen

- Erhöhte **Rissfortschrittsgeschwindigkeit** rissbehafteter Bauteile. Dies führt zu Sprödbrüchen, die je nach Wasserstoffbeladung bereits bei sehr geringen äußeren Belastungen auftreten können. Solche Brüche können wenige Minuten nach der Wasserstoffaufnahme oder auch erst nach Jahren spontan eintreten. Typische Schäden an Flugtriebwerken sind:

- Risse und Brüche an **kadmierten**, gehärteten bzw. vergüteten Stahlteilen wie z.B. Gewindeeinsätze oder Tellerfedern (Bild 5.7.2-1).

- Sprödbrüche an gegossenen Bauteilen aus **hochfesten Stählen** (martensitaushärtende Stähle, ausscheidungsgehärtete Stähle) mit ungünstigem Werkstoffzustand (Bild 5.7.2-1)

- Wahrscheinlich eine Rissbildung im Inneren von **Titan-Schmiederohlingen** um nicht ausgeschmiedete Poren. Diese Rissbildung wurde sowohl direkt nach dem Schmieden - wenn die Wärmebehandlung erst einen Tag später durchgeführt wurde - und an fertig wärmebehandelten Bauteilen unter Betriebsbeanspruchung festgestellt.

- Innere Rissbildung an einsatzgehärteten **Zahnrädern** (Bild 5.7.2-2) durch Wasserstoffaufnahme bei der **Aufkohlung** in einer Gasatmosphäre (**Einsatzhärtung**).

- Rissbildung im **Schweißnahtbereich** von niedrig legierten Stählen nach der Aufnahme von Wasser während der Schweißung (Bild 5.7.2-3).

Äußere Einflüsse wasserstoffinduzierte Risse



Bild 5.7.2-1: Typische Bauteile, von denen immer wieder Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung bekannt werden, sind gehärtete oder hoch vergütete Bauteile aus niedrig und hoch legierten Stählen mit galvanischen Beschichtungen, insbesondere Kadmiumbeschichtungen (Lit 5.7-15). Bei diesem Prozess scheint das Angebot an atomarem Wasserstoff besonders intensiv zu sein. Typische Teile sind Tellerfedern, Gewindeeinsätze,

Federscheiben und federnde Beilagscheiben sowie Gewindestangen (Skizzen oben). Die untere Skizze zeigt einen Hydraulikkolben aus einem hochfesten Vergütungsstahl von einer Schubdüsenverstellung, der nach dem Verchromen im Rahmen einer Wiederinstandsetzung in verschiedenen Bereichen (Pfeile), die nicht verchromt wurden, Rissbildung mit typischen Anzeichen für wasserstoffinduzierte Rissbildung aufwies (Bild 5.7.1-2).

wasserstoffinduzierte Risse



Bild 5.7.2-2: Zahnbrüche an einsatzgehärteten Zahnrädern durch innere Rissbildung infolge wasserstoffinduzierter Rissbildung. Die Zahnräder nehmen offenbar bei der Einsatzhärtung Wasserstoff auf. Der Schadensablauf läßt sich dann wie folgt annehmen (Lit. 5.7-11): Die hohen Druckspannungen der Einsatzhärteschicht an der Zahnoberfläche bedingen hohe Zugeigenspannungen im Zahnkern (Skizze oben links). Je kleiner und filigraner der Zahn umso

größer ist die Gefahr, dass es nach wenigen Stunden im Bereich innerer Kerben zu einem ersten kreisförmigen, wasserstoffinduzierten Anriss kommt. Von diesem geht dann ein interkristalliner wasserstoffinduzierter Sprödbruch aus, der später unter den Betriebskräften zu einem Schwingbruch mit der Zerstörung des Getriebes führen kann.

wasserstoffinduzierte Risse

Wasserstoffinduzierte Rissbildung in Schweißungen von Verdichter- und Turbinengehäusen aus niedrig legierten Stählen.



Bild 5.7.2-3: Triebwerke älterer Bauart haben nicht selten Verdichtergehäuse aus niedrig legierten Vergütungsstählen die als Schweißkonstruktion ausgeführt sind. An modernen Triebwerken findet man ähnliche Gehäuse am Austritt der Niederdruckturbine. Bei diesen Konstruktionen kommt es auf Grund ihrer komplexen Gestalt beim Schweißen in der Neuteilfertigung oder bei Reparaturmaßnahmen zu hohen Zug-Schweißeigenspannungen. Ist beim Schweißprozess Feuchtigkeit (z.B. im Schutzgas oder als Schwitzwasser) zugegen (siehe Bild 5.7.1-3), so kann daraus gebildeter Wasserstoff von der Schmelze aufgenommen werden (Lit 5.7-12). Dies kann im Schweißnahtbereich zur verzögerten Rissbildung bei der Lagerung der Bauteile, während des Fertigungsprozesses, oder im Triebwerksbetrieb führen (Pfeile zeigen typische rissgefährdete Bauteilzonen an). Aus diesem Grunde ist bei Verdacht auf Risse dieser Art immer geraten zuerst eine REM-Untersuchung der Bruchflächen durchzuführen, um typische Hinweise auf eine wasserstoffinduzierte Rissbildung (siehe Bild 5.7.1-2) nachzuweisen.

wasserstoffinduzierte Risse

5.7.3 Maßnahmen gegen Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung:

Um Schäden durch wasserstoffinduzierte Rissbildung ("Wasserstoffversprödung") zu vermeiden, gibt es eine Reihe vorbeugender und abhelfender Maßnahmen:

· Vermeiden von Wasserstoffquellen:

Geeignete Bäder (Ätzbäder, Reinigungsbäder, galvanische Bäder) anwenden, z.B. "stabile" Cd-Bäder oder Zn-Bäder (Lit. 5.7-12). Prüfung der Bäder auf Veränderungen (z.B. Verunreinigungen, Zusammensetzung) die wasserstoffinduzierte Rissbildung auslösen können. Dies kann z.B. durch die Bestimmung des Wasserstoffgehalts in bauteilrelevanten Probeteilen geschehen oder experimentell durch eine geeignete Zähigkeitsprüfung (Bild 5.7.1-6).

Verhinderung der Wasserstoffaufnahme in Metallschmelzen beim Schweißen und Gießen durch ein trockenes "Umfeld": Trocknung der Schweißelektroden (insbesondere bei ummantelten Elektroden) bzw. Verwendung trockener Auskleidungen, die mit der Schmelze in Kontakt kommen.

Verwendung von trockenem **Schutzgas**. Vermeidung **wasserpermeabler Gaszuführungs**schläuche. Bestimmte Kunststoffschläuche haben sich als ungeeignet erwiesen.

Trocknung oder ausreichende Erwärmung (z.B. über 100 °C) der zu schweißenden Bauteile direkt vor dem Schweißen, um eventuelles Schwitzwasser auf der Oberfläche zu entfernen.

- · Verfestigen der Oberflächen (Kugelstrahlen, Rollen) vor dem Beschichten.
- **Optimierter Schichtaufbau**, z.B. durch vorheriges Sulfamat-Vernickeln und nachfolgender Beschichtung mit der Funktionsschicht.
- **Vermeidung von Beschichtungen,** bei deren Aufbringung eine besondere Gefahr der Aufnahme von Wasserstoff besteht (z.B. Vermeidung von Cd-Schichten).
- · Besondere Vorsicht bei der Beschichtung hochfester Werkstoffe, insbesondere Stähle.
- Wenn möglich, **keine Ausnutzung des Härte- bzw. Festigkeitspotenzials**, z.B. ausreichend hohe Anlasstemperaturen bei Vergütungsstählen (Bild 5.7.1-5).
- Abschätzung der Versprödungsgefahr durch die Prüfung geeigneter repräsentativer Proben (z.B. Kerbstandprobe oder langsamer Zugversuch)

Äußere Einflüsse wasserstoffinduzierte Risse

• Entspröden ("Entgasen "): Mehrstündiges (eine Stunde bis zu mehreren Stunden) Erwärmen auf ca. 200-250°C (Bild 5.7.1-7) unmittelbar nach der Beladung mit Wasserstoff (Bild 5.7.1-1, Lit. 5.7-10). Sind nach oder während der Wasserstoffaufnahmephase an der Bauteiloberfläche weitgehend dichte "Sperrschichten" abgeschieden worden, so ist damit zu rechnen, dass eine Entgasung durch Effusion des Wasserstoffs (Austritt über die Oberfläche) zumindest behindert ist.

Der Entsprödungseffekt ist dann lediglich von einem Ausgleich der Wasserstoffkonzentration im Bau-teilvolumen zu erwarten.

wasserstoffinduzierte Risse

Literatur zu Kapitel 5.7

- 5.7-1 M.R. Louthan Jr., G. Caskey Jr., "Hydrogen Transport and Embrittlement in Structural Metals", Zeitschrift "International Journal of Hydrogen Energy", Vol1. Pergamon Press, 1976, Seite 291-305
- **5.7-2** J.M. Bernstein, A.W. Thompson, "Effect of metallurgical variables on environmental fracture of steels", Zeitschrift "International Metals Reviews", December 1976, Seite 269 bis 287.
- **5.7-3** Tetelman, Mc Evily; "Bruchverhalten technischer Werkstoffe", Verlag Stahl und Eisen mbH, Düsseldorf, 1971, Seite 414 bis 433.
- 5.7-4 L.Engel, H.Klingele, "Beitrag des Rasterelektronenmikroskops zur Beurteilung wasserstoffinduzierter Brüche", Zeitschrift "Archiv Eisenhüttenwesen" 48 (1977) Nr. 10 (Oktober), Seite 555 bis 560.
- **5.7-5** H.Simon, "Oberflächenreaktionen an Titanwerkstoffen", Zeitschrift "Metalloberfläche" 4-1982, Seite 211-217.
- **5.7-6** A.W. Thompson, "Microstructural Factors in Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking" aus " Environmental Engineering Material", 1977, Seite 3 bis 17.
- **5.7-7** V. Jürgens, "Beitrag zur Deutung der Rissentstehung bei verzögerten Brüchen im Schweißgut von Verbindungsschweißungen höherfester Stähle", Dissertation, Technische Universität Braunschweig, 1975.
- 5.7-8 B.F. Brown, NRL Report 6041, Washington D.C. (1063).
- **5.7-9** M.R. Louthan Jr., "Role of Hydrogen in Stress Corrosion Cracking", "Review in Coatings and Corrosion", 2/3 (1977), Seite 103 bis 119.
- **5.7-10** G.E. Lukas, "Hydrogen Embrittlement in Medium and High Carbon Steels", Zeitschrift "Finishing Industries", Jan. 1977, Seite 50-52.
- **5.7-11** R.Weiner, H.Fuchs, "Untersuchung zur Wasserstoffversprödung in galvanischen Bädern", Zeitschrift "Metalloberfläche", 25. 1971, Heft 1
- **5.7-12** T. Günther, H.Gräfen, "Wasserstoffversprödung von Feinkornbaustählen in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung, der Gefügeausbildung und der mechanischen Belastung", Zeitschrift "Werkstofftechnik", 10, (1979) Seite 373bis 390.
- **5.7-13** M.Peters, C. Leyens, J. Kumpfert, "Titan und Titanlegierungen!, DGM, Informations-gesellschaft/Verlag.

wasserstoffinduzierte Risse

- **5.7-14** S.Beyer, "Wasserstoffversprödungsanfälligkeit hochfester Werkstoffzustände am Beispiel einsatzgehärteter und angelassener Schrauben", Darmstadt, Techn. Hochsch. Diss. 1997, Shaker Verlag GmbH, ISBN 3-8265-2917-0, Seite 1-202.
- **5.7-15** "ASM Handbook", Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Volume 13, Corrosion, Seite 1037 bis 1090.
- **5.7-16** M.Thoma, "Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking of Titanium Alloys Caused by Cleaning Process", SAE Proceedings 850709 des "21st Annual Airline Plating and Metal Finishing Forum", Atlanta, Georgia USA, February 18-21, 1985, Seite 1-6.
- **5.7-17** M.Moeser, Ermüdung in wasserstoffhaltiger Umgebung", www.marttin-moeser.de/.../ ermuedung_wasserstoff.pdf, Proceeding "7 th Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals", Miscolc, Hungaria, 1983, TU Publications Series C Vol.39 Seite 57-79.
- **5.7-18** M.Klell, S.Brandstätter, C.Jogl, M.Sartory, "Werkstoffe für Wasserstoffanwendungen Bericht der HyCentA Research GmbH", Bericht Nr. Hy3a-2008/JoMK, www.hycenta.tugraz.at/ .../Report%hy3a-, Seite 1-24.
- **5.7-19** G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage, 2001, WILEY-VCH Verlag GmbH, ISBN 978-3-527-30417-2, Seite 255.276.
- **5.7-20** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Problemorientierte Triebwerkstechnik - Band 1", 2000, ISBN 3-00-005842-7, Bild 5.4.3.2-2.

5.8 Versprödung durch Kontakt verschiedener Metalle.



Es kann bei vielen Metallen im Kontakt mit einem anderen, spezifischen Metall ('Verspröder') zu Rissbildung und Versprödung kommen. Dabei kann der Verspröder in festem, flüssigem und gasförmigem (Metalldampf) Zustand einwirken. Schädigungen durch eine Schmelze (Kapitel 5.8.1) sind seit Langem bekannt. Typisch ist die Beobachtung einer Rissbildung beim Schweißen von Stählen unter Zutritt von Kupfer, z.B. von elektrischen Kontakten oder bereits vorhandenen Lötungen. Daher stammt wohl auch die Bezeichnung Lötrissigkeit.

Der Schadensmechanismus besteht aus mehreren Phasen, die in allen drei Fällen durchaus verwandt sind. Voraussetzung für eine Schädigung sind, ähnlich der Spannungsrisskorrosion, mehrere Einflüsse (Bild 5.8.1-1). Dazu gehören ein werkstoffspezifischer 'Verspröder', für den Verspröder ein empfindlicher Werkstoff, und ausreichend hohe Zugspannungen. Ein Schaden benötigt darüber hinaus noch eine größere Zahl beitragender bzw. begünstigender Einflüsse wie die Temperatur. Davon abhängig erfolgt der Schaden wie Rissbildung oder Bruch nach einer bestimmten Inkubationszeit.

Grundsätzlich lässt sich sagen, dass ein Werkstoff umso empfindlicher gegen Versprödung ist, **je höher seine Festigkeit ist**. Wird diese entsprechend dem Festigkeitspotenzial des jeweiligen Werkstoffs möglichst weitgehend ausgenutzt, muss man sich den Risiken bewusst sein. Dies gilt auch für andere Schadensmechanismen wie Spannungsrisskorrosion (SpRK, Kapitel 5.6.3.1) und Wasserstoffversprödung (Kapitel 5.7).

Verspröder können sehr unterschiedliche Ursachen haben. Dazu gehören Beschichtungen, Werkstoffverunreinigungen oder -zusätze, Kontakt im Betrieb (Spritzer) und Abrieb aus der Fertigung (Lit. 5.8-6).

Flüssigmetallversprödung

5.8.1 Versprödung durch Kontakt mit Metallschmelzen



Die Schädigung in Form einer Lötrissigkeit (Bild 5.8.1-2) von Metallen in Form einer Rissbildung bis zum verformungslosen Bruch durch spezifische Metallschmelzen, setzt die Benetzung und eine ausreichend hohe Zugspannung voraus (Bild 5.8.1-1und Bild 5.8.1-2). Weitere Schädigungen sind Anschmelzungen wie man sie beispielsweise bei Lötungen beobachten kann ('Loterosion') und Diffusionsvorgänge die jedoch im engeren Sinn nicht unter den Begriff Lötrissigkeit (engl. Liquid Metal Embrittlement =LME) fallen.

Verhindert man die Benetzung als eine Voraussetzung für Lötrissigkeit, lässt sich diese vermeiden. Mit einem solchen 'Schutz' in Form einer Oxidschicht kann z.B. bei ausreichenden Betriebstemperaturen in einer oxidierenden Atmosphäre gerechnet werden. Umgekehrt sind Bauteile mit einer metallischen Oberfläche, typisch für Neuteile, besonders gefährdet, wenn sie in diesem Oberflächenzustand mit einer benetzenden Metallschmelze in Kontakt kommen. Dies kann bereits bei Fertigung oder Montage geschehen sein. Eine solche Situation entsteht, wenn sich niedrig schmelzende Einbettmassen, die zur Bearbeitung komplex geformter Bauteile verwendet werden, aufschmieren. Bereits während der Fertigung kann es durch metallische Stäube oder Schmelztropfen bei ausreichenden Zugspannungen (Eigenspannungen aus Schmiede- oder Gießprozess, Bearbeitungsspannungen, Wärmespannungen) zur Versprödung mit Rissbildung kommen. Auch das Spannen von Bauteilen oder die Montage (z.B. Schlagdorn, Halterung) mit potenziell gefährlichen Vorrichtungswerkstoffen (z.B. Messing, Kupfer) kann Aufschmierungen verursachen. Diese können unter Betriebstemperaturen und -spannungen zur Rissbildung führen (Skizze oben links). Auch die Beschichtung von Bauteilen mit hohen Betriebstemperaturen ist im Falle einer Überhitzung auf eine mögliche Versprödungswirkung zu überprüfen. Ein typisches Beispiel sind versilberte Schrauben und Muttern (mittlere Skizze).

In Bild 5.8.1-3 findet sich eine Zusammenstellung von **Grundmaterial-Schmelzen-Kombi**nationen die für den Maschinenbau von besonderem Interesse sind.

Flüssigmetallversprödung



Bild 5.8.1-1 (Lit 5.8-1 und Lit. 5.8-2): Lötrissigkeit mit typischer hoher Schädigungsgeschwindigkeit ähnelt der Spannungsrisskorrosion in den 3 notwendigen Voraussetzungen:

- Zugspannungen (Bild 5.8.1-2).
- Empfindlicher Werkstoff für
- ein spezifisches rissauslösendes Medium, hier eine Schmelze (Bild 5.8.1-3).

Jede dieser Voraussetzungen kann unterschiedliche, auch in Kombination wirkende Ursachen haben.

Flüssigmetallversprödung



Bild 5.8.1-2: Metallische Verunreinigungen können die Festigkeitseigenschaften von Bauteilen entscheidend verschlechtern und sind damit ein Sicherheitsrisiko. Im Folgenden werden die Schädigungsmechanismen beschrieben.

Für denselben Schadensmechanismus gibt es verschiedene Begriffe. Löt- bzw. Lotrissigkeit, Lotbruch, dehnungsinduzierte Spannungsrisskorrosion in Flüssigmetallen, Liquid Metal (Induced) Embrittlement (LME, LMIE): Offenbar sind mehrere Voraussetzungen für diese Schäden notwendig (mittlere Skizze):

- Ausreichend hohe **Zugspannungen** (Skizze unten, Lit. 5.8-8) führen zu einem charakteristisch schnellen Schädigungs-/Rissfortschritt.

- Benetzungsbedingungen, d.h. die Schmelztemperatur der Verunreinigung muss überschritten sein und es darf keine, auch noch so dünne Trennschicht (z.B. Oxidschicht) vorliegen.

- "Empfindlicher" Werkstoff bzw. Werkstoffzustand.

- Riss(korrosions)wirksames Medium bzw. Metallschmelze.

Bedingungen für die Entstehung von Lötrissigkeit können auf vielfältigere Weise entstehen (Skizzen unten).

Der Forderung nach metallischem Kontakt zwischen Schmelze und Grundwerkstoff kommt die, zumindest bei der Fertigung, meist metallische nicht merklich oxidierte Oberfläche der Nickel- und Titanlegierungen entgegen. Das gilt auch für Wärmebehandlungen und Prozesse (z.B. Beschichtungen) im Vakuum oder unter reduzierenden Bedingungen. Ein, trotz nachträglicher Oxidation, weiter bestehender metallischer Kontakt wird auch vom sog. Aufschmieren gewährleistet. Solche Aufschmierungen sind Kaltverschweißungen ("Fressen"). Typische Entstehungsursachen sind die Einwirkung von Werkzeugen aus ungeeigneten Werkstoffen, Fügevorgänge mit beschichteten Passflächen (z.B. Silber) und Strahlmittel als Verunreinigungen.

Auch unter dichten Schichten wie einer Silber-

Äußere Einflüsse Flüssigmetallversprödung

schicht oder Cd-Schicht auf Ti- oder Ni-Legierungen, kann über längere Betriebszeiten ein metallischer Kontakt erhalten bleiben.

Wird die trennende Oxidschicht unter der Schmelze von einem Kratzer beschädigt, wird LME ausgelöst. Solche Kratzer können mit einem Werkzeug oder Relativbewegungen von Berührungsflächen entstehen. Beispiele sind wärmedehnungsbedingte Relativbewegungen zwischen Auflagefläche des Bauteils und dem Chargiergestell oder gegenüber einer Vorrichtung.

Eine weitere Möglichkeit ist das Aufreißen der Oxidschichten und der Grundwerkstoffoberfläche bei zyklischer plastischer Verformung (LCF-Beanspruchung, Thermoermüdung). Mit diesem Mechanismus sind auch LME-Schäden nach längeren Betriebszeiten zu erklären (Lit. 5.8-6).

Fällt ein Schmelztropfen mit genügender kinetischer Energie auf eine metallische Oberfläche, kann auch eine dünne Oxidschicht (z.B. beim Glühen unter Schutzgas, im Vakuum oder unter reduzierender Atmosphäre) vom "**Tropfenschlag**" durchbrochen (Bild 5.5.1.2-1) und der für den Schaden notwendige metallische Kontakt hergestellt werden.

Um Lötrissigkeit auszulösen reichen bereits geringe Metallmengen (Lit. 5.8-6). Es muss sich nicht unbedingt um reine metallische Verunreinigungen handeln. Auch **Metallpigmente** in Beschichtungsstoffen reichen aus.

Versprödung durch metallischen Kontakt im festen Zustand (Solid Metal induced Embrittlement (SMIE, Kapitel 5.8.2): Für eine Versprödung beim Kontakt mit einer metallischen Oberflächenverunreinigung ist es nicht unbedingt erforderlich, dass sich die Verunreinigung im schmelzflüssigen Zustand befindet. Es gibt Fälle, in denen auch ein metallischer Kontakt im festen Zustand Versprödung und Rissbildung auslöst. Diesem Schadensmechanismus dürfte das Aufplatzen versilberter Muttern bei Betriebstemperaturen unterhalb dem Schmelzpunkt zuzuordnen sein.

Flüssigmetallversprödung

Anschmelzungen (Bild 5.8.1-3): Hat eine Metallschmelze zwar Kontakt zum Grundwerkstoff, fehlen aber die erforderlichen Zugspannungen, kann es trotzdem zu einer Schädigung kommen. Diese entsteht mit der Bildung niedrig schmelzender Phasen. So kann auch der Grundwerkstoff anschmelzen. Die Festigkeitswerte solcher Anschmelzungen sind gewöhnlich deutlich schlechter als die des Grundwerkstoffs. Häufig der ist Anschmelzungsbereich so versprödet, dass die Gefahr eines sofortigen Anrisses unter Betriebsbelastungen im LCF Bereich besteht. Treten während der Abkühlung zwischen der erstarrten Anschmelzung und dem umgebenden Grundmaterial ausreichend hohe Schrumpfspannungen auf, kann bereits Rissbildung (z.B. Warmrisse) ausgelöst werden. Je nach Menge der Verunreinigung können auch dicke Querschnitte (Zentimeter) unreparierbar geschädigt werden.

Diffusionsvorgänge: Sind weder ausreichende Zugspannungen vorhanden, noch die Schmelztemperatur der Verunreinigung überschritten, kann trotzdem der Grundwerkstoff unzulässig geschädigt werden. Dies ist dann der Fall, wenn Diffusionsvorgänge stattfinden.



(Cd), Silber (Ag), Blei (Pb) und Wismuth (Bi).

Kadmium wurde bevorzugt in älteren Triebwerkstypen als Korrosionsschutz für rostende Stähle verwendet. Auf korrosionsfeste Werkstoffe wurde Kadmium über Bäder oder als Aufschmierung verschleppt. In selteneren Fällen handelte es sich um eine beabsichtigte Beschichtung. Heute wird Cd wegen seiner Giftigkeit und seiner Rolle im Zusammenhang mit Wasserstoffversprödung nach Möglichkeit nicht eingesetzt.

Silber und Silberlegierungen werden an Verschraubungen zur Verbesserung der Reibbedingungen (niedriges Reibmoment bei Gewinden) beim Anziehen und zum besseren Lösen angewendet. Im Betrieb kann Silber über Korrosionsvorgänge während des Stillstands auf anderen Bauteilen abgelagert werden (Bild 5.3-8). Gleit- und Passflächen können Silber auf andere Bauteile übertragen.

Blei und Wismut: In weitgehend reiner Form kommt Blei in Beschichtungen und Bleibändern für Abdeckungen (Galvanik, Strahlen) und Kennzeichnungen (Röntgen,L it.5.8-6) vor. Es kann von Beschichtungen auf Sitzund Gleitflächen (z.B.Wellen) übertragen werden. Von Blei-Abdeckbändern verunreinigtes Strahlgut oder Reste dieser Bänder können ebenfalls Oberflächen verunreinigen (Bild 16.2.2.3-10.2).

Blei tritt mit Wismut in niedrig schmelzenden Legierungen zum Eingießen für das Spannen von Bauteilen auf. Hier besteht die Gefahr zurückgebliebener Reste, insbesondere in Hohlräumen gekühlter Turbinenschaufeln und als Aufschmierung.

Kupfer, Messing und Bronzen sind als Auslöser von Lötrissigkeit in Stählen bekannt. Das Anschmelzen von Kupfer (z.B. Elektrode oder Beschichtung) erfolgt während des Schweißens.

Kupfer wird auch als Lot verwendet. Beispiele

Flüssigmetallversprödung



sind Rohrverbindungen in der Haustechnik und gemuffte Fahrradrahmen. **Schlagdorne** aus Kupfer oder Bronze können bedenkliche Aufschmierungen hinterlassen. Gold wird in Triebwerken, wenn auch selten, als Reflexionsschicht angewendet, um Betriebstemperaturen in akzeptablen Grenzen zu halten. Für gebaute Leitkränze aus Nickellegierungen im Bereich des Verdichteraustritts

Flüssigmetallversprödung

wird, wegen der hohen Zähigkeit bei moderaten Löttemperaturen, in einigen Fällen Goldlot angewendet.

Eine besondere, wenn auch scheinbar abwegige Gefahr, geht von Aufschmierungen durch Schmuck aus. Fingerringe aus Gold können beim Handling empfindlicher Bauteile in bedenklicher Weise Gold übertragen. Aus diesem Grund sollten bei derartigen Arbeiten keine Fingerringe getragen werden. Bild 5.8.1-4 (Lit.5.8-1 und 5.8.1-3): Das Diagramm ermöglicht dem Konstrukteur ein Risiko LME-empfindlicher Werkstoffkombinationen zu identifizieren. Dabei muss es nicht zwangsläufig zum Schaden kommen. Beispielsweise wenn das notwendige Zugspannungsniveau nicht erreicht wird oder mit schützenden Oxidschichten zu rechnen ist. Eine Schädigung/Versprödung im festen Zustand (SMIE) wird in Bild 5.8.2-1 und Tabel-



5.8.2 Versprödung durch Kontakt mit einem anderen Metall im festen Zustand.



Diese Form der Versprödung fiel erst um 1970 auf. Sie entsteht beim Kontakt eines versprödenden Metalls (Grundmetall) mit einem anderen **auslösenden spezifischen festen Metall** (Verspröder). Obwohl die Temperatur dabei angehoben ist, befindet sie sich deutlich unter dem Schmelzpunkt. Sie wird als **Solid Metal Induced Embrittlement** (SMIE) bezeichnet. SMIE wurde nur bei Metallkombinationen beobachtet, die auch LME (Bildd 5.8.1-2) gefährdet sind. Der Schadensmechanismus (Lit. 5.8-1) eines **Mikrorisses** läuft über Diffusionsvorgänge, bevorzugt an den **Korngrenzen** ab. Diese Risse sind zunächst stabil. Die Zeit bis zu einem **Makrorisswachstum** (Inkubationszeit) nimmt, wie für Diffusionsvorgänge zu erwarten, exponentiell mit der Temperatur ab. Ähnlich scheint sich auch das **Zugspannungsniveau** auszuwirken. Ein Rissfortschritt benötigt (ausreichend hohe?) Zugspannungen und wird von der Geschwindigkeit bestimmt, mit der der 'Verspröder' **zur Risspitze transportiert** (Phase 2 in Bild 5.8.2-1) wird. Deshalb sind die Abläufe bei LME zwar vergleichbar aber deutlich schneller als bei SMIE. Man spricht von einem fortschrittskontrollierten Vorgang. Dabei scheint die Dampfphase eine Rolle zu spielen. Es gelten vergleichbar mit LME (Bild 5.8.1-2), und ähnlich wie bei Spannungsrisskorrosion (SpRK, Bild 5.6.1-1) mehrere **Voraussetzungen**:

- Metallischer Kontakt von Grundmetall und 'Verspröder',
- Ausreichende Zugspannungen,
- Mikrorissentstehung an einer Diffusionsbarriere (z.B. Korngrenze),

- Versprödende Bedingungen an der Rissspitze. Diese werden von Einflussgrößen wie Korngröße, Aushärtungsphasen, Dehngeschwindigkeit, erhöhte Fließgrenze und unterschiedliche Kerbwirkung (Bild 5.4.4-1) beeinflusst.

Der Rissfortschritt wird vom 'Verspröder' bestimmt. Schäden sind in erster Linie im Zusammenhang mit Beschichtungen oder Fremdmaterialeinschlüssen bekannt geworden. Es wird von Fällen berichtet, bei denen beispielsweise eine hochfeste Aluminiumlegierung bei der Erschmelzung aus Schrott mit Blei verunreinigt wurde (Lit 5.8-7). Offenbar sind aber auch Automatenstähle, die Bleipartikel als Spanbrecher nutzen, betroffen. Hier kam es im Rahmen von Wärmebehandlungen beim Fertigungsprozess an Zahnrädern und Schrauben bzw. Bolzen zur Rissbildung, die sich an der verformungsbedingten Gefügeorientierung ausrichtet. Gewöhnlich erfolgt die Schädigung als Festigkeitsabfall erst nach einer gewissen Inkubationszeit. Typische Beispiele sind Stäh-

Flüssigmetallversprödung

le im Kontakt mit Kadmium und Titanlegierungen mit Silber oder Gold. Wegen dieser Gefahr bestanden früher verwendete Korrosionsschutzschichten für martensitische Stähle zuerst aus einer Barriereschicht aus Ni oder Cu auf die das Kadmium abgeschieden wurde. Wegen dem erfahrungsgemäß hohen Risiko, dass es örtlich doch zum direkten Kontakt von Kadmium mit dem Stahl kommen kann, sollte heute dieser Korrosionsschutz nicht mehr eingesetzt werden.



Bild 5.8.2-1 (Lit. 5.8-7): Dieses Beispiel soll den Mechanismus von SMIE erklären. Bei Automatenstählen werden besonders im angelsächsischen Raum als Spanbrecher fein verteilte Bleipartikel verwendet. Diese können unter ausreichend hohen **Zugspannungen** offenbar auch im festen Zustand eine Versprödung auslösen. Dabei lassen sich **drei Phasen** identifizieren:

Phase 1: Porenbildung um die Bleipartikel auf Grund der Kerbwirkung ähnlich einer Hohlstelle.

Phase 2: Es kommt an der Porenoberfläche zur Diffusion der Bleipartikel zur Risspitze.

Phase 3: An der Risspitze tritt im Bereich der Bleianreicherung eine verstärkte duktile Aufweitung ein, die von der angesammelten Bleimenge abhängt.

Makroskopisch kommt es zu einer spröden Rissbildung Ähnlich dürfte auch der Schadensmechanismus bei äußerem Kontakt ablaufen. Voraussetzungen für die notwendigen Diffusionsvorgänge sind:

- *Metallischer Kontakt* der nicht von Schutz-/ Oxidschichten behindert wird.

- *Mindesttemperatur* unter dem Schmelzpunkt (Tabelle/Bild 5.8.2-2).

Bild 5.8.2-2 (Lit. 5.8-1): Diese Tabelle zeigt Werkstoffkombinationen bei denen auch im festen Zustand Versprödungsgefahr besteht (SMIE, Bild 5.8.2-1). Sie besteht im Bereich und oberhalb der angegebenen Temperaturen. Mit einer Begünstigung des Effekts ist bei Zugspannungen zu rechnen. Da es sich um einen Diffusionsvorgang handelt, ist mit verzögerten Schäden zu rechnen. Das heißt, dass erst längere Zeit nach einer Fertigung und Qualitätsprüfung Schäden eintreten. Damit besteht das Risiko, dass bereits viele potenziell geschädigte Teile ausgeliefert und/oder verbaut wurden. Damit kann der Schaden besonders umfangreich sein.

Dagegen dürfte bei der Einwirkung von Schmelzen (Lötrissigkeit, LME, Bild 5.8.1-2 bis Bild 5.8.1-4) mit einem deutlich schnelleren, spontanen Schadenseintritt zu rechnen sein. Г

Äußere Einflüsse

Flüssigmetallversprödung

٦

DIN Nr.	Bezeich- nung	Тур	Schäd. Element	Temp >°C	Anmerkung
	35Mn2	Kohlenstoffstahl 0,36-0,4 C;1,35-1,65 Mn	Blei verbleit	288 204	
		Kohlenstoffstahl 0,5 -1,0 C; 0,3 - 0,5 Mn	Indium	100	Festigkeit ca. 1400 MPa
		Einsatzstahl 0,4C; 3,5Ni; 1,7Cr; 0,6Mo	Zinn	204	
1.7218	25CrMo4	Niedrig leg. Stahl	Kadmium	300	verzögerte Schädigung
1.7225	42CrMo4	Niedrig leg. Stahl	Kadmium Blei Blei/Wismuth Blei/Zink Zinn Zinn/Wismuth Zinn/Antimon Indium Blei/Zinn/ Wismuth Ladium /Zinn	188,300 160,204 254 204,218 RT, 80, 93,110	verzögerte Schädigung verzögerte Schädigung verzögerte Schädigung verzögerte Schädigung verzögerte Schädigung
1.2344	X40CrMoV5-1	Warmarbeitsstahl	Zinn Indium Blei Blei/Zinn Blei/Wismuth verbleit	204 121 288 204 204 204 204	Härte 50-54 HRc
1.6565	40NiCrMo8	Vergütungsstahl	Kadmium Zink	38, 300, 400 38	Festigkeit 1100-1300 MPa
1.6523	21NiCrMo2	Einsatzstahl/ Werkzeugstahl	Blei verbleit	288 204	
1.4313	X3CrNiMo13-4	Vergütungsstahl	Blei verbleit	288 204	Festigkeit 800-1100 MPa
1.775	St 44-2	Niedrig legierter Stahl 0,42 -0,48 C; 1 Cr; 1Mo; 0,55Ni	Kadmium	149	
	Ti 6Al4V Ti 6Al1Mo1V Ti 3Al14V11Cr Ti 6Al6V2Sn	Titanlegierungen	Kadmium	>200	auch nicht angeführte Titanlegierungen können gefährdet sein!
			Cold	204-232	

Flüssigmetallversprödung

Literatur zu Kapitel 5.8

- **5.8-1** M.H. K.Benet, Kapitel "Titanium and Titanium Alloys" und "Embrittlement by Solid-Metal Environments" in "Failure Analysis and Prevention, Metals Handbook, Ninth Edition, Volume 11", 1986 American Society For Metals, ISBN 0-87170-007-7 (v.1), Seite 225-244, 722.
- **5.8-2** R.R.Boyer, Kapitel "Titanium and Titanium Alloys" in ...,Metallography and Microstructures, Metals Handbook, Ninth Edition, Volume 9", 1985 American Society For Metals, ISBN 0-87170-007-7 (v.1), Seite 464.
- **5.8-3** "Liquid metal embrittlement", http://en.wikipedia.org/wiki/Liquid_metal_embrittlement, 18.09.2009, Seite 1-4.
- **5.8-4** M.J.Kelley, N.S.Stoloff, "Analysis of liquid metal embrittlement from a bond energy viewpoint", Zeitschrift "Metallurgical and Materials Transactions A, Springer Boston, Volume 6, Number 1, Januar 1975, Seite 159-166.
- **5.8-5** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Volume 3", www.turboconsult.de, 2000, ISBN 3-00017733-7, Kapitel 12.4.
- **5.8-6** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Volume 4", www.turboconsult.de, 2005, ISBN 3-00-017734-5, Kapitel 16.2.2.3.
- **5.8-7** T.Spence, "Selecting the Right Fasteners", aus Zeitschrift "Practical Failure Analysis Volume 3(5) October 2003, Seite 1-12.
- **5.8-8** H.C.Furtado, I.L. May, "High temperature degradation in power plants and refineries", Materials Research, ISSN 1516-1439 www.scielo.br, Seite 11-14.

5.9 Tribologie (Reibung und Reibverschleiß)



Effekte durch Reibung, insbesondere Verschleiß, sind bei der Auslegung vieler Maschinenelemente zu berücksichtigen. Sie wirken überall da, wo sich berührende Körper eine **Relativbewegung** ausführen. Diese kann gleitend, stoßend, wälzend oder kombiniert sein. Entsprechend kann man den Verschleißarten **Fachbegriffe** zuordnen. Dies ist auch über die Verschleißmechanismen möglich (Bild 5.9.1-10). Zu den Schäden und unerwünschten Auswirkungen gehören:

Gleitverschleiß:

- Veränderung des Gleitverhaltens bzw. des Reibbeiwerts.

- Wärmeentwicklung bis zur schädigenden Überhitzung: Abfall der Betriebslebensdauer, Rissbildung, Schmelzen, Härte-/Festigkeitsabfall durch Gefügeveränderung, Induzierung von Zugeigenspannungen.

- Materialabtrag. Folgeschäden durch Funktionsausfall oder Verschmutzung anderer Komponenten (z.B. Lager).

- Materialauftrag (Aufschmieren) mit gefährlicher Selbstverstärkung des Vorgangs, z.B. bei Labyrinthdichtungen.

- Lebensdauerverkürzung und/oder Reparaturaufwand.

- Blockieren von Gleitsystemen durch Kaltverschweißen ('Fressen')

Schwingverschleiß:

- Materialabtrag mit Folgen wie Lockerung von Sitzen, Unwuchten, Überlastung, frühem Ausfall, Reparaturkosten.

- Bildung von Abrieb ('Reibrost'). Wird dieser nicht aus dem Verschleißspalt abtransportiert, kann sein, gegenüber dem Grundwerkstoff größeres Volumen, zum Verklemmen von Gleitlagern oder hohen Sprengkräften und Überlastung von Nabenverbindungen führen.

- Veränderung des **Reibbeiwerts**. Dies kann die Belastung (Anstrengung), insbesondere über hohe Schubspannungen im Gleitflächenbereich deutlich erhöhen.

- Werkstoffschädigung mit Rissbildung bis zum Bruch als Folge eines gefährlichen Schwingfestigkeitsabfalls. Dies gilt besonders für hochfeste Titanlegierungen.

Die Vielfalt der Einflüsse und deren Zusammenwirken auf ein Gleitsystem (Tribosystem, Bild 5.9.1-1) ist ein Grund, warum sich Verschleißvorgänge einer exakten Berechnung entziehen. Der Konstrukteur ist deshalb auf maschinenelementspezifische Erfahrung angewiesen, die in Form von Diagrammen und Näherungen in Berechnungen eingehen.

Bild 5.9.1-1: Die Darstellung wurde gewählt um anzudeuten, dass sich Auslegung, Veränderungen und einwirkende Einflüsse (graue Zone) untereinander und in Wechselwirkung mit dem Tribosystem (schwarzer Bereich) während des zeitlichen Ablaufs verändern und gegenseitig beeinflussen. Sie bilden das **Tribosystem**.

Das Verschleißverhalten eines Tribosystems lässt sich wie folgt mit mehreren Einflusskomponenten strukturieren (Lit 5.9.1-1) :

Struktur (Werkstoffe und Medien):

- Gleitkomponenten: Grundkörper und Gegenkörper
- Medien: Atmosphäre, Partikel, Abrieb, Schmierstoff

Beanspruchung beschreibt die vom System aufgenommene Energie aus

- Belastung,
- Geschwindigkeit,
- Temperatur.

Dabei unterscheidet man eine Abfolge dreier Zeitabschnitte:

Ausgangsbedingungen:

- Stoffe und Beanspruchung entsprechend der Auslegung. Hier ist beispielsweise bereits die zu erwartende **Verschleißart** zu berücksichtigen. Sie verlangt spezifische konstruktive Maßnahmen. Hier gehen Fertigung, Beschichtungen, Werkstoffe, Anforderungen aus Wartung



ein.

- Ablauf:

Enthält alle erkennbaren Einflüsse (Einwirkung wie Temperatur, Reibungskoeffizient, Geräusche und von der Auslegung abweichende Beanspruchungen). Es ist zu bemerken, dass Veränderungen während des Ablaufs über eine gegenseitige Beeinflussung diesen wiederum beeinflussen. Beispielsweise kann Abrieb im Gleitspalt zum Belastungsanstieg führen.

- Endzustand beschreibt alle Veränderungen der Oberfläche (Geometrie, Veränderungen der Grenzschicht, Grundwerkstoff) und der einwirkenden Medien (Schmierstoff, Abrieb, Fremdpartikel u.s.w.).

Die Erprobung eines komplexen Tribosystems wie eine PKW-Scheibenbremse lässt sich nicht durch Standard-Laborversuche ersetzen.



Bild 5.9.1-2 (Lit 5.9.1-1 und Lit. 5.9.1-2): Es gibt eine Vielzahl zum Teil genormter Labor-Prüfeinrichtungen um Tribosysteme, insbesondere das Verschleißverhalten zu untersuchen. Gewöhnlich erfolgt die Bewertung durch Vergleiche mit bewährten Systemen. Ein Zwischenschritt ist der anwendungsspezifische Vergleichsversuch unter definierten Bedingungen. Die Voraussetzung ist der Nachweis der Betriebsrelevanz. Sie muss erfahrungsbasiert erarbeitet werden. Eine solche Laborprüfung ist gewöhnlich produktspezifisch und ein

wichtiges Know How. Dies ist jedoch kostenintensiv und zeitaufwändig.

Alle solche Versuche können jedoch kaum die betriebsnahen bauteilspezifischen in der Aussagequalität ersetzen.

Bild 5.9.1-3 (Lit 5.9.1-10 und Lit. 5.9.1-11): Dieses Bild soll die Vielfältigkeit von Reibungseinflüssen auf Maschinen bewusst machen. Reibung wird sowohl zur Maximierung einer Kraftübertragung (z.B. durch Klemmen und Spannen) als auch deren Minimierung (z.B. durch Schmierung) genutzt. In allen Fällen ist mit Verschleiß zu rechnen, den der Konstrukteur zur Gewährleistung der Konstanz und Reproduzierbarkeit des Vorgangs bzw. der Funktion beherrschen muss.

Bewegung von Gleit- und Wälzflächen ist nur dann über akzeptable Laufzeiten schadensfrei möglich, wenn sich ein Schmierfilm ausbildet der den metallischen Kontakt verhindert. Gelingt dies nicht, ist mit Kaltverschweißen ('Fressen', Kapitel 5.9.2) zu rechnen. Dies gilt nicht nur für Gleitlager, sondern auch für Zahnflanken und Wälzlager. Von besonderer Bedeutung ist die Einhaltung bzw. Reproduzierbarkeit von Reibkräften/-momenten. Dies gilt besonders für Schraubengewinde. Damit wird die Vorspannung und so die Betriebssicherheit gewährleistet.

Reibung zur Kraftübertragung durch direkten Kontakt ist Voraussetzung für die Funktion vieler bewegter Bauteile, Beispiele sind Fahrzeugräder und **Reibungskupplungen**. Hier ist die Veränderung durch Erhitzung (Reibungswärme) und Verschleiß zu berücksichtigen.

Die Hemmung von Bewegungen wird in Bremsen und Reibungsstoßdämpfern genutzt. Die Funktion ist von der Konstanz der Reibkräfte bestimmt. So soll eine Bremse nicht blockieren, die Bremskraft aber auch nicht funktionsgefährdend abfallen ('Fading'). Auch ein 'Rubbeln' der Bremse (Stick-Slip-Effekt, Bild 5.9.1-7 und 5.9.1-8) ist zu vermeiden.

Übertragung

von Kräften steht häufig in direktem Zusammenhang mit der Bewegung. Als Information dient sie in mechanischen Reglern/Steuerungen. Dazu lassen sich auch auch Schrauben*spindeln, Hebel-* und *Kurvengetriebe* (z.B. Ventiltrieb mit Nockenwelle) zählen.

Energieübertragung kann in der Bewegung unter Gleitreibung (Pleuel) erfolgen. Bei Wellen in formschlüssigen **Steckkupplungen** (z.B. Keilverzahnung) erfolgt die Übertragung an den Kontaktflächen eher statisch. Dabei ist jedoch **mit schwingenden Mikrobewegungen** und **Verschleiß** zu rechnen (Bild 5.9.1-13). Auch der **Materialtransport** ist eine Übertragungsform, bei dem die Reibung des Transportguts mit einer bewegten Oberfläche (Förderband) oder einem Medium (Flüssigkeit, Gas) genutzt wird. Dazu lässt sich der Massetransport durch **Förderschnecken** wie beim Spritzguss zählen.

Materialbehandlung bzw. Fertigungsprozesse sind in hohem Maß von Reibung bestimmt. Das ist für die Zerspanung einsichtig. Hohe Reibkräfte erfordern entsprechende Antriebsleistung der Werkzeugmaschinen und erhöhen den Verschleiß bzw. die Standzeit der Werkzeuge. Mit Kühlschneidmitteln wird die Reibung minimiert. Bei spanloser Formgebung hängt die Qualität der Werkstücke nicht zuletzt von einer verfahrensoptimierten Reibung ab. Zu hohe Reibkräfte oder ungleichmäßig verteilte beim Expandieren oder Tiefziehen von Blechen können unzulässige Wandstärkenabweichungen und Rissbildung auslösen. Für Zerkleinerungsprozesse nutzt man gezielt auch möglichst hohe Reibung, um das Gut ge-

auch möglichst hohe Reibung, um das Gut geeignet zu belasten. Solche Maschinen leiden besonders unter hoher Verschleißbeanspruchung.

Abdichtungen, insbesondere Bewegungsdichtungen erfordern einen ausreichend hohen Anpressdruck der Dichtflächen. Dadurch entstehen Reibungskräfte und bei Mischreibung auch lebensdauerbegrenzender Verschleiß. Es kann sich um oszillierende und/oder drehende Relativbewegungen handeln. Dem Konstrukteur obliegt es, das anwendungsspezifisch optimale Tribosystem auszuwählen.
Funktion	Anwendungen	Symbole
Bewegung: ermöglichen/unterstützen Reproduzierbarkeit	Gleitlager, Wälzlager, Führungen, Gelenke, Spindeln, Schrauben,	
hemmen	Zahnräder Bremse, Stoßdämpfer	
übertragen	Fahrzeugräder, Reibrad, Kupplung, Gleitkulissen	
Übertragung		
Information/Kraft/Moment	mechanische Steuerung Nockenwelle, Schrauben- spindeln	
Energieleitung	Schalter/Kontakte	
Material	Förderband, Rohrleitung, Förderschnecke, Strömungsmaschinen (Pumpen)	
Materialbehandlung		
Bearbeitung	Zerspanung	
Umformung	Walzen, Ziehen, Schmieden	
Zerkleinerung	Mühlen, Hammerwerke, Brecher, Shredder	
Abdichten		
Gegen Austritt	Radialwellendichtringe Gleitringdichtungen	
Kraftübertragung	Kolben/Zylinder Bewegte O-Ringe	
Gleitbewegung	Ventile	

Einige typische Reibwerte. Man erkennt die große Streuung was eine betriebsnahe Verifizierung der Auslegung erfordert.

Haftreibung					Gleitreib	Gleitreibung		
Paa	arung	trocken	leicht 'fettig'	Schmie- rung	trocken	leicht 'fettig'	Schmie- rung	Wasser
Drawsa	Bronze	0,18		0,11	0,2		0,06	
Bronze	Grauguss	0,28		0,21	0,21	0,08-0,15		
Grauguss	Grauguss		0,16	0,19	0,16	0,15	0,08	0,31
Stahl	Stahl	0,08-0,25	0,13		0,06-0,20		0,01	
	Bronze	0,19		0,18		0,16	0,07	
	Grauguss	0,19			0,18	5	0,01	
	Weißmetall				0,20	0,1	0,04	
	PTFE	0,04			0,04			
	Bremsbelag heiß ¹)	0,5-0,65			0,5-0,65 0,01-0,2		0,2-0,5	
Aluminium	Aluminium	1,05	C		1,04 🌑			
Nickel	Nickel	1,5	N.	.0)	1,2 🌑			
Titanleg.	Titanleg.					Beschichtung notwendig		
Gummi	Asphalt	0,9-1,3			0,8			
Brems- trommel ²)	Gummi- Keramik	5	8		0,25-1,15	0,25-0,7 ³)		0,15-1,09
,	Keramik				0,85-1,0	0,5-0,6 ³)		0,7-0,85
	Gummi				0,65-0,75	0,15-0,25 ³)		0,3-0,4
		trocken	nas sauber	^S Verun- reinigt	vereist	Typische Abhängigkeit der Reibkraf von der unbewegten Kontaktzeit		
Luftreifen von	weicher Boden	0,45		0,2	< 0,2	$\begin{array}{c c} & 3x \ F_0 \\ \hline \\ Belastung & \triangle \\ P_1 > P_2 > P_3 \\ \hline \\ F_0 = Reibruhekraft \\ bei Stillstands- \\ \hline \\ \hline \\ F_0 \\ \hline \\ \end{array}$		
Fahr- zeugen	Asphalt	0,55	0,3	0,2	< 0,2			
	Beton	0,65	0,5	0,3	< 0,2			
	Schotter	0,07	0,5	0,4	< 0,2	beginn	F ₀	

Fressneigung'!

Bild 5.9.1-4

Bild 5.9.1-4 (Lit 5.9.1-9): Das Maß für die Reibkräfte wird als **Reibungskoeffizient** µ, Reibungszahl oder Reibwert bezeichnet. Er wird üblicherweise an glatten/polierten Oberflächen bestimmt. Abhängigkeiten und Einflüsse werden in Bild 5.9.1-5.1 behandelt. In den unterschiedlichen Betriebsphasen einer Maschine treten oft charakteristische

Reibbedingungen auf. Reibwerte sind stark abhängig von der Relativbewegung der Kontaktflächen. Dies gilt insbesondere wenn Medien wie Schmiermittel zugegen sind. Das gilt besonders für Gleitlager und Bewegungsdichtungen. Man beobachtet die relativ hohe Haftreibung bzw. das Losbrechmoment, um die Gleitbewegung aus dem Stillstand einzuleiten. Dann erfolgt ein Bereich der Mischreibung mit abfallendem Reibwert. Dabei ist zwar noch ein Rauigkeitskontakt vorhanden, aber das Medium im Gleitspalt wird bereits wirksam. Ein weiterer Anstieg der Gleitgeschwindigkeit führt zur hydrodynamischen Reibung bei der das Medium/Schmiermittel die Gleitflächen vollkommen trennt bzw. diese 'aufschwimmen'.

Auch die Amplitude und Frequenz von schwingenden Bewegungen ist von Bedeutung. Neben größeren Gleitbewegungen sind auch Vibrationen mit sehr kleiner Wegamplitude denkbar. Drehzahländerungen von Maschinen sind relativ niederfrequent. Resonanzschwingungen dagegen hochfrequent mit **Mikrobewegungen** unterschiedlicher Größe.

Änderungen der Stillstandszeit können die Reibbedingungen deutlich beeinflussen (Bild 5.9.1-5.1 und Bild 5.9.1-8). Die Reibkraft ist z.B. bei Stillstandszeiten deutlich von deren Dauer abhängig. Dabei erfordert die Haftreibung eine maximale Losbrechkraft. Bei Hebelsystemen spricht man vom 'Losbrechmoment'. Dieser Effekt wird ausgeprägt bei Dichtungen aus Elastomeren mit und ohne Gewebeverstärkung beobachtet (Diagramm unten)

Die große Streuung von Reibwerten steht im Zusammenhang mit vielen Betriebseinflüssen (Bild 5.9.1-4). Das kann die Auslegung für den Konstrukteur ungemein erschweren. Beispiele sind Bremsen, Kupplungen oder durch Reibung kraftübertragende Bauteile. Ein weiteres Problem sind Anzugsmomente von Schrauben. Die Reibung an Kopfauflage und im Gewinde bestimmen das Anzugsmoment und damit die Vorspannung. Diese ist für die Sicherheit der Schraubenverbindung (Schwingfestigkeit) entscheidend. Schrauben sind auch ein eindrucksvolles Beispiel für die Veränderung des Reibwerts über der Betriebszeit. Korrosion und/ oder Oxidation durch hohe Betriebstemperaturen können Schrauben bis zur Unlösbarkeit 'festbacken' lassen.

Um den Reibwert abzusenken und die Streuung zu reduzieren werden Schmierstoffe angewendet.

Tribologie (Reibung und Verschleiß): Grundlagen

Geregelte Komponenten deren Kraftübertragung durch Reibung erfolgt (Bremsen mit ABS und ESP) sind natürlich besonders auf möglichst konstante Reibwerte angewiesen. Gerade wenn die Funktion auf schnellem Wechsel von Haft- zu Gleitbedingungen beruht. Höchste Reibwerte deutlich über eins erreicht man mit Gummireifen von Rennwägen. Hier wird der Reifen sogar auf die optimale Temperatur geheizt. So erreicht man durch die intensive Mikroanformung an den Straßenbelag einen 'Klebeeffekt'. Dieser wird deutlich von Aufstandsfläche und Flächenpressung bestimmt (siehe auch 'Bild 5.9.1-5.1, Diagramm "A").

Bild 5.9.1-5.1 (Lit. 5.9.1-5): Auch Betriebsparameter beeinflussen den **Reibbeiwert** (Bild 5.9.1-4) entscheidend. Zum Verständnis sollen die zur Reibung führenden Mikroeffekte dienen.

Im sog. Coulombschen Bereich (Diagramm "A") liegt die Haftreibung. Dies ist der Maximalwert der ruhenden Reibung. Haftreibung tritt auch an abrollenden Komponenten auf (Bild 5.9.1-5.2).

Bei Haftreibung wirken Adhäsion und Kohäsion.

Bei der Adhäsion kommt es im Mikrobereich zu einer Verzahnung von Rauigkeitsspitzen. Dieser Anteil nimmt mit steigender Normalkraft ab. Offenbar bis ein maximaler Tragflächenanteil erreicht ist.

- Kohäsion entsteht an aufliegenden Rauigkeitsspitzen, die sich mit zunehmender Normalkraft plastisch verformen ('Amontonscher Bereich'). Beim Durchbrechen trennender (Oxid-) Schichten kommt es zur Diffusion. Es tritt vermehrt **Kaltverschweißung** ('**Fressen**', Kapitel 5.9.2) auf. Diese Materialbrücken müssen mit einer erhöhten Kraft zerrissen werden.

Beide Effekte machen verständlich, warum die Haftreibung mit der Zeit (Diffusionsvorgänge) und der Normalkraft (intensiverer Materialkontakt) ansteigt ("B").

Bei Nichtmetallen und Zwischenschichten werden die relativ schwachen Van-der-Waals-Kräfte oder Wasserstoffbrücken wirksam.





Normalkraft: Das Diagramm "A" zeigt den prinzipiellen Zusammenhang zwischen dem Reibwert und der Normalkraft bei Adhäsionsund Deformationsanteil der Reibkraft. Daraus ist zu entnehmen, dass bei einer bestimmten Normalkraft der Reibwert eines Tribosystems ein Minimum erreicht.

Gleitgeschwindigkeit: Bei Schmierung ist ein ausgeprägter Einfluss vorhanden (Diagramm "C"). Dieser hängt mit dem Aufbau einer trennenden Schmiermittelschicht zusammen. Nach Haftbedingungen herrscht zunächst Mischreibung. Dabei findet noch Berührung von Rauigkeitsspitzen statt. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit wird in diesem Bereich die Reibung schnell schwächer bis zum Erreichen hydrodynamischer Bedingungen. Dann nimmt die Reibung wieder leicht zu. Obwohl in der Theorie bei trockener Reibung kein Effekt vorliegen sollte, beeinflusst sie in der Praxis den Reibwert. Das gilt sowohl in geschmierten $(,, C^{"})$ als auch in ungeschmierten (trockenen) Systemen ("**B**"). Bei Oszillationen hängt der Reibwert werkstoffspezifisch von der Gröβe und der Frequenz der Relativbewegung der Kontaktflächen ab. Dies zeigt, dass für den jeweiligen Anwendungsfall das günstigste Tribosystem bzw. eine günstige Werkstoffkombination, gekennzeichnet durch einen möglichst niedrigen Reibwert, zu suchen ist.

Ruhezeit: Mit steigender Stillstandzeit nimmt tendenziell werkstoffspezifisch der Reibwert bis zu einem Maximalwert, dem Haftreibwert, zu (siehe auch Bild 5.9.1-5.1 und Bild 5.9.1-8). In diesem Fall spricht man auch von der sog. Losbrechkraft bzw. dem Losbrechmoment für die Auslösung der Bewegung. Diagramm "D" zeigt Kurven für unterschiedliches elastisches Dichtungsmaterial. Dabei formt sich die Mikrorauigkeit von Elastomeren zeitabhängig an die der Aufstandsfläche an.

Bild 5.9.1-.5.2: Entgegen einer flüchtigen Anschauung findet an den Aufstands- bzw. Umschlingungsflächen von Rädern Haftreibung statt. Dabei besteht hier zumindest kurzzeitig Stillstand, wenn man von Schlupf (Kapitel 5.9.4) durch elastische Verformungen absieht. Damit gelten für die Reibwerte zur Kraftübertragung nicht Abroll- oder Gleitbedingungen.

Tribologie (Reibung und Verschleiß): Grundlagen



Bild 5.9.1-6.1 und Bild 5.9.1-6.2: Temperatur: Grafitverbund (C-Faser verstärkt) bei Scheibenbremsen von Flugzeugen und Rennfahrzeugen hat bei RT einen niedrigen Reibwert. Dieser steigt erst durch Betätigung der Bremse auf Temperaturen von einigen 100 °C und erreicht dort die Auslegungswerte. Die Reibwerte bestimmter Keramikverbunde (SiC infiltrierte C-Faserlagen) sind dagegen bereits bei RT hoch und bleiben das auch bei hohen Betriebstemperaturen. Stahl hat zwar im trockenen Zustand bereits bei RT einen gut nutzbaren Reibbeiwert. Bei hohen Temperaturen von mehreren 100°C sinkt dieser jedoch in Abhängigkeit vom Material der Bremsbacken gefährlich ab (Bremsen-Fading).

Auch **niedrige Temperaturen** beeinflussen den Reibbeiwert (Lit. 5.9.1-12). Dies ist auf vielen Gebieten, besonders bei **Kontakt mit Eis** bzw. Schnee von Interesse. Betroffen sind:

Die besondere Problematik der Reibung und Reibwerte sind Veränderungen unter Betriebseinflüssen.

Einfluss	Auswirkungen/Mechanismus	Beispiele	Literatur
Betriebs- atmosphäre: Korrosion:	 Veränderung der Gleiteigenschaften des Schmiermittels Kontaktflächentopografie; Rauigkeits- anstieg Gleiteigenschaften der Reaktionsprodukte 	MoS ₂ + Feuchtigkeit erhöht den Reibwert gefährlich Oxide, Chloride	Kapitel 3.4.1 Kapitel 3.8.1.1.
Fremdmaterial/ Verunreinigungen	 Eindringen von außen in den Schmierspalt Verschmutzung des Schmiermittels 'Verkleben' durch erstarrte Schmelzen 	Dichtungsprobleme Stäube	
Temperatur:	 Spielveränderung durch Wärmedehnung, Wärmespannungen, Oxidation, Kriechen Veränderung des Schmiermittels Reibbeiwertsänderung 	Alterung Kunststoffe/ Elastomere z B. Reifen	Kapitel 3.4 Kapitel 3.5 Kapitel 3.8.6.1
Belastung:	- elastisch, plastisch - Schergeschwindigkeit	Überschreitung der Fließgrenze, Kriechen	Kapitel 3.3.2.1
Verschleiß: Schwingverschleiß/ Reiboxidation: Gleitverschleiß	 Verschleißprodukte im Spalt Verschleißprodukte werden 'ausgeschwemmt': Spielvergrößerung, Abnahme einer Vorspannung Veränderung der Topografie 	Klemmen, Anstieg der Schrumpfspannung Rauigkeitsanstieg oder Glättung: Kupplung, Bremsen	Kapitel 3.9.2
Montage:	 Kaltverschweißen, Fressen Toleranzabweichungen, Vorspannungsabweichung 	Gefahr der Schwinger- müdung	Kapitel 3.12.3
Magnetische und elektrische Felder	Veränderung der Viskosität eines Schmiermittels mit nichtnewton- schem Verhalten		Kapitel 3.3.2
Kontakt- bedingungen	- Veränderung der Auflagefläche - Veränderung der Kontaktpartner	Einfluss des Reifen- drucks und der Betriebstemperartur auf Gummi	

Bild 5.9.1-6.1

- Fahrzeugreifen,

- Gleitkufen von Sportgeräten,

- Wirkungsoberflächen von Eisbrechern,

- Schneidwerkzeuge im Lebensmittelbereich. Natürlich ist auch das Gleitverhelten bei **Tiefst**temperaturen im Bereich der Lagerung und Kein Anspruch auf Vollständigkeit

Leitung flüssiger Gase, insbesondere von Wasserstoff, der Supraleitung und Anwendungen unter Weltraumbedingungen von Interesse (siehe auch Bild 5.3.1-1.2).

Als geeignet haben sich PTFE und PEEK gezeigt, die z.B. im Gegensatz zu Epoxid eine noch

beherrschbare Sprödigkeit zeigen (Lit. 5.9.1-13).

Auslegungsdaten sind von vielen Einflüssen abhängig. Man bedenke nur an die Möglichkeit eines örtlichen **Aufschmelzens** von Eis unter der Gleitfläche bei relativ geringen Minustemperaturen. Dabei spielen Druck/Flächenpressung, Gleitgeschwindigkeit, Rauigkeiten, Reibungswärme und Wärmeableitung eine wichtige Rolle. Das beeinträchtigt die Voraussagbarkeit des Betriebsverhaltens.

Dies ist der Grund warum fehlende Reib- und Verschleißwerte dem Konstrukteur eine gezielte Werkstoffwahl schwer machen. Meist zeigt sich ein geeignetes Betriebsverhalten erst im relevanten Versuch bzw. Test am Originalteil unter Betriebsbedingungen.

Lediglich als ein Hinweis sollen **im Labor** ermittelte Reibbeiwerte (Reibungszahlen) verschiedener Werkstoffe in Abhängigkeit von der **Eistemperatur** in Bild 5.9.1-6.2 dienen. Man erkennt einen deutlichen Anstieg des Reibbeiwerts unterhalb ca -5°C.





Bild 5.9.1-7: Ein typischer **Stick-Slip-Effekt** ist die Geräuschbildung an Systemen mit gleitenden Relativbewegungen. Dazu gehört das Quietschen von Türen und **Bremsen** sowie das Kreischen von **Bahnrädern**. Hier werden meist flächige Körper von der periodischen Krafteinwirkung zu **hochfrequenten Schwingungen** angeregt. Diese werden an die Umgebungsluft abgegeben und so als Geräusche abgestrahlt.

Bild 5.9.1-8 (Lit.5.9.1-6): Gerade weil der Stick-Slip-Effekt in der Montagepraxis so häufig auftritt, ist das Verständnis seines Mechanismus wichtig. Letztlich beruht er auf Veränderungen des Reibbeiwerts bzw. der Reibung (Diagramm unten links). Die im Stillstand auftretende Haftreibung ist deutlich größer als die Gleitreibung der relativ zueinander bewegten Flächen. Eine weitere Voraussetzung ist das elastische Verhalten des Systems. Es lässt sich mit einem Feder-Masse-System beschreiben



(Skizze oben rechts, unten "A"), wie es eine Verdichterschaufel darstellt (oben links). Beim Anstreifvorgang wird die Masse (Schaufelspitze) infolge der Haftreibung gegen die Federsteifigkeit der Schaufel ausgelenkt. Die Rückstellkraft steigt an, bis die Haftreibung überwunden wird ("B"). Nun gleitet die Masse und es wirkt die niedrigere Gleitreibung ("C"). Das führt zum Abbau der Rückstellkraft

und es kommt wieder zum Stillstand mit Haftreibung ("A"). Der Ablauf kann sich sehr schnell in hohen Frequenzen wiederholen. Auf diese Weise lassen sich Schaufeln zu gefährlichen Schwingungen anregen (Bild 5.4.3.3-9).

Bild 5.9.1-9 (*Lit 5.9.1-6 bis Lit. 5.9.1-7*): *Gerade die Montage ist häufiger als vermutet vom* ,*Stick-Slip-Effekt*" (*Bild 5.9.1-8*) *beeinflusst.*



Er ist in vielen Fällen für die Entstehung von Geräuschen bei der Montage und beim Abkühlen eines Motors oder einer Abgasanlage verantwortlich. Bekannte Effekte sind das Knacken von Heizungen bei Temperaturänderung oder das Knistern eines Auspuffs beim Abkühlen. Auch das Quietschen von Bremsen (Bild 5.9-7) ist ein Beispiel aus dem täglichen Leben. Es entspricht dem Quietschen von Gleitlagerungen oder dem Quietschen beim Einpressen von Passsitzen.

Von sicherheitsrelevanter Bedeutung sind jedoch andere Auswirkungen des Stick-Slip-Effekts. Bei **Betätigungs- und Rückmeldekabeln**, wie sie in älteren Triebwerkstypen häufig zum Einsatz kommen, sind es **ruckartige Bewegungen** die Fehlfunktionen eines Regelungssystems auslösen. Das gilt auch für **Bewegungszylinder** mit **schwergängigen Dichtungen**.

Lockern sich Schraubverbindungen unter Vibrationen, ist ebenfalls der Stick-Slip-Effekt im Spiel.

Bei Anstreifvorgängen löst der Stick-Slip-Effekt Schwingungen aus. Nach dem gleichen Prinzip bringt ein Geigenbogen eine Saite zum klingen. Auf diese Weise werden Rotorschaufeln beim Anstreifen am Gehäuse zu gefährlichen Schwingungen angeregt.

Vorteilhaft wird dagegen die schwingungsdämpfende Wirkung des Stick-Slip-Effekts genutzt, auch wenn dies nicht immer bewusst ist. Typisch ist die Dämpfung in den Auflagen von Schaufelfüßen (Bild 5.4.3.3-5 und Bild 5.4.3.3-6).

Verschleiß

Es kann der Eindruck entstehen: Die Fachbegriffe sind nahezu so komplex wie die Verschleißvorgänge selbst.

Belastungsspezifische Verschleißarten

Verschleißart	kennzeich- nende Belastungs- anordnung	Verschleiß- erscheinungen	Beispiele typischer Tr einsinnige Bewegung	iebwerksteile mit Verschleiß Schwingverschleiß (Fretting)
Gleitverschleiß	→ • î +	-Riefen -Rattermarken -Kaltverschweißen (Fressen) -Glättung -Rissbildung -Überhitzung	-Schaufelspitzen -Labyrinthspitzen -Einlaufbeläge -Schutzrohre flexibler Wellen und Betätigungskabel -Wälzlager (Skidding)	-Schaufelfüße -Steckverbindungen an Gasführungen und Brennkammern -Steckverbindungen an Wellen -Schubdüsenverstellung -Schubumkehrerbetätigung
Rollverschleiß Wälzverschleiß mit und ohne Schlupf		-Grübchen (Pitting) -Riffelbildung -Fressen -Riefen -Rissbildung	-Wälzlager -Zahnräder	-Schubumkehrerlager -Lager von Verstellungen -Zahnräder von Verstellungen -Schubdüsenverstellung
Stoßverschleiß		-Grübchen -Eindrücke -Rissbildung -Reibrost		-Schaufelfüße -Wälzlager (Brinelling) -Verriegelungen -Brennkammerhalterungen -Leitschaufelhalterungen -Bewegungsbegrenzer

alle Verschleißarten können bei oszillierenden Mikrobewegungen als Schwingverschleiß auftreten

Verschleißmechanismen

Verschleißmechanismen zwi	schen Berührungsflächen	Beispiele typischer verschleißbean- spruchter Triebwerkskomponenten
adhäsiver Verschleiß: -Haftverschleiß -Freßverschleiß (Kaltverschweißung)		-Anlageflächen von verspannten Wellen -Füße von Turbinen- und Verdichter- schaufeln
abrasiver Verschleiß: -Furchungsverschleiß -Kornverschleiß		-Lagersitze -Labyrinthe -Gleitteile an Schubdüsen
Ermüdungsverschleiß: Pittingverschleiß (Grübchenbildung)		Hämmerstellen an -Schaufeldeckbändern -Verriegelungen -Wälzlager (Brinelling)
Verschleiß mit -Diffusionssschichten -Anlegierung -Gefügeveränderungen		-Spielvergrößerung an Lagerbuchsen -Gleitschichten an Zylindern -Axialkolbenkraftstoffpumpen
Verschleiß mit -chemischen Reaktionen (Öle und Schmiermittel)		- Vielkeilverbindungen an Wellen
Bild 5.9.1-10		

Bild 5.9.1-10: Verschleißvorgänge an Kontaktflächen mit Relativbewegungen lassen sich nach unterschiedlichen Gesichtspunkten einteilen (siehe auch Lit. 5.9.1-2 und 5.9.1-3).

Einteilung der Verschleißarten nach der schädigenden Belastung:

Bei dieser Einteilung ist die Relativbewegung und der zeitliche Kraftverlauf kennzeichnend.

Gleitverschleiß :

Die Relativbewegung erfolgt gleichförmig, während eine konstante Kraft senkrecht und tangential zur Oberfläche wirkt. Der Verschleißmechanismus ist vorzugsweise abrasiv (siehe "abrasiver Verschleiß").

Roll- oder Wälzverschleiß:

Der Abwälzvorgang erzeugt eine schwellend pulsierende Kraft mit vollkommener Entlastung bei jedem Zyklus, die senkrecht auf der Verschleißfläche steht. Eine merkliche, schädigende Relativbewegung der Kontaktflächen erfolgt nicht. Der Schadensmechanismus beruht in erster Linie auf Schwingermüdung des Werkstoffs mit Rissbildung und Ausbrüchen der Oberfläche (Grübchen, Ermüdungs-Pittings)

Stoßverschleiß:

Die Kontaktflächen weisen keine Makrorelativbewegung zueinander auf. Die elastischen Verformungen in den Kontaktzonen erzeugen jedoch Mikrorelativbewegungen. Die Richtung der schwellenden Belastung steht senkrecht auf den Kontaktflächen. Im Gegensatz zum Wälzverschleiß erfolgt bei jedem Zyklus keine vollkommene Entlastung. Der Verschleißmechanismus ist durch die Schwingermüdung des Werkstoffs und/oder durch

Tribologie (Reibung und Verschleiß): Grundlagen

Schwingverschleiß (Fretting, Reibrost, siehe auch "adhäsiver Verschleiß") gekennzeichnet.

Einteilung der Verschleißvorgänge nach dem charakteristischen Schadensmechanismus:

Adhäsiver Verschleiß:

Die Schädigung erfolgt durch eine Mikroverschweißung der Kontaktflächen und erneutes Aufreißen. Die frischen Metalloberflächen sind sehr reaktiv und bilden Oxide und/oder Verbindungen mit den Umgebungsmedien wie Feuchtigkeit oder Schmiermittel. Man spricht dann auch von Reiboxidation. Die Richtung der pulsierenden Kräfte kann in einem beliebigen Winkel zur Kontaktfläche stehen. Dieser Verschleißvorgang kann auch bei "Stoßverschleiß" wirksam werden.

Abrasiver Verschleiß:

Dieser Verschleißtyp erfolgt in erster Linie durch eine einsinnige Relativbewegung der Kontaktflächen zueinander. Er tritt bevorzugt bei "Gleitverschleiß" auf. Dabei wirken Schneidvorgänge schädigend.

Ermüdungsverschleiß:

Der Schadensmechanismus entspricht dem Roll- oder Wälzverschleiß.

Verschleiß mit physikalischen Effekten und chemischen Reaktionen:

Durch die Erzeugung frischer Metalloberflächen und/oder hoher Reibtemperaturen können an den Kontaktflächen Diffusionsvorgänge und/oder chemische Reaktionen auftreten. Solche Reaktionen können den Verschleiß fördern. Durch Absenkung des Reibbeiwerts (Schmierwirkung), Härtesteigerung und/oder Verhinderung weiterer Mikroverschweissungen können Reaktionsprodukte auch verschleißschützend wirken.



Bild 5.9.1-11: Um eine anschauliche Vorstellung über den Verschleißabtrag zu geben, wird dieser hier für typische technische Komponenten und Vorgänge in Abhängigkeit vom <u>aufsum-</u> <u>mierten Verschleißweg</u> angegeben. Verschleiß durch ausgeprägte Reibkorrosion liegt typischerweise im Bereich von 0,01-1mm Abtrag pro km Verschleißweg (siehe auch Lit. 5.9.1-2). Es sei jedoch daran erinnert, dass ein Verschleißweg bei einsinniger Bewegung nicht mit der aufsummierten Bewegung eines oszillierenden Verschleißvorgangs verwechselt werden darf. Bei gleichen Verschleißbewegungen ist es einsichtig, dass der Verschleißabtrag mit dem Gesamtverschleißweg ansteigt und so ein Vergleich möglich wird.



Bild 5.9.1-12 (Lit. 5.9.1-5): Die Art und Menge der **Verschleißprodukte** kann je nach Werkstoff entscheidend von der **Flächenpressung** beeinflusst sein (Diagramme oben). Bei Versuchen ist deshalb auf betriebsnahe Flächenpressung zu achten.

Stähle zeigen eine besonders ausgeprägte Bildung von Oxiden (Fe_2O_3 und Fe_3O_4) mit unterschiedlichen Verschleißeigenschaften. In der Kontaktzone ist, entsprechend dem unteren Diagramm, bereits bei relativ niedrigen **Gleitgeschwindigkeiten** mit örtlichen Schmelztemperaturen zu rechnen. Wird die Grenzdicke der Oxidschicht durchbrochen, kommt es zum mechanischen Abtrag.





ben. Solche Verläufe erhält man aus Ölanalysen. Sie sind für die Abschätzung von Ge-

samt-, Restlebensdauern und Schadensrisiken

verschleißbeanspruchter Bauteile wichtig. Die Verschleißmechanismen zeigen einen charakteristischen Abtrag über der Zeit. Die dargestellten Kurven stellen lediglich den qualitativen zeitlichen Verschleißverlauf dar. Die absolute Höhe des Verschleißes ist willkürlich. Umgekehrt kann der zeitliche Anstieg der Verschleißpartikelmenge im Öl zusammen mit einer Untersuchung der Partikel (z.B. Zusammensetzung und Struktur im REM) wichtige Hinweise auf den Verschleißmechanismus und das betroffene Bauteil geben.

Bei der in der zitierten Literatur angegebenen Gleitermüdung (sliding fatigue wear) dürfte es sich um einen Verschleißvorgang handeln, bei dem Rauigkeitsspitzen durch Ermüdungsvorgänge abgetragen werden und damit der Abtrag mit der Zeit vermindert wird. Solche Verschleißvorgänge sind als Einlaufverschleiß bei Zahnrädern bekannt und treten als matte Bereiche außerhalb des Wälzkreises auf. Sie bedeuten in diesem Fall keine unzulässige Lebensdauerverkürzung.

In anderen Fällen kann Einlaufverschleiß auch als Hinweis auf ein Langzeitproblem dienen.

Abrasion und besonders Gleitverschleiß (siehe Bild 5.9.1-2) zeigen einen beschleunigten Schadensablauf. Diese Vorgänge führen zur Bildung abrasiver Verschleißprodukte oder zu geometrischen Veränderungen (z.B. Spielvergrößerung) die den Verschleißvorgang beschleunigen. Das bedeutet, dass das rechtzeitige Abfangen solcher Schäden nicht einfach ist.

Unter korrosivem Verschleiß dürfte es sich um einen Abtrag unter Korrosionsbedingungen handeln. So lange der korrosive Anteil überwiegt und keine schützenden (gegen weiteren korrosiven Angriff) oder schädigenden (z.B. stark abrasive) Reaktionsschichten entstehen, ist der lineare zeitliche Abtrag verständlich.

Tribologie (Reibung und Verschleiß): Grundlagen

Adhäsiver Verschleiß (siehe Bild 5.9.1-2) wird hier mit einem linearen Abrieb, d.h. gleichbleibender Verschleißrate, dargestellt. Der Abrieb entsteht durch Kaltverschweißungen (Fressen) und Aufreißen kleiner Bereiche der Zahnflanken. Ein derartiger Vorgang ist nur bei einer Überlastung (Durchbrechen des Ölfilms) oder bei Ölmangel zu erwarten.

Partikel aus Wälzermüdung (siehe Bild 5.9.1-2) an Zahnrädern treten in Getriebeölen erfahrungsgemäß plötzlich auf. Sie können den bevorstehenden Ausfall des Bauteils ankündigen. Rechtzeitige Maßnahmen sind dann kaum mehr möglich.

Im Gegensatz dazu wird meist bei der Laufbahnermüdung von Getriebewälzlagern ein Anstieg der Partikelmenge über längere Laufzeiten (abhängig von der Belastung) beobachtet. Dies ermöglicht eine rechtzeitige Schadenserkennung.

Die Erprobung eines komplexen Tribosystems wie eine PKW-Scheibenbremse lässt sich nicht durch Standard-Laborversuche ersetzen.



Bild 5.9.1-14 : In der Literatur findet man eine Vielzahl Prüfstände für tribologische 'Standardprüfungen'. Eine Bewertung der Ergebnisse bzw. des Tribosystems erfolgt durch Vergleich. Die Erfahrung zeigt, dass solche Versuchsergebnissse für ein spezifisches Betriebssystem, wenn nicht mit ausreichender Betriebserfahrung abgesichert, skeptisch zu betrachten sind.

Natürlich muss eine vergleichende Laborprüfung zunächst die vorher zu definierenden Kriterien abdecken. So ist es verständlich, dass Aussagen zum Verschleiß nicht unbedingt eine Minimierung der Geräuschentwicklung ermöglichen.

Das komplexe Zusammenwirken von Einflüssen wie Korrosion, Stillstandzeiten und Reibung kann trotz Laboroptimierungen eine Langzeit-Betriebserprobung notwendig machen.



Er ist in vielen Fällen für die Entstehung von Geräuschen bei der Montage und beim Abkühlen eines Motors oder einer Abgasanlage verantwortlich. Bekannte Effekte sind das Knacken von Heizungen bei Temperaturänderung oder das Knistern eines Auspuffs beim Abkühlen. Auch das Quietschen von Bremsen (Bild 5.9-7) ist ein Beispiel aus dem täglichen Leben. Es entspricht dem Quietschen von Gleitlagerungen oder dem Quietschen beim Einpressen von Passsitzen.

Von sicherheitsrelevanter Bedeutung sind jedoch andere Auswirkungen des Stick-Slip-Effekts. Bei **Betätigungs- und Rückmeldekabeln**, wie sie in älteren Triebwerkstypen häufig zum Einsatz kommen, sind es **ruckartige Bewegungen** die Fehlfunktionen eines Regelungssystems auslösen. Das gilt auch für **Bewegungszylinder** mit **schwergängigen Dichtungen**.

Lockern sich Schraubverbindungen unter Vibrationen, ist ebenfalls der Stick-Slip-Effekt im Spiel.

Bei Anstreifvorgängen löst der Stick-Slip-Effekt Schwingungen aus. Nach dem gleichen Prinzip bringt ein Geigenbogen eine Saite zum klingen. Auf diese Weise werden Rotorschaufeln beim Anstreifen am Gehäuse zu gefährlichen Schwingungen angeregt.

Vorteilhaft wird dagegen die schwingungsdämpfende Wirkung des Stick-Slip-Effekts genutzt, auch wenn dies nicht immer bewusst ist. Typisch ist die Dämpfung in den Auflagen von Schaufelfüßen (Bild 5.4.3.3-5 und Bild 5.4.3.3-6).

Literatur zu Kapitel 5.9.1

- **5.9.1-1** J.Grosch, "Schadenskunde im Maschinenbau", Kapitel 6.6, J.Föhl, "Grundvorstellungen über tribologische Prozesse und Verschleißschäden bei Maschinenelementpaarungen", Seite 283 und 284, Band 308 Kontakt & Studium, "Expert Verlag", 2. Auflage 1995, ISBN 3-8169-1202-8.
- **5.9.1-2** H.Uetz, J.Föhl, "Erscheinungsformen von Verschleißschäden", VDI-Berichte Nr. 243, 1975, Seite 143-156.
- 5.9.1-3 A.A. Bartel, "Reibkorrosion", VDI-Berichte Nr. 243, 1975, Seite 157-170.
- **5.9.1-4** W.T. Sawyer, Office of Naval Research (Code 463), Department of the Navy, Arlington, Virginia, "Proceedings of the 6 th Meeting of the Mechanical Failure Prevention Group", MFPG Technical Report No. 9, November 2-4, 1971.
- **5.9.1-5** J.W. Kragelski, "Reibung und Verschleiß", VEB Verlag Technik Berlin, 1979, Seite 269-291.
- **5.9.1-6** D.Wissussek, "Stick-Slip-Bewegungen (Ruckgleitungen)-Reibungsschwingungen", Institut für Konstruktionstechnik u. Kolbenmaschinen, Seite 1 und 2.
- **5.9.1-7** "Wärme braucht Platz!-Geräusche in Heizungsanlagen", Bundesverband der Deutschen Heizungsindustrie, Informationsblatt Nr. 13, Juli 2000, Seite 55-58.
- 5.9.1-8 H.J.Schwalbe, "Analyse des Tribosystems Bremsscheibe Belag mit Hilfe der Schallemissionsanalyse", DGZfP-Berichtsband 82-CD Vortrag 10, 14. Kolloquium Schallemission, 3'2003, Berlin, Seite 103-110.
- **5.9.1-9** "Reibwert / Verschleißwert Tabelle", Industrie-Reibbeläge M.I.C.K.E Brühmann, www.micke-bremsbelaege.de, Anfang 2010, Seite 1 und 2.
- **5.9.1-10** M.Pohl, "Werkstoffschäden durch Verschleiß", G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", 5. Auflage, DGM, Verlag Wiley-VCH, ISBN 978-3-527-30417-2, 2001, Seite 303-329.
- **5.9.1-11** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", 2. Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, ISBN 3-446-13416-6, 1982, Seite 146-196.
- **5.9.1-12** W.Hanibal, "Lehrveranstqaltung Konstruktionselemente 2 'Bremsen' ",Labor für konstruktion und CAE-Anwendungen, Fachhochschule Südwestfahlen, Iserlohn, Dezember 2006, Seite 1-21.
- **5.9.1-13** T.Poeste, "Untersuchungen zu reibungsinduzierten Veränderungen der Mikrostruktur und Eigenspannungen im System Bremse", Dissertation, TU Berlin, Januar 2005, Seite 1-42.



5.9.2 Kaltverschweißen ('Fressen')

Kaltverschweißen, wird auch als 'Fressen' bezeichnet, ist ein adhäsiver Verschleiß (Lit.5.9.2-1). Im Englischen kennt man dafür Begriffe wie galling, adhesive wear, scoring, scuffing und smearing (Lit.5.9.2-6). Es handelt sich um eine meist makroskopische Verschweißung sich berührender und gegeneinander bewegender metallischer Oberflächen, die unter merklicher Flächenpressung stehen. Die Bezeichnung Kaltverschweißung ist irreführend, da sie lediglich andeutet, dass sich die Werkstoffe bei der Verschweißung im festen Zustand befinden. Es kann sich dabei durchaus um erhöhte Temperaturen handeln. In Maschinen sind gewöhnlich die Betriebstemperaturen relevant. In der Literatur (Lit.5.9.2-7) findet man auch die Bezeichnung "Warmfressen". Diese können im Rahmen einer Schädigung wie einem heftigen Anstreifen weiter ansteigen. Der Definition des 'Fressvorgangs' über die Entstehung von Schmelzen (Lit.5.9.2-1) wird hier nicht gefolgt. Kennt man doch durchaus ähnliche Erscheinungen durch Adhäsion beim unvorsichtigen 'Anschieben' (Ansprengen) oder Trennen von Endmaßen. Hier kann es wegen der extremen Ebenheit und Glätte der Oberflächen bereits zu Fresserscheinungen kommen. Insbesondere liegt ein Zeiteffekt im angesprengten Ruhezustand vor. Dabei dürften selbst im Mikrobereich Anschmelzungen auszuschließen sein (Lit.5.9.2-10). In der Fertigungstechnik nutzt man die Kaltverschweißung beispielsweise zur Verbindung von Bauteilen durch Reibschweißen.

Fressen kommt in der Technik recht häufig vor. Typische Beispiele sind:

- Gleitvorgänge (Bild 5.9.2-1) bei Bremsen, Anstreifen von Labyrinthen, Anlaufvorgänge rotierender Komponenten.
- Mischreibung bei Zahnrad- und Schneckengetrieben, Schrauben und Muttern, Gleitlagern und Kolben (Bild 5.9.2-1)
- Fertigungsprozesse (Bild 5.9.2-2) wie Reibschweißen, Extrudieren pulvermetallurgischer Spritzmassen, Zerspanung (Eindrücken von Spänen, Spaneinwirkung an Werkzeugschneiden).
- Montage (Bild 5.9.2-5 und Bild 5.9.2-6):

Einschieben von **Passsitzen** Anziehen und Lösen von **Schrauben**. **Aufschrumpfen** und **Aufpressen** von Naben

Der **Schadensmechanismus** erfordert einen intensiven metallischen Kontakt der sich zueinander bewegenden Metallflächen. Dabei kommt es zu mehreren Effekten, die sich gegenseitig beeinflussen und verstärken können. Besonders wirksam sind

- Mechanisches Verhaken von Rauigkeitsspitzen.

- Diffusionsvorgänge zwischen den Metallgittern der Reibpartner.

Dabei kommt es zum wiederholten örtlichen Verschweißen und Aufreißen. Es steigt die Rauigkeit und es entsteht reaktiver Abrieb (Metallpartikel). Das verstärkt den Vorgang, wobei die Reibung extrem ansteigt. Selbst wenn es gelingt die Gleitflächen bzw. Bauteile wieder zu trennen, bleiben gefährliche Schädigungen zurück (Bild 5.9.2-2 und Bild 5.9.2-3):

- Riefen mit hoher Kerbwirkung.

- Mikrorisse und Gefügeänderungen mit Festigkeitsabfall.

- Zugeigenspannungen.

Selbst bei einer Nacharbeit (Glättung) ist für dynamisch hochbelastete Bauteile ein gefährlicher Abfall der **Schwingfestigkeit** nicht auszuschließen. Hat der Anstieg der Reibung unbemerkt die gewünschte Positionierung eines Bauteils verhindert (z.B Lagerring) oder wurde bei Schrauben die notwendige Vorspannung nicht erreicht, können schwere Betriebsschäden durch Lockerung oder Bruch die Folge sein.

Die Richtung der **Gleitbewegung** kann sowohl einsinnig sein als auch wechseln. Man kennt das Fressen einer durch den Betrieb (oxidiert bei erhöhter Betriebstemperatur, eingerostet) festsitzenden Schraube beim Versuch sie herauszuschrauben. Selbst ein Hin-und Herdrehen führt häufig zum Fressen und Bruch.

Voraussetzung ist also der metallische Kontakt. **Zwischenschichten** wie **Schmiermittel** oder **Oxidschichten** verhindern die Kaltverschweißung und müssen erst durchbrochen werden. Dies erfolgt besonders leicht bei blanken Oberflächen, wie sie für Neuteile typisch sind. Relativ weiche und duktile metallische Werkstoffe, die lediglich dünne schützende Oberflächen bilden, sind besonders fressgefährdet. Hierzu gehören

- Hochlegierte austenitische (korrosionsfeste) Stähle vom Typ Cr Ni 188,

- Nickellegierungen, sog. Superlegierungen wie sie in den Heißteilen von Turbinen (z.B. Beschaufelung) zur Anwendung kommen und
- Titanlegierungen.

Fressen wird durch das Zusammenwirken vieler **Einflüsse** begünstigt (Bild 5.9.2-4). Kennt man diese im jeweiligen Fall, sind gezielte **Abhilfemaßnahmen** (Bild 5.9.2-6) möglich.



Bild 5.9.2-1: Die Gefährdung eines Maschinenelements durch Kaltverschweißen ist oft nicht bewusst und wird deshalb bei der Auslegung nicht berücksichtigt. Das Bild zeigt typische Beispiele.

"A" Kolbenfresser: Typischer Schaden bei Verbrennungsmotoren (Lit. 5.9.2-4 und Lit. 5.9.2-9). Ursache ist meist eine Spielüberbrückung durch zu starke Erwärmung des Kolbens.

"B" Ventilfresser: Betroffen ist der Schaft von Ventilen nicht nur aus Verbrennungsmotoren (Lit.5.9.2-4). Auslöser ist ein Versagen der Schmierung, Spielüberbrückung durch Wärmedehnung und/oder Fremdpartikel.

Besonders Ventile in Regelungssystemen, die Medien wie Kraftstoff oder in chemischen Prozessen Gase und Flüssigkeiten zumessen, sind gefährdet. Das gilt besonders für reduzierende Gase. Diese weisen oft schlechte Schmiereigenschaften auf. Das gilt besonders, wenn korrosionsfeste aber zum Fressen neigende Werkstoffe wie CrNi-Legierungen oder Titanlegierungen zum Einsatz kommen.

Besonders in Evakuierungsanlagen von Vakuumsystemen kann eine fehlende Oxidschichtbildung Fressen gefährlich begünstigen.

"C" Fressen von **Betätigungskolben** und Hydraulik- und Pneumatiksystemen: Es gilt ähnliches wie bei "B". In Förderanlagen besteht die Gefahr durch Partikel die im Bewegungsspalt Fressen auslösen (Bild 5.9.2-3).

"D" **Gleitlager**: Hier steht als Auslöser Schmiermittelmangel bis zum Trockenlauf im Vordergrund. Auch Mischreibung unter ungewöhnlichen Anlaufbedingungen kann zu Fressen führen (Lit. 5.9.2-4).

"E" Schrauben und Muttern: Gerade hier tritt Fressen beim Anziehen oder Lösen besonders häufig und erfahrungsgemäß unerwartet auf, weil das Risiko nicht bewusst ist. Besonders gefährdet sind CrNi-Stähle und Titanlegierungen, aber auch Gewinde in Leichtmetalllegierungen (z.B. Motorengehäuse) mit üblichen Schraubenwerkstoffen (niedrig legierte Stähle). Um dies zu vermeiden, werden anwendungsspezifische Beschichtungen und Schmiermittel angewendet (Bild 5.9.2-6). Die extreme Neigung von Titanlegierungen zum Fressen schränkt deren Nutzung für Schrauben und Muttern stark ein.

"F" Schneckengetriebe sind für Fressschäden (Lit. 5.9.2-8) empfindlich. Bestehen Schnecke

und Rad aus Stahl, führt Fressen gewöhnlich zum Totalausfall. Besteht ein Element aus Bronze ist im günstigen Fall ein 'Ausheilen' zu beobachten.

"G" Getriebezahnräder: An tragenden Zahnflanken kann bei Schmierstoff mit nicht ausreichender Tragfähigkeit, Schmiermittelmangel, Überlastung und Fremdpartikel Fressen auftreten. Gewöhnlich handelt es sich um radial verlaufende Riefen (Lit. 5.9.2-7). Weit fortgeschrittene Fressschäden können auch in großen Ausbrüchen auf den Zahnflanken enden (Lit. 5.9.2-6 und Lit. 5.9.2-9).

Bild 5.9.2-2: Weniger bekannt ist das Auftreten von **Fressschäden** im Rahmen von **Fertigung** und **Montage**.

Fertigung: Bei der Zerspanung (Bohren, Skizze oben rechts, Drehen und Fräsen) kann es durch unzureichende Späneabfuhr zum Fressen zwischen Spänen, Werkzeug und Werkstück kommen. Auch der Kontakt zwischen Werkzeughalter und Werkstück ist gefährlich. In allen Fällen ist mit einer tiefergehenden Schädigung zu rechnen. Sie schließt eine wirksame Nacharbeit bei zu wenig Aufmaß aus. Verbleiben Schädigungen wie Mikrorisse (Detail oben links), Gefügeveränderungen (Detail oben rechts) mit Festigkeits- und Härteabfall und Zugeigenspannungen ist mit Schwingbrüchen im späteren Betrieb zu rechnen.

Auch das Positionieren der Werkstücke, z.B. durch **Passsitze** kann beim Einschieben zu Fressriefen führen (Skizzen unten).

Montage: Auch hier besteht beim Zusammenschieben von Passsitzen, insbesondere beim Aufschrumpfen die Gefahr einer Fressschä-



digung, die ohne den Auseinanderbau nicht zu erkennen ist. Wird ein axiales Anliegen der Teile an den vorgesehenen Flächen verhindert kann die Funktion bedenklich beeinträchtigt sein. Beispielsweise bei Festlagern, wo eine **Verspannung** durch fehlerhaftes Aufschrumpfen zur **Überlastung** im Betrieb führt (Bild 5.9.2-5).



Bild 5.9.2-3 (Lit.5.9.2-1): Den eigentlichen **Fressvorgang** zeigt Skizze "C" mit wiederholtem örtlichen Verschweißen durch Adhäsion und Trennen.

Um zu Verschweißen ist ein metallischer Kontakt notwendig. Voraussetzung ist das Durchbrechen der immer vorhandenen dünnsten Oberflächenschichten. Sie bestehen aus Oxiden von Legierungsbestandteilen des Grundmetalls und adsorbierten Atomen.

Diese Schichten können von den anderen skizzierten Mechanismen ("A" bis "E") zerstört und durchbrochen werden. Vorzugsweise wird der **weichere Werkstoff plastisch verformt**, herausgerissen und auf den härteren Werkstoff geschmiert (",B"). Weit fortgeschritten führt dies zur Bildung von Verschleißpartikeln. Sie können den Vorgang mit der Schädigung schützender Schichten weiter verstärken. Im Extremfall kommt es besonders bei Gleitpaarungen mit ähnlichem Schmelzpunkt zu wachsenden Anschmelzungen und flächigen Verschweißungen bis zur Blockade des Gleitsystems. Niedrig schmelzende Werkstoffe können makroskopisch als Schmelze aus dem Gleitspalt treten (z.B. bei Gleitlagern).



Bild 5.9.2-4: Kaltverschweißen/Fressen wird von vielen in Kombination wirkenden Effekten beeinflusst:

Werkstoffe: Besonders gefährdet sind Paarungen "ähnlicher Werkstoffe" (Lit. 5.9.2-1). Je größer die 'metallurgische Verträglichkeit'

(Löslichkeit), umso größer die Fressneigung. Diese, bzw. die Neigung zur Adhäsion, wird somit von einem großen Härteunterschied gemindert. Bei einem solchen Verhalten ist ein Tribosystem aus zwei Elementen des gleichen Werkstoffs mit niedriger Fließgrenze bzw. niedriger Härte als besonders fressempfindlich zu betrachten. Dies bestätigt auch die Erfahrung. Ein entsprechendes Tribosystem findet man bei Verschraubungen mit Schrauben und Muttern aus austenitischen CrNi-Stählen (Typ CrNi 188) sowie Zahnradpaaren aus hochfesten Titanlegierungen (Bild 5.9.2-6). Die technische Anwendung dieser Systeme erfordert besondere Maßnahmen wie Schichten und/oder Schmierstoffe, um die Fressneigung auf ein akzeptables Maß zu unterdrücken. **Belastung**: Von entscheidender Bedeutung ist die Flächenpressung. Ist sie ausreichend niedrig, kommt es bei gleitenden Relativbewegungen nicht zum Fressen (Diagramm unten links). Steigt sie an, liegt das 'Verschleißhöher niveau' deutlich und kann tribosystemspezifisch mit der Gleitgeschwindigkeit stark schwanken. Bild 3.9-6 zeigt die Abhängigkeit der Oxidbildung von der Flächenpressung und deren Auswirkung auf den Verschleiß.

Natürlich steht die Flächenpressung in engem Zusammenhang mit der **Ebenheit und Maß**toleranz der Kontaktflächen. Kommt es nur örtlich zur Anlage, kann hier leicht Fressen eintreten, auch wenn die mittlere Flächenpressung, bezogen auf die gesamte Kontaktfläche, ausreichend niedrig erscheint.

Auch die Zeit in der die Flächenpressung wirkt und der Verlauf bei zeitlicher Veränderung (z.B. Bremsen), insbesondere einer dynamischen Belastung, ist von Bedeutung. Dabei spielen Reaktionen an der Oberfläche (z.B. Oxidation oder mit einem Gleitmittel) eine Rolle (Bild 5.9.2-6). Wichtig ist auch, ob Abrieb aus dem Gleitspalt transportiert wird oder sich ansammelt. In diesem Fall erhöht sich die Flächenpressung bei einem Druckaufbau im Schmierspalt weiter. Gleit-/Relativgeschwindigkeit: Von ihr ist der Verschleiß stark abhängig (Diagramme unten, Lit. 5.9.2-3). Tendenziell steigt er gewöhnlich mit der Gleitgeschwindigkeit an. Dabei kann er jedoch starken Schwankungen unterliegen (Diagramm unten links). Die Auswirkung der Gleitgeschwindigkeit lässt in Bild 5.9.2-6 bei Stählen auf die Bildung unterschiedlicher Oxide und damit auf die Abhängigkeit des Verschleißes schließen. Es dürfte sich um Bereiche handeln, in denen sich Oxidation, Reaktionen mit einem Schmiermittel und Auflagebedingungen verändern. Die zeitliche Änderung der Gleitgeschwindigkeit ist ebenfalls von großer Bedeutung. Typisches Beispiel ist Schwingverschleiß (Fretting, Kapitel 5.9.3). Umgebung: Die Umgebung und Form von At-

mosphäre, Verunreinigungen und Temperatur spielen eine große Rolle. Besonders bei trockener Reibung beeinflusst sie die Bildung von Oxiden und damit entscheidend die Fressneigung bzw. den Reibbeiwert. Auch die Eigenschaften von Schmiermitteln können sich durch Umgebungseinflüsse verändern (z.B. Altern). So steigt beispielsweise der Reibbeiwert bei MoS_2 - haltigen Schmiermitteln extrem an wenn Feuchtigkeit Zutritt hat.

Korrosive Atmosphäre, z.B. durch Meersalz oder Industriegase, macht die Veränderungen des Tribosystems noch komplexer.

Zwischenschichten können von Schmiermitteln gebildet werden oder auf chemischen Reaktionen mit diesem und/oder der Umgebungsatmosphäre beruhen (Oxidation, Korrosion). Sie spielen eine entscheidende Rolle für das Fressverhalten eines Tribosystems. Eine eingerostete Schraube lässt sich oft nur noch mit dem Risiko des Fressens herausdrehen. Um dies zu minimieren, werden Kriechöle ('Rostlöser') verwendet, die mit den Oxiden reagieren.

Kontaktflächen: Ihr Einfluss steht im Zusammenhang mit den angesprochenen anderen Einflüssen. So hängt die örtliche Flächenpressung von der Ebenheit ab. An Auflagepunkten steigen Flächenpressungen extrem an, zerstören



etwaige Gleit- bzw. Trennschichten und lösen Fressen aus. Andererseits können Vertiefungen Abrieb aufnehmen und/oder als Schmiermittelreservoir dienen. Beides kann Fressen erschweren. Diesen Effekt kann man sich durch Kugelstrahlen zu Nutze machen,

Bild 5.9.2-5: Kaltverschweißen/Fressen kann auf direktem und indirektem Weg schädigend wirken

Fressriefen: Besonders gefährlich ist die **Kerbwirkung**. Deshalb ist mit einem deutlichen **Schwingfestigkeitsabfall** zu rechnen. Dieser kann von **Gefügeschädigungen** und induzierten **Zugeigenspannungen** unterstützt werden. Während der Relativbewegung entstehen **Mikrorisse** in verschobenem Material (Lit. 5.9.2-1) und in durch Verfestigung versprödeten Zonen. Dies kann sich umso mehr auswirken, je höher das Spannungsniveau im geschädigten Bauteil ist. Gerade in **Bohrungen** hochbelasteter Bauteile besteht Riss- und Versagensgefahr. Sie sind gewöhnlich bestimmend für die zyklische Lebensdauer. Das gilt auch für Nabenbohrungen rotierender Bauteile. Hier ist dies eine hochbelastete Bauteilzone. Fressen kann bereits in der Fertigung (z.B. bei Spänestau) erfolgen. Auch bei der Montage durchführender Bolzen/Schrauben, Wellen und Achsen. Insbesondere beim eventuellen Aufschrumpfen besteht Fressgefahr. Dabei ist besonders problematisch, dass diese Flächen nach der Montage nicht mehr prüfund einsichtbar sind. Deshalb ist umso mehr auf einen ungewöhnlichen Anstieg der Fügekraft zu achten.

Reibungsanstieg: Der Reibungsanstieg kann bei einem Montagevorgang dazu führen, dass Passsitze nicht wie vorgesehen an entsprechenden Bunden anliegen. Das kann unterschiedliche schadensauslösende Auswirkungen haben: - Lockerung des Sitzes mit Unwuchten oder Umlaufen der Nabe auf der Welle. Erfahrungsgemäß kann die Folge **extremer Verschleiß mit gefährlicher Schwächung tragen**-

der Querschnitte sein. Bei schneller Rotation kann sich die Welle bis zum Schmelzen und Bruch aufheizen. Mit ähnlichen Schäden ist zu rechnen, wenn die nicht anliegende Nabe auf der Welle durch eine Mutter axial verspannt ist und diese Verspannung nachlässt.

Gefährlich ist auch, wenn Fressen die Reibung im Gewinde einer Schraube/Mutter unzulässig ansteigen lässt. Der so verschlechterte Schraubenwirkungsgrad kann dazu führen, dass mit einem vorgeschriebenen Anzugmoment die notwendige Vorspannung nicht erreicht wird. Damit besteht bei dynamischer Beanspruchung die Gefahr einer Schwingüberlastung.

Bild 5.9.2-6: Das Risiko von **Fressschäden** lässt sich bereits vom **Konstrukteur** vorbeugend vermeiden. Wichtig ist, dass bei **Fertigung** und **Wartung** die Voraussetzungen entsprechend der Auslegung dafür geschaffen und über die gesamte Bauteillebensdauer gewährleistet sind.

Werkstoffkombination: Natürlich sollten die Werkstoffe möglichst wenig Fressneigung aufweisen. Der in der Literatur immer wiederkehrende Hinweis ähnliche, insbesondere gleiche Werkstoffe der Paarung zu vermeiden, ist in der Praxis wenig hilfreich. Betrachtet man das Beispiel einer Schraube für hohe Betriebstemperaturen (Oxidation, Zeitstandverhalten) oder aggressive Substanzen (Chemische Industrie) bieten sich in erster Linie für Schraube und Mutter austenitische Stähle und Nickellegierungen an. Diese relativ weichen, zähen Werkstoffe weisen im Neuzustand keine ausreichende Oxidschicht auf, um bei den zu erwartenden Flächenpressungen im Gewinde ein Fressen sicher zu vermeiden. Dazu kommt es erfahrungsgemäß bereits beim Anziehen. Eine solche Schraube ist gewöhnlich unbrauchbar und muss aufwändig entfernt (Ausbohren) werden. Um dies zu vermeiden, ist eine kostengünstige Maßnahme durch eine Wärmebehandlung an Luft im vorgesehenen Betriebstemperaturbereich über ca. 1 Tag eine optimale Oxidschicht zu erzeugen (Voroxidieren). Diese dürfte in vielen Fällen, zusammen mit einem geeigneten Schmiermittel ausreichen, um Fressen zu vermeiden.

Ein weiterer Schritt ist die **Beschichtung** von Mutter und/oder Schraube. Gewöhnlich kommt Silber zum Einsatz. Dies wirkt als Schmierung, vermeidet Fressen und erleichtert auch den späteren **Ausbau**. Problematisch ist jedoch die Neigung zu **LME und SMIE** (Kapitel 5.8) gerade bei den erwähnten fressempfindlichen Werkstoffen. Darüber hinaus kann Silber bei erhöhten Temperaturen durch **Diffusion** und Unterstützung von **Sulfidation** (Kapitel 5.6.1.4) zum Versagen der Bauteile führen. Das dürfte der Grund sein, wenn man in Flugtriebwerken keine versilberten Schrauben im Heißteilbereich findet. Sein Einsatz ist also vom Konstrukteur kritisch abzuwägen.

Titanlegierungen, auch hochfeste, neigen extrem zum Fressen. Dies ist ein Grund, warum sich diese Werkstoffe auch in teuren Aggregaten wie Getrieben von Rennwägen oder Fluggeräten zur Minimierung des Gewichts nicht durchsetzen konnten. Zwar kommt es zur vereinzelten Anwendung von elektrooxidierten Schrauben oder Nitrierschichten (TiN) in Kombination mit geeigneten Schmiermitteln, doch dies ist sehr begrenzt. Diese äußerst harten und wenige µ dünnen Schichten können an örtlichen Auflagen ausbrechen, weil der Grundwerkstoff relativ weich ist und sich plastisch verformt. Diese Schichtpartikel sind in der Lage, Adhäsionsverschleiß bis zum Fressen und abrasiven Verschleiß auszulösen. Problematisch ist nicht nur der Anziehvorgang, sondern auch das Lösen. Hier kann der Betrieb die Fressneigung noch unterstützt haben, sodass mit einem Verlust des kostenintensiven Bauteils zu rechnen ist.

Auch Schrauben aus **Al-Legierungen** (z.B. AlMgSi 1, Bild 3-14) neigen zum Fressen.

Montage: Die Praxis zeigt, dass sich beim Anziehen oder Lösen von Schrauben mit Erfahrung und Geschick Fressen vermeiden lässt. Dabei wird die Schraube vorsichtig schritt-



weise hin- und hergedreht ohne ein gefühlsmäßig kritisches Moment zu überschreiten. Nur nach Art und Produkt vorgesehene Schmiermittel verwenden. Grundsätzlich ist auf unbedenkliche reibungsbedingte **Montagekräfte** (Aufschieben, Anzugsmoment) zu achten. Die **Anlage an Begrenzungsflächen** ist zu gewährleisten.

Bewährt haben sich Kombinationen aus einer Strukturierung der Gleitflächen und lackartigen Gleitschichten (z.B. Grafit). Sehr bewährt (Titanlegierungen, Kapitel 3.9.2) sind Kugelstrahlflächen die mehrere Vorteile erwarten lassen:

- Reservoir für Gleitschichten.
- Aufnahme von Abrieb.
- Verfestigung der Oberfläche.
- Günstige Krafteinleitung im Mikrobereich.

Literatur zu Kapitel 5.9.2

- **5.9.2-1** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", 2. Auflage, Carl Hanser Verlag München Wien, 1982, Seite 146-149.
- **5.9.2-2** "Grundlagen der Werkstoffeigenschaften, Abschnitt "Verschleiß", VO 308.087, Institut für Werkstoffkunde und Materialprüfung, TU Wien, Seiten VO 11/1 bis VO 11/28.
- 5.9.2-3 J.Grosch, "Schadenskunde im Maschinenbau", Kapitel 6.6, J.Föhl, "Grundvorstellungen über tribologische Prozesse und Verschleißschäden bei Maschinenelementpaarungen" und 6.7 "Schadensbilder bei Verschleißbeanspruchung- Verschleißschäden durch abrasive und erosive Beanspruchung", Band 308 Kontakt & Studium, "Expert Verlag", 2. Auflage 1995, ISBN 3-8169-1202-8.
- **5.9.2-4** E.Greuter, "Motorschäden, Schäden an Verbrennungsmotoren und deren Ursachen", Vogel Buchverlag, ISBN 3-8023-1515-4, 1. Auflage 1994, Seiten 24-36, 166-177, 210.
- 5.9.2-5 G.Lange, "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle", Kapitel von M.Pohl, "Werkstoffschäden durch Verschleiß", Seite 303-329, Verlag Wiley-VCH, 5. Auflage, 2008, ISBN 978-3-527-30417-2.
- **5.9.2-6** "Metals Handbook, Ninth Edition", Volume 11 "Failure Analysis and Prevention", Verlag "American Society for Metals" (ASM), 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seiten 5, 158, 366-367, 586-601, 469, 542.
- **5.9.2-7** G.Niemann, H.Winter, "Maschinenelemente, Band 2", 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2003, ISBN 3-540-11149-2, Seiten 131-137.
- **5.9.2-8** G.Niemann, H.Winter, "Maschinenelemente, Band 3", 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2004, ISBN 3-540-10317-, Seiten 64, 72
- **5.9.2-9** E.J.Pohl, R.Barak, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbetrieb", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin, 1964, Seiten 73-78, 108, 197.
- 5.9.2-10 "Endmaß", Wikipedia (freie Enzyklopädie), Oktober 2009, Seite 1-3.



Mit dem **Trend** im allgemeinen Maschinenbau **zum Leichtbau** (Kapitel 3) steigt das **Spannungsniveau** und damit die **elastischen Verformungen**. Die Folge unterschiedlicher Dehnungen gefügter Komponenten sind **Mikrobewegungen an Kontakt-/Aufliegeflächen** (Bild 5.9.3-1). Damit gewinnt Schwingverschleiß an Bedeutung.

Schwingverschleiß umfasst weitere Begriffe wie, Reibkorrosion, Reibrost, Edelrost, Druckrost, Passungsrost, Passflächenkorrosion, Tribokorrosion, im Englischen fretting, fretting-corrosion, wear oxidation, contact erosion, false brinelling, formation of cocoa, im Französischen corrosion du frettage.

Unter **Schwingverschleiß** wird im Folgenden ein **Reibverschleiß** verstanden, der zwischen oszillierenden Kontaktflächen auftritt. Schwingverschleiß kann sowohl mechanischen Verschleiß (Geometrie- bzw. Volumenverschleiß) als auch chemische Reaktionen mit den Umgebungsmedien (Korrosion, Oxidation) und Werkstoffschädigungen auslösen. Diese können die örtliche Festigkeit in der Verschleißzone, insbesondere die **Schwingfestigkeit** deutlich absenken. Der Begriff "**Reibrost**" (Bild 5.9.3-2) wird gewöhnlich dann gebraucht, wenn es sich zumindest bei einem Reibpartner um eine Eisenbasislegierung handelt. Schwingverschleiß tritt jedoch bei jeder Werkstoffkombination auf, insbesondere auch bei den metallischen Werkstoffen. **Titanlegierungen** zeigen einen besonders starken Abfall der Schwingfestigkeit (Bild 5.9.3-4).

Schwingverschleiß unterscheidet sich in seinem Mechanismus häufig erheblich vom Gleitverschleiß mit einsinniger Bewegung (siehe auch Bild 5.9.1-10). Schlüsse aus den Erscheinungen (Bild 5.9.3-3) beider Verschleißarten sind daher nicht als jeweils für die andere Verschleißart gültig anzusehen. Insbesondere sind Korrosions- und Oxidationseinflüsse beim Schwingverschleiß besonders ausgeprägt.

Wie bereits erwähnt, sind gerade bei hoch belasteten und deshalb elastisch verformten Maschinen viele Komponenten (Bild 5.9.3-1) von Schwingverschleiß betroffen. Dies liegt in erster Linie an den konstruktiven Besonderheiten, die, bei möglichst niedrigem Gewicht, höchste Übertragungsleistungen bzw. -kräfte gewährleisten müssen. Dadurch kommt es zu hohen elastischen Verformungen, die, bei unterschiedlichen Elastizitäten der lösbar gefügten Komponenten, zu Relativbewegungen der Kontaktflächen führen. Die hohe dynamische Belastung der nicht selten filigranen elastischen Komponenten und/oder zeitliche Temperaturänderungen mit großen Gradienten begünstigen dynamische Relativbewegungen. Hierzu tragen die den jeweiligen Betriebsbeanspruchungen optimal angepassten unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften wie Elastizitätsmodul und Wärmedehnverhalten der Komponenten bei.

Verschleißarten und typische Schädigungen:

Eine Schädigung durch Schwingverschleiß kann auf Grund spezifischer Verschleißmechanismen in sehr unterschiedlichen Formen auftreten (Bild 5.9.3-2).

- Abtrag (Bild 5.9.3-1 und Bild 5.9.3-7) durch Abrasion, Oxidation bzw. Korrosion.
- Abfall der Schwingfestigkeit (Bild 5.9.3-8) durch Ermüdungsschädigung mit Schwingrissbildung.
- Ermüdungsausbrüche (Ermüdungspittings) an Wälzflächen (Bild 5.9.3-1).
- Mikro- und Makroverschweißung gegeneinander oszillierender Flächen (Bild 5.9.3-2).

Besonders bei Stählen (Bild 5.9.3-2) bedarf es besonderer Erfahrung und Fachkenntnis, die Größe der schadensbeeinflussenden Verschleißparameter aus dem Verschleißbild richtig abzuschätzen.

Der zeitabhängige Verlauf des Abtrags ist charakteristisch für den Verschleißmechanismus (Bild 5.1-1 und Bild 5.9.1-13).

Bild 5.9.3-1: Schwingverschleiß tritt an vielen Elementen des Maschinenbaus auf. In diesem Bild sind typische Beispiele für Maschinenelemente zusammengestellt. Sie sollen den Konstrukteur für die Problematik sensibilisieren. Es ist damit zu rechnen, dass die Häufigkeit dieser Schädigung mit dem Trend zum Anstieg der Belastung bei Gewichtsminimierung zunimmt. Die erhöhte Auslastung der Werkstofffestigkeit führt zu entsprechend größeren elastischen Verformungen. Aus den Steifigkeitsunterschieden der Komponenten gefügter Bauteile ergeben sich Mikrobewegungen. Der Konstrukteur kann diesen Schäden vorbeugen, indem er die Geometrie der Übergänge der Kontaktflächen geeignet gestaltet und so Kerbwirkungen minimiert.

Durch die Dehnungszyklen unter Drehzahl und Temperaturänderungen (insbesondere beim Start-/Abstell-Vorgang) und Schwingungen (z.B. Biegeschwingung des Rotors) kann es so, besonders in hochbeanspruchten Zonen rotierender Bauteile, zum Abfall der Schwingfestigkeit und einer deutlichen Verkürzung der Lebensdauer kommen.

"A" Lagerschalen in einem Pleuel: Dieses Problem (Lit. 5.9.3-23) findet man besonders bei Hochleistungsmotoren wie sie im Rennsport zum Einsatz kommen. Zwischen den dünnen Lagerschalen und dem zur Gewichtsminimierung 'filigran' gestalteten Pleuel entstehen an der Auflage Mikrobewegungen. Da hier der Luftzutritt gewöhnlich erschwert ist, erscheint die Schädigung metallisch blank und wird oft als 'Kneifstelle' bezeichnet (Bild 5.9.3-2). Makro-



Skopisch ist sie mit einer Anschmeizung durch Stromdurchgang zu verwechseln. Sie setzt die Schwingfestigkeit in Lagerschale und Pleuel deutlich herab. So können Schwingbrüche ausgelöst werden. Besonders kritisch sind Pleuel aus hochfesten **Titanlegierungen** die einen Schwingfestigkeitsabfall bis zu 70 % erleiden können (Bild 5.9.3-7). Eine bewährte Abhilfe, auch bei Stählen, ist das Kugelstrahlen des Pleuels an der Auflage. Es sei erwähnt, dass sich Kugelstrahlen auch an Gelenkersatz aus Titanlegierungen bewährt hat. Auch für Stähle sind diese Maßnahmen geeignet. Hier ist die Temperaturgrenze nicht gegeben. Auch Beschichtungen (Silber, Kupfer) haben sich bewährt. Bei Titanlegierungen ist jedoch zu gewährleisten, dass keine Betriebstemperaturen über 200 °C auftreten (Bild 5.8.2-2).

"B" Nabensitze: Häufig ist die Nabe gegenüber Biegung deutlich steifer als die Welle (Bild 5.9.3-6). Das führt an den Kanten zu Schlupf (Lit. 5.9.3-21 und Lit. 5.9.3-22). Steigt die Reibung durch Ansammlung von Verschleißprodukten (Sprengwirkung) erhöht sich die kritische Belastung an dieser Stelle während der Betriebszeit. Sie entspricht also nicht mehr der Auslegung. Es handelt sich um eine Kombination aus Biegung und Schub, die sog. Anstrengung. In Zusammenwirkung mit der Formkerbe des Nabenübergangs zur Welle entsteht eine dynamisch hochbelastete Zone an der sich Schwingbrüche bilden.

"C" Kolbenringe und Ringnuten: Oszillierende Bewegungen zwischen Nut und Ring führen nach langen Laufzeiten zu Verschleiß an beiden Komponenten, insbesondere auf der Nutseite. Starker Verschleiß entsteht durch zusätzliche Einflüsse wie ungünstige Spiele und Fremdpartikel (Lit.5.9.3-23).

"D" Vielkeilverzahnungen: Es handelt sich um ein typisches, von Schwingverschleiß hochbeanspruchtes Bauteil (siehe auch Bild 5.9.1-12 und Bild 5.9.1-13). Schäden sind vergleichsweise häufig (Lit. 5.9.3-24 und Lit. 5.9.3-25). Sie werden begünstigt von:

- Fluchtungsfehlern,
- ungenügender Schmierung,
- ungünstigen Materialpaarungen,
- Korrosion und

- Verunreinigungen wie Fremdpartikel. Diese Einflüsse können sich auch gegenseitig verstärken. Im Extremfall wird die Verzahnung so weit abgetragen, dass sie außer Eingriff kommt und die Kupplung versagt.

"E" Sitze und Laufflächen von Wälzlagern: Ein nicht ausreichend robust ausgelegter Lagersitz kann sich im Betrieb durch Schwingverschleiß lockern. Das gilt natürlich auch bei Montageproblemen. Rotiert der Lagerring auf der Welle, besteht durch Verschleiß und Wärmeentstehung die Gefahr eines Wellenbruchs.

Für Schwingverschleiß sind Lager die direkt auf einer Welle aus einer **Titanlegierung** sitzen besonders anfällig. Sie neigen erfahrungsgemäß gerade **unter Öl zu sehr schnellem Abtrag**.

Zwischen Wälzkörpern und Laufbahnen kann es bei Vibrationen im Stillstand zu Schwingverschleiß an den Auflagen kommen (engl. 'False Brinelling'). Dieser scheinbar harmlose, flache Verschleiß kann besonders bei hochtourigen Lagern in Turbomaschinen im Betrieb Ermüdung der Lagerlaufbahn auslösen.

Bild 5.9.3-2: Erscheinungsformen der Reibkorrosion (Lit 5.9.3-3) bei ferritischen und martensitischen Stählen. Unter Einwirkung von Ölen, Schmierfetten und Gleitschichten liegen Bedingungen für Mischreibung vor. Einige der dargestellten Effekte treten auch bei anderen metallischen Werkstoffkombinationen auf. Eine wichtige Rolle spielen Reaktionen mit den Umgebungsmedien wie der Atmosphäre, Olen und Fetten. Werkstoffe die korrosionsfeste Reaktionsschichten bilden (z.B. Ti-Legierungen) neigen eher zu Freßstellen, Mikrogrübchen, Rissbildung und Welligkeit. Einen wichtigen Einfluss haben die Abriebprodukte (Bild 5.9.3-3). Sie verändern das Aussehen des Schadens und führen damit leicht zu Fehldeutungen (z.B. Verwechslung mit Anlauffarben). Damit werden falsche Rückschlüsse auf die Betriebstemperaturen begünstigt. Von besonderer Bedeutung ist, dass Abrieb die Verschleißbedingungen mit der Zeit verändert. Häufig führt die Volumenzunahme der

Besonders bei Stählen tritt Reibkorrosion (fretting) in vielfältigen Erscheinungsformen auf.

Erscheinungsformen der Reibkorrosionsarten (nach Bartel)

Bezeichnung	Schadensbild (schematisch)	Zustand
Graufleckigkeit durch Mikrogrübchen. Flächen unterschiedlicher Größe		trocken
Welligkeit (ondulations), teilweise metallisch blank, glatt		Öle/Fette
Grübchenbildung durch örtliche Anhäufung von Abrieb, Verdichtungszonen		trocken, Öle/Fette
Aufrauungen in Form regelmäßiger Verwalkungen. Plastische Verformungen mit Ansammlungen von Abreibpulver		trocken, Öle/Fette
turmartiges Aufwachsen einzelner stark verfestigter Kontaktpunkte von pastösem Abrieb	XK	Öle/Fette
nickelartig aussehende Kneifstellen bei Sauerstoffarmut		trocken
Bruch von Maschinenteilen über fortschreitende Rissbildung		Öle/Fette
Kratzer /Freßstellen (engl. scuffing)		Öle/Fette
Lackschichtenentstehung, dünn gelb bis gelbbraun, Verlust der Maßhaltigkeit. Schwergängig (Quellung), Blockierung		Öle/Fette
Fresser, Heißläufer und Totalschaden durch Verstopfen ölführender Zonen infolge Passungsrost		Öle/Fette
Bild 5.9.3-2		

Reaktionsprodukte des Abriebs zum Klemmen oder gar dem Sprengen von Passungen (Passungsrost) und Steckverbindungen. Typisch ist z.B. ein Festsitzen von Gleitflächen z.B. bei MoS₂-haltigen Gleitlacken in Meeresatmosphäre (Salzwasser). Können die Reaktionsprodukte aus dem Verschleißbereich

treten (z.B. durch Auswaschen oder Ausstauben) kommt es zur Lockerung von Festsitzen (z.B. bei Wälzlagerinnenringen und Kugelgelenken, Bild 5.9.3-1).

Schwingverschleiß (Fretting)



Bild 5.9.3-3 (Lit 5.9.3-15): H.Klingele hat in diesem Bild den typischen Mechanismus von "Schwingverschleiß" (Fretting) dargestellt. Anfangs entstehen im Mikrobereich unter der oszillierenden Relativbewegung der Kontaktflächen Verschleißpartikel durch Abrasion, Schwingermüdung und Materialübertrag (Kaltverschweißung/"Fressen"). Bei der örtlichen Zerstörung von Deckschichten bilden sich zusätzlich feinste Oxidpartikel. Die Oxidation der frisch entstandenen metallischen Oberflächen wird durch die Reibungswärme unterstützt. Frische Metalloberflächen dieser Partikel reagieren sofort mit den Umgebungsmedien wie **Feuchtigkeit**, **Schmiermittel** und **Luft**. Partikel bzw. Reaktionsprodukte werden im Kontakt-spalt zerrieben und verändern sich dabei weiter durch chemische Reaktionen, versintern und verdichten. Sie werden in die Flächen eingedrückt und bestimmen bzw. **verändern den Tribokontakt**.

Typische Schadensbilder dieses Vorgangs zeigt Bild 5.9.3-2.


Bild 5.9.3-4: Eine wichtige und häufige Schädigung bei Schwingverschleiß (Fretting) ist der Abfall der Schwingfestigkeit. Von der geschädigten Oberfläche gehen Schwinganrisse bzw. Schwingbrüche aus.

Ermüdungsrisse bei Wälzermüdung, die zum Ausbrechen örtlicher Bereiche der Kontaktzonen (Ermüdungspittings, Ermüdungsgrübchen) führen, bilden sich dagegen üblicherweise unterhalb der Oberfläche.

Die metallischen Werkstoffe sind durchaus unterschiedlich empfindlich, was den Abfall der Schwingfestigkeit bei Schwingverschleiß betrifft. **Stähle** können als relativ unempfindlich gelten, während hochfeste **Titanlegierungen** einen **Abfall der Schwingfestigkeit auf bis zu 30** % erleiden können. Dies bedeutet eine Lebensdauerreduzierung bis zu mehreren Zehnerpotenzen. **Bild 5.9.3-5:** Der Schwingverschleiß eines Tribosystems bzw. die durch ihn ausgelösten **Schädigungen** werden von einer Vielzahl **Parametern** beeinflusst. Hierzu gehören in erster Linie

- Betriebsbeanspruchungen/ Flächenpressung
- Kontaktflächenzustand
- Werkstoffkombination

Die Komplexität des Tribosystems erfordert versuchstechnische Nachweise und viel Erfahrung, um eine befriedigende Betriebssicherheit zu erreichen. Einem befriedigend sicheren rechnerisch-analytischen Ansatz entzieht sich ein solches System. Jedes Überschreiten des "Erfahrungshorizonts" (z.B. in Flächenpressung oder Gleitschichten), birgt erfahrungsgemäß die Gefahr umfangreicher Schäden. Das besonders heimtückische dieser Schäden ist, dass sie sich häufig erst nach längeren Betriebszeiten (Inkubationszeit!) zeigen und sich dann bereits viele gefährdete Bauteile im Serieneinsatz befinden.

Schwingverschleiß (Fretting)



Einfluss der Flächenpressung in der Kontaktzone:

Die Flächenpressung im Makrobereich, z.B. der Schwalbenschwanzfüße von Verdichterrotorschaufeln, ist in erster Linie konstruktions- (Keilwinkel, Auflagefläche usw.) und drehzahlabhängig (Fliehkraft, Gasbiegekräfte). Sie ist vor dem Start nahezu Null (außer bei verklemmten Schaufelfüßen) und erreicht bei voller Drehzahl ein Maximum. Eine hohe Flächenpressung kann eine Relativbewegung der Kontaktflächen verringern oder gänzlich vermeiden. Hierfür sind ausreichend hohe, den äußeren Kräften entgegenwirkende Reibkräfte erforderlich. Kommt es zu merklichen Mikrobewegungen (Bild 5.9.3-6) so erhöht sich gewöhnlich mit ansteigender Flächenpressung Reibkraft, Verschleiß (Bild 5.9.3-7) und Schwingfestigkeitsabfall. Dies ist besonders dann der Fall, wenn Gleitschichten infolge der hohen Flächenpressung zerstört oder geschädigt werden. Es kommt zum direkten metallischen Kontakt empfindlicher Werkstoffe (z.B. Titanlegierungen). Ein ansteigender Reibbeiwert ist ein Indiz für solche Vorgänge.

Die veröffentlichten Ergebnisse über sehr unterschiedliche Anhebungen der Schwingfestigkeit frettingbeanspruchter Titanoberflächen durch **Oberflächenbehandlungen** (es werden sowohl große Schwingfestigkeitsverbesserungen beobachtet als auch enttäuschend geringe Verbesserungen. Eine Ursache dürfte in unterschiedlichen Flächenpressungen bei den Versuchen zu suchen sein.

Bild 5.9.3-6 (Lit 5.9.3-5): Eine Hauptursache für Schwingverschleiß erzeugende Mikrobewegungen sind unterschiedliche Steifigkeiten in Kontakt stehender Körper. Dadurch traten bei dynamischen Belastungen unterschiedliche elastische Verformungen an den Kontaktflächen auf. Diese führten zu entsprechenden Mikrobewegungen. Weil solche Bereiche typischerweise an Steifigkeitssprüngen mit hoher Kerbwirkung und zusätzlichen hohen Schubbeanspruchungen (Anstrengung, siehe Bild 5.9.3-11) liegen, besteht hier natürlich eine besondere Gefahr der Ermüdungsrissbildung. Die Vorgänge sollen anhand von zwei Beispielen genauer betrachtet werden:

Bei der Auflage zweier Körper unter Normalkräften entsteht in Abhängigkeit von der Geometrie der Auflageflächen eine charakteristische Druckverteilung (Hertz'sche Pressung). Die Verteilung der Flächenpressung (Skizze oben links) führt zu einer entsprechenden Verteilung der Reibkräfte. Solche Bedingungen ergeben sanft abgerundete Kanten. Tangential wirkende Kräfte können entsprechend der Kurve "p.µ" (Skizze oben links) aufgenommen werden. Elastische Verformungen der Kontaktflächen, die lediglich unter Normalkräften stehen, können solche Tangentialkräfte erzeugen. Überschreiten diese Tangentialkräfte in den Randbereichen der Kontaktzone die Reibkräfte, kommt es zu Relativbewegungen. Bei pulsierender Normalkraft können solche Mikrobewegungen zu Reibverschleiß führen. Dies ist ein wichtiger Schadensmechanismus bei Schwingverschleiß und **Ermüdungsbrüchen in Schaufelfüßen** (Skizze unten rechts).

Die Skizze rechts oben zeigt elastische Verformungen einer Auflagefläche auf die ein Stempel gedrückt wird. Gleitbewegungen in den Randzonen der Kanten werden hier auch **ohne Abrundung ausgelöst**. Bei dynamischer Belastung der Auflage führt dies zu entsprechend oszillierenden Mikrobewegungen und **Schwingverschleiß** (Reibrost, Fretting). Diese Beanspruchungsart ist z.B. typisch für einen eingeschrumpften Wellenbereich unter ausreichend hoher Umlaufbiegung (Skizze unten links). Auf Grund des Steifigkeitssprungs im



Fretting auf.che Elastizitäten minimiert werden.Der Konstrukteur hat also darauf zu achten,
dass an hochbelasteten lösbar gefügten Struk-che Elastizitäten minimiert werden.

Seite 5.9.3-10

Einfluss des Reibbeiwerts auf die Kontaktzone:

Der Reibbeiwert in der Kontaktzone ist von entscheidender Bedeutung für eine Schädigung (Bild 5.9.3-3 und Bild 5.9.3-6). Vom Reibbeiwert wird insbesondere das Spannungsniveau in der Kontaktzone beeinflusst. Von besonderem Interesse ist der Übergangsbereich. In dieser Zone **kombinie-ren** sich gewöhnlich **Zugspannungen** (auch aus Biegung) **mit Schubspannungen**. Die Vergleichsspannung dieser Belastungskombination wird auch **Anstrengung** genannt. Sie bestimmt die Schwingermüdung. Allgemein kann also davon ausgegangen werden, dass die Schädigung durch Schwingverschleiß mit einem **Anstieg des Reibbeiwerts** zunimmt. Dabei beeinflussen sich die Schädigung (z.B. Abrasion und Adhäsion) und der Reibbeiwert wechselseitig. Die Änderung des Reibbeiwerts und des Verschleißes wird durch eine Vielzahl von Einflüssen bestimmt (Bild 5.9.3-5). Dies können sowohl die Werkstoffe der Reibpartner als auch Betriebs- (Bild 5.9.1-15) und Fertigungseinflüsse sein. So ist es verständlich, dass die ausreichend betriebsnahe **versuchstechnische Simulation des Schwingverschleißes äußerst schwierig** ist. Nur für den jeweiligen besonderen **Anwendungsfall** ist eine praktisch nutzbare Aussage (z.B. für die Erarbeitung einer Abhilfe bei Schäden) zu erwarten.

Einfluss der Belastung auf die Ermüdung durch Schwingverschleiß

Die Belastungsart (Bild 5.9.1-10) spielt zusammen mit der **Spannungsverteilung** im Bereich der Kontaktzone eine wichtige Rolle für die Schwingfestigkeit. So wirken sich **Frettingzonen in Formund Steifigkeitskerben** (Bild 5.4.4-1) so aus, als würde der Kerbfaktor (Bild 5.4.4-2) deutlich erhöht.

Versuche, bei denen zuerst Frettingverschleiß entstand und dann eine dynamische Ermüdungsbelastung erfolgte, sind zumindest in ihrer Aussage zum Bauteilverhalten unter gleichzeitigem Fretting und dynamischer Beanspruchung zweifelhaft. Ebenso können die Ergebnisse von **Bauteilversuche**n entscheidend verfälscht werden, wenn das Belastungsniveau und das Belastungskollektiv, sowie die Belastungs- und Ruhezeiten nicht ausreichend betriebsnah gewählt wurden (siehe auch Bild 5.4.3.2-12). Bei einem zu hohen **Belastungsniveau** kann sich z.B. die Schädigung im Frettingbereich nicht ausreichend ausbilden und so das Bauteil frühzeitig im Bereich einer mechanischen Kerbe an anderer Stelle brechen. Realistische Zeiten würden dagegen zu betriebsnahen Brüchen an den Frettingstellen führen.

Einfluss der Verschleißzeit, Schwingfrequenz und Haltezeiten auf die Kontaktzone

Mit zunehmender Verschleißzeit (d.h. der Zeit während die Verschleißbeanspruchung wirksam wird) bzw. Zahl der Bewegungszyklen können sich die Verschleißbedingungen in der Kontaktzone verändern. So steigt z.B. bei Ti6Al4V unter bestimmten Schwingverschleißbedingungen der Reibbeiwert von $\mu = 0,45$ beim ersten Lastwechsel auf $\mu = 0,8$ bei 10^3 Lastwechseln und gegen $\mu = 1$ bei 10^6 Lastwechseln. Entsprechend ändert sich mit der Zeit das Verschleißbild. Es entstehen Oberflächenverformung, Zerrüttung und Mikrorissbildung (Bild 5.9.3-3), bis im Endstadium Makrorissbildung eintritt und zum Bauteilversagen führt. Der Zeiteinfluss ist natürlich im Zusammenhang mit anderen Einflüssen wie Temperatur und Werkstoffkombination zu sehen (Bild 5.9.3-5). Der Verschleiß kann z.B. bei hohen Temperaturen für einen bestimmten Werkstoff sehr viel geringer sein als bei Raumtemperatur, bei 300° C aber ein Maximum annehmen. Wichtig sind die Eigenschaften der entstehenden Oxide (Bild 5.9.1-12). Ähnliches gilt für die Beeinflussung der Schwing-

festigkeit. Es ist z.B. durchaus möglich, dass sich eine Beschichtung bei höheren Temperaturen bewährt und sich bei niedrigeren Temperaturen spröd verhält und versagt. Auch hier dürfte die Bildung von Oxiden mit oder ohne "Schmiereffekt" von Bedeutung sein (Bild 5.9.3-7). Kommt es bei Stählen zur Bildung von Reibrost (Bild 5.9.3-2), so kann dieser, wenn er in trockener Form vorliegt, als Pulver aus der Kontaktzone austreten; zeitabhängige Spielvergrößerung, Veränderung der Kontaktfläche und Beanspruchungsverlagerung sind die Folgen. Bleibt der Reibrost als harter, lackartiger Film zwischen den Kontaktflächen, so führt das mit der Zeit zur Spielverkleinerung und im Extremfall zum Verklemmen und Festsitzen. Falls mit dem Festsitzen die Dämpfung eines Bauteils deutlich verringert wird, kann dies zu einer stärkeren Schwingerregung (Bild 5.4-5.1) mit der Gefahr von Schwingermüdungsbrüchen führen. Die Schwingermüdung muss in diesem Fall nicht notwendigerweise auf die Frettingzone beschränkt bleiben.

Die (mittlere) **Gleitgeschwindigkeit** bei schwingender Beanspruchung ist eine Funktion der Schwingweite (Mikrobewegung) und der **Frequenz**. Während eines Schwingungsvorgangs ändert sich die Gleitgeschwindigkeit dauernd. An den Umkehrpunkten wird die Geschwindigkeit Null, in "Bewegungsmitte" hat sie ein Maximum. Die mittlere Gleitgeschwindigkeit einer oszillierenden Bewegung ist bei Verschleißvorgängen von der Gleitgeschwindigkeit einsinniger Bewegung zu unterscheiden. Beide Vorgänge können sehr unterschiedliche Verschleißmechanismen auslösen (Bild 5.9.1-12).

Bei langsamen Bewegungen während des Hochfahrens einer Turbomaschine mit nachfolgenden langen Haltezeiten (häufig Stunden), ist die Angabe einer mittleren Gleitgeschwindigkeit über den gesamten Bewegungszyklus wenig sinnvoll. Besser ist es, die Geschwindigkeit beim Gleitvorgang anzugeben. Diese Gleitgeschwindigkeit ist mitbestimmend für die Reibwärme an den Gleitflächen. Damit hat sie einen wichtigen Einfluss auf die Oxidbildung während der Verschleißbewegung. Diese Oxide beeinflussen ihrerseits, in Abhängigkeit von ihrer Zusammensetzung (z.B. bei Stahl FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Bild 5.9.1-12), die Reibverhältnisse, insbesondere den Reibbeiwert (Bild 5.9.1-5.1) und den Verschleiß. Die Geschwindigkeit der Mikrobewegung ist deshalb von besonderer Bedeutung für den Verschleißvorgang (Bild 5.9.1-12 und Bild 5.9.3-7).

Der **Frequenzeinfluss** ist zum Teil im Amplituden-, Geschwindigkeits- und Haltezeiteneinfluss enthalten. Im Allgemeinen kann man bei gleicher Amplitude einen deutlichen Anstieg des Verschleißes und der Verschleißgeschwindigkeit mit der Frequenz erwarten (Bild 5.9.3-7), da sich die Zahl der Verschleißbewegungen pro Zeiteinheit erhöht. Die Amplitude nimmt erfahrungsgemäß mit steigender Schwingfrequenz ab, wenn die dämpfende Reibungsarbeit bei gleicher Anregung zunimmt (Bild 5.4.5-1). Auch haben gewöhnlich Schwingungen höherer Ordnung (Bild 5.4.3.1-4) kleinere Amplituden als die Grundbiegeschwingung und eine Schwingform (Knoten) die kaum Bewegungen im Schaufelfuß induziert. Damit lässt sich erklären, warum in der Praxis sich oft mit steigender Frequenz der Verschleiß verringert. Wird infolge der höheren Frequenz mehr Reibungswärme erzeugt, kann dies je nach Werkstoff und eventuell vorhandenen Gleitschichten, das Verschleißverhalten ändern (Bild 5.9.3-7).

Es hat sich gezeigt, dass bei hochfrequenten Schwingungen auf Grund der Vibration der Auflageflächen mit einem deutlichen **Abfall der Reibung** zu rechnen ist. Dadurch können gegebenenfalls höhere **Fixierungskräfte** gegen Versatz notwendig werden.

In den **Haltezeiten** im Sekundenbereich an den Umkehrpunkten der Schwingung ("Ratterschwingungen", "stick- slip-Effekt", Bild 5.9.1-5.1) steigt der Reibbeiwert abhängig von Werkstoff (z.B. Härte und Festigkeit der Verschleißpartner), Oberflächentopografie (Form und Größe der Rauigkeit) und Flächenpressung, bis zum Wert der ruhenden Reibung. Das gilt besonders für Kunststoffe (Bild 5.9.1-5.1). Dieser Vorgang beeinflusst entscheidend das Auftreten und die Frequenz von "stick-slip-Effekten" (Bild 5.9.1-8), die sich auch durch Geräusche, wie (Bild 5.9.1-7, Bremsen-) Quietschen oder Rattern, anzeigen. Bei sehr kurzen Haltezeiten, z.B. am Umkehrpunkt hochfrequenter Schwingungen, dürften die Unterschiede der Reibkräfte gegenüber der Maximalgeschwindigkeit weit weniger gravierend sein, als bei niedrigfrequenten Bewegungen mit langen Haltezeiten. Solche Haltezeiten treten während längerer konstanter Rotordrehzahl oder bei abgestellten Maschinen auf. Zu berücksichtigen ist, dass die Flächenpressung bei Stillstand sehr klein sein kann. Das ist der Fall wenn kein Verklemmen vorliegt. Dann hat die Haltezeit einen anderen Einfluss als bei voller Betriebslast. Abhängig von den Haltezeiten werden die Anteile von adhäsivem und abrasivem Verschleiß bei hochfrequenten Schwingungen anders als bei niederfrequenten sein. Es ist anzunehmen, dass sich dies z.B. auf die Verschleißprodukte und damit auf den zeitlichen Verlauf des Verschleißabtrags und auf die Verschleißkräfte auswirkt (Bild 5.9.3-7). Eine weitere Auswirkung dürfte die Haltezeit auch auf Oxidations- und Korrosionsvorgänge in der Kontaktzone haben. Der Einfluss auf den Verschleiß dürfte umso größer sein, je länger und intensiver oxidierende und korrosive Medien während der Haltezeiten Zutritt zur Kontaktzone (Bild 5.9.3-3) haben. Das ist im Stillstand, wenn die Auflage gewöhnlich locker ist, in besonderem Maß gegeben.

Korrosive und oxidierende Einflüsse auf den Schwingverschleiß

Korrosive Einflüsse wirken aus der umgebenden Atmosphäre, wenn kein ausreichend dichter Kontakt der Anlageflächen besteht. In vielen Fällen handelt es sich in erster Linie um eine Salzlösung, die durch **Schwitzwasserbildung** in **Meeresatmosphäre** entsteht. Es ist festzuhalten, dass solche Bedingungen auch noch in Gebieten in Westeuropa herrschen, die scheinbar weiter vom Meer entfernt sind. Reiboxidation wird bei korrosionsempfindlichen Werkstoffen, wie Al-Legierungen und Stählen, gewöhnlich mit steigender relativer Luftfeuchtigkeit verstärkt.

Wenn in heißen Maschinenzonen merkliche Schwingungen auftreten, sind die Betriebstemperaturen oft bereits so hoch, dass kein wässriges Korrosionsmedium mehr vorliegt.

Eine weitere Schädigungsmöglichkeit besteht in der Zersetzung von Gleitschichten durch Betriebstemperaturen. Dabei spielt Reibungswärme und eine mechanische Beanspruchung im Fertigungsprozess eine Rolle. An den Reibflächen entstehen "Temperaturblitze" im direkten Kontakt der Rauigkeiten. Diese Temperaturen liegen sehr hoch. Dies erhöht die Oxidationsneigung frisch erzeugter metallischer Verschleißflächen. Steigt der Luftdruck in der Maschine, erhöht sich entsprechend das Sauerstoffangebot und die Oxidationsneigung.

Verschleißprodukte unter Oxidation und Korrosion, beeinflussen das Verschleißverhalten. Sie können den Verschleißvorgang beschleunigen. Wirken sie jedoch als Gleitschicht, wird dadurch erst ein befriedigendes Betriebsverhalten erreicht. Bei Superlegierungen, insbesondere auf Kobaltbasis kann die Bildung von Oxiden ein gutes Verschleißverhalten bei erhöhter Temperatur gewährleisten (Bild 5.9.3-7).

Werkstoffeinfluss auf den Schwingverschleiß

Ein Werkstoff erfährt durch Fretting unterschiedliche Schädigungen.

Der Abtrag bei abrasivem oder adhäsivem Verschleiß kann durch Ausbrüche als Folge von Ermüdungsrissen unter der Oberfläche verstärkt werden. Damit entstehen Maßänderungen und die Gefahr einer Lockerung.

Makrorissbildende Ermüdungsvorgänge führen zum Abfall der Schwingfestigkeit. Sie wird von Anstrengung (Vergleichsspannung aus Schub und Zug) charakterisiert.

Beide Schädigungsformen werden von Faktoren beeinflusst, deren Auswirkung von der Werkstoffpaarung abhängt:

- Neigung zum Kaltverschweißen ("Fressen", Kapitel 5.9.2) und zur Legierungsbildung erhöht die Reibkräfte und den Verschleiß. Superlegierungen und besonders Titanlegierungen neigen zu diesem Schadensmechanismus.

- Mit steigender **Härte bzw. Festigkeit** verringert sich im allgemeinen die abrasive Verschleißwirkung. Eine Kaltverfestigung kann sich unterschiedlich auswirken. Erhöht sie die **Reaktivität** steigt der Verschleiß. Die Festigkeitssteigerung wirkt dagegen verschleißmindernd.

- Der Abfall der Schwingfestigkeit durch Fretting steigt mit der **Kerbempfindlichkeit** des Werkstoffes.

- Die Bildung von Oxiden beeinflusst das Gleitverhalten entscheidend (siehe auch Bild 5.9.1-12). Oxide können wie ein Trockenschmierfilm wirken (Bild 5.9.3-7), aber auch zum Verklemmen und Fressen führen (Bild 5.9.3-2). Es kann deshalb entscheidend sein, dass **Neuteile die im Betrieb merklich oxidieren vor dem Einbau voroxidiert** werden. Damit verbessert sich in der für das Frettingverhalten entscheidenden Anfangszeit von ca. 100 Bewegungszyklen der Widerstand gegen eine Schädigung durch Kaltverschweißen ("Fressen"). Dieser Effekt ist besonders bei Bauteilen **im "Vakuum"** zu berücksichtigen (siehe hierzu Bild 5.3.1-0).

- Je niedriger die **Wärmeleitfähigkeit** und die **spezifische Wärme** eines Werkstoffs, umso ausgeprägter die Aufheizung durch Reibung in den Kontaktzonen. Die Folge sind Spannungsänderungen (Wärmespannungen, Eigenspannungen), Gefügeveränderungen (z.B. Aufhärten, Anlassen) und Festigkeitsabnahme (z.B. Abbau von Verfestigungen, Oxidation).

- Je geringer die **Gefügestabilität** des Werkstoffes, umso eher verändert ihn die reibungsbedingte Wärmeeinwirkung und/oder die Verformungsprozesse. Gefügeumwandlungen wie Überalterung (bei Al-Legierungen), Aufhärten oder Anlassen bei martensitischen Stählen, Änderung der Gefüge bei Titanlegierungen und Bildung von Verformungsmartensit bei austenitischen Cr-Ni-Stählen sind die Folgen.

Besonders empfindlich gegenüber Frettingermüdung verhalten sich Titanlegierungen (Bild 5.9.3-4). Der Abfall der Schwingfestigkeit kann 20% des Wertes ohne Fretting erreichen. Mit steigender Betriebstemperatur fällt die Schwingfestigkeit bei Fretting weiter ab. Ähnliches gilt für hochfeste Al-Legierungen. Weniger empfindlich sind dagegen Cr-Stähle und Ni-Basis-Schmiedelegierungen. Verschleißversuche an einer Vielzahl von Werkstoffkombinationen mit und ohne Gleitschichten wurden veröffentlicht. Metallische Zwischenlagen (Kupfer) mit gleichzeitiger Gleitlackbeschichtung zeigen die besten Versuchswerte. In der Praxis haben sich im unteren Temperaturbereich kugelgestrahlte Oberflächen und Gleitschichten auf Grafitbasis bewährt. Bei erhöhten Temperaturen, die zu einer beschleunigten Oxidation des Grafitlacks führen würden, scheinen metallische Spritzschichten (Bronzen) aussichtsreich.

Schwingverschleiß (Fretting)

Eine Vielzahl von Parametern wie Temperatur, Frequenz und die Größe der Relativbewegung, Gleitgeschwindigkeit und Flächenpressung können das Frettingverhalten merklich beeinflussen.



Bild 5.9.3-7 (Lit 5.9.3-14): Dieses Bild soll anhand des Verschleißverhaltens einer Kobaltbasislegierung für Heißteile Schwingverschleiß in Abhängigkeit von Temperatur, Flächenpressung, Verschleißfrequenz und Zeit beispielhaft darstellen.

Bei 250 °C ist ein Schwingverschleißmaximum zu beobachten (Diagramm oben links). Mit steigender **Betriebstemperatur** nimmt der Schwingverschleiß deutlich ab und liegt merklich niedriger als bei Raumtemperatur. Ursache für dieses Verhalten ist die Bildung **verschleißmindernder Oxide**.

Mit steigender Schwingfrequenz nimmt der Verschleiß bei 20°C im Bereich von 10-20 Hz näherungsweise linear zu (Diagramm oben Mitte und unten rechts). Dieses Verhalten stimmt mit der Zunahme des Verschleißwegs plausibel überein, wenn man von einem adhäsiven (Bild 5.9.1-5.1) und abrasiven Verschleißmechanismus ausgeht. Der deutliche Anstieg der Verschleißgeschwindigkeit mit der Flächenpressung bei niedrigen Temperaturen ist ein weiteres Indiz für metallischen Kontakt und dabei ablaufende Fressvorgänge (Kapitel 5.9.2). Dies unterstützt die Annahme, dass der relativ hohe Verschleiß bei niedrigen Temperaturen auf fehlende schmierende Oxide zurückzuführen ist.

Im Temperaturbereich von 600°C (Diagramm oben rechts) ist genau das umgekehrte Verhalten wie bei 20°C zu beobachten. Mit steigender Schwingfrequenz nimmt das Verschleißvolumen deutlich ab. Dies läßt auf einen anderen Verschleißmechanismus schließen, der zum Aufbau einer Schutzschicht (wahrscheinlich einer Oxidschicht) führt.

Beobachtungen weisen darauf hin, dass eine Voroxidation bei Nickellegierungen den Verschleiß an beiden Kontaktflächen drastisch vermindern kann. Beispielsweise sind die ersten ca. 100 Start/Abstell Zyklen für den Langzeitverschleiß in einer Turbomaschine von entscheidender Bedeutung. Dieses Verhalten ist auch bei zyklischen Versuchen in Prüfständen zu berücksichtigen.



Bild 5.9.3-8: Die Frettingempfindlichkeit der Titanlegierung Ti 6Al 4V steht hier als typisches Beispiel für diese Legierungsgruppe. Die Untersuchungen (Diagramm links, Lit. 5.9.3-1) wurden bei Raumtemperatur mit Andruckklötzchen und Flachproben (Bild 5.9.3-6) durchgeführt. Ohne Frettingeinfluss erhält man kugelgestrahlt oder abrasivgestrahlt nahezu gleich hohe Schwingfestigkeit. Nur kugelgestrahlt oder nur gleitbeschichtet ergibt bei Frettingeinfluss ähnlich schlechte Schwingfestigkeiten von ca. 30 % des Wertes ohne Fretting. Dies ist erstaunlich, da üblicherweise davon ausgegangen wird, dass Kugelstrahlen alleine für die Anhebung der Schwingfestigkeit unter Fretting verantwortlich ist. Zumindest für die vorliegenden Verschleiß-

Fortsetzung nächste Seite

Schwingverschleiß (Fretting)





parameter (z.B. Raumtemperatur) gilt die **positive Wirkung des Kugelstrahlens** offenbar nicht. Den größten Schwingfestigkeitsabfall zeigen erwartungsgemäß abrasiv gestrahlte Proben unter Fretting, da hier, bei hoher Rauigkeit, keine nennenswerte Verfestigung vorliegt und in die Oberfläche eingelagerte Abrasionspartikel die Schädigung unterstützen können.

Am besten verhalten sich Proben deren Oberfläche **kugelgestrahlt und gleitlackbeschichtet** wurde. Diese Proben erreichen unter Fretting ca. 80% der Schwingfestigkeit ohne Fretting. Eine Erklärung für dieses Verhalten wäre die Reservoirwirkung der Kalottenstruktur der Oberfläche in Kombination mit der Gleitlackbeschichtung. Auch hier scheint sich wieder der entscheidende Einfluss eines niedrigen **Reibbeiwerts** zu zeigen. Er vermindert die Anstrengung und wirkt so schwingfestigkeitsverbessernd.

Im rechten Diagramm ist zu erkennen, dass zumindest bis Temperaturen um 350°C mit steigender Temperatur im Gegensatz zu nicht frettingbeeinflussten Proben ein weiterer Schwingfestigkeitsabfall eintritt. Anscheinend bilden sich noch keine schützenden **Oxid**schichten.

Es sei darauf hingewiesen, dass diese Angaben noch keinen Schluss auf das Verhalten im **Grenzbereich der Einsatztemperatur** um 500°C zulassen, weil dann eine merkliche Oxidation erfolgt. Ob sich **Gleitlack** auf die Schwingfestigkeit günstig auswirkt, dürfte entscheidend von der **Flächenpressung** (Durchreiben der Schutzschicht) und der **Temperatur** (Oxidation des Gleitlacks) abhängen.

Die Abnahme der Schwingfestigkeit als Folge eines Nachlassens der Verfestigung des Kugelstrahlens (Kriechen bei erhöhter Temperatur) ist dagegen für Titanlegierungen offenbar weniger kritisch. Kugelgestrahlte Proben scheinen eine lediglich geringfügig höhere Schwingfestigkeit mit und ohne Fretting aufzuweisen als abrasiv gestrahlte Proben. Diese lassen keinen deutlichen Verfestigungseffekt erwarten.

Einfluss der Verschleißbewegung auf den Schwingverschleiß:

Abhängig von der Art der Verschleißbewegung (Bild 5.9.1-10), z.B. überwiegend hämmernd, gleitend, abwälzend oder einer Kombination dieser Bewegungen, treten unterschiedliche Oberflächenbeanspruchungen auf. Bei gleitender Bewegung (parallel zur Oberfläche, Bild 5.9.1-10) ist eher ein abrasiv geometrieverändernder Verschleißeffekt zu erwarten, beim Hämmern kann dagegen rissbildende Ermüdung überwiegen. Es liegen Erfahrungen vor, dass gerade Hämmer-verschleiß besonders festigkeitsmindernd wirken kann. Die Entstehung und der Transport von Verschleißpartikeln ist ebenfalls von der Bewegungsart abhängig. Auf den Kontaktflächen kommt es bei Schwingungen und Drehzahländerungen zu örtlich unterschiedlichen und sich verändernden Flächenpressungen. So kann eine Kippbewegung bei niedrigen Anpresskräften (z.B. Start / Abstellphase) bevorzugt eine hämmernde Beanspruchung ermöglichen, während in Flächenmitte Gleitbewegungen überwiegen. Wirken hohe Anpresskräfte, sind dagegen bei Resonanzschwingungen eher gleitende Mikrobewegungen zu erwarten.

Beim Anfahren einer Turbomaschine, treten durch die elastische Aufweitung an Fügestellen des Rotors in erster Linie gleitende Bewegungen auf.

Falls es während der Verschleißbewegung zu einem Abheben der Kontaktflächen und damit zu einer "**Pumpwirkung**" kommt, von der Umgebungsmedien (z.B. Luft oder Wasser) in den Spalt gefördert werden und/oder Verschleißprodukte aus dem Spalt transportiert werden, so sind dadurch verständlicherweise vollkommen andere Bedingungen (korrosiv, adhäsiv usw.) gegeben als bei ständig dicht anliegenden Berührungsflächen, insbesondere dann, wenn eine duktile, abdichtende Zwischengleitschicht vorhanden ist (z.B. Fett oder Gleitlack).

In diesem Zusammenhang ist auch der der Einfluss der Amplitudengröße auf den Verschleiß zu berücksichtigen. Befinden sich auf der Kontaktfläche Gleitfilme, wie z.B. Oxidhäute, kommt es ab einer bestimmten, werkstoffspezifischen und von der Flächenpressung (Bild 5.9.3-7) abhängigen Mindestamplitude zur Zerstörung dieser Gleitschicht und damit zum metallischen Kontakt, was starken adhäsiven und abrasiven Verschleiß zur Folge hat. Gewöhnlich steigt der Verschleiß mit der Schwingweite deutlich an. Die Bewegungsamplitude hat darüber hinaus aber auch einen großen Einfluss auf Form, Transport und Ablagerung der Verschleißprodukte (Oxide, metallische Partikel, Gleitschichtrückstände, Bild 5.9.3-2). Die makroskopische Verschleißbreite (Breite der Frettingzone in Richtung der Gleitbewegung) entspricht nur in den seltensten Fällen der Schwingweite der Verschleißbewegung. Sie ist gewöhnlich sehr viel kleiner und kann durch eine mikroskopische Untersuchung (REM, Bild 2.2.2.4-3) abgeschätzt werden.

Einfluss der Kontaktflächengeometrie auf den Schwingverschleiß:

Meist besteht bei technischen Oberflächen der direkte Kontakt zwischen den Auflageflächen in begrenzten Zonen oder Inseln, die nur einen Bruchteil der gesamten Auflageflächen darstellen, und in denen wiederum Kontakt in erster Linie über Rauigkeitsspitzen vorliegt. Die Kontaktzonen ergeben sich aus der geometrischen Gestalt der Kontaktflächen (z.B. plan, einfach gewölbt, sphärisch), aus Maßungenauigkeiten und aus elastischen und plastischen Verformungen. Zur Topografie der Kontaktflächen wird bei der Darstellung der Fertigungseinflüsse Stellung genommen. Untersuchungen haben gezeigt, dass das durch den Verschleißvorgang unter Spannungen stehende Werkstoffvolumen offenbar von großer Bedeutung für die Verminderung der Schwingfestigkeit ist. Bei großen Berührungsflächen, d.h. großem beanspruchtem Volumen entsprechend einer oberflächennahen Zone an den Berührungsflächen in denen Fretting auftritt, ist die Ermüdungsgefahr besonders groß. Sie ist bei kleinen Berührungsflächen aber gleichen Verschleißbedingungen (z.B. Flächenpressung) niedriger. Das ermöglicht die anschauliche Begründung einer Verbesserung des Ermüdungsverhaltens bei Fretting mit gezielter Oberflächenstrukturierung. Die frettingbeanspruchten Zonen sind auf diese Weise von den mechanisch dynamisch hoch beanspruchten Zonen getrennt. So werden nicht beide Effekte gleichzeitig an einer Stelle schädigend wirksam. Aus diesem Grund haben sich profilierte, z.B. gerillte Kontaktflächen in Versuchen als vorteilhaft erwiesen. Bei Al-Legierungen wurde so die Schwingfestigkeit gegenüber einer glatten Auflagefläche verdoppelt. Diese Erkenntnis kann auch den äußerst günstigen Kugelstrahleffekt zumindest in Fällen erklären, bei denen die Kontaktwerkstoffe keine deutliche Verfestigung bei plastischer Oberflächenbehandlung erwarten lässt (Titanlegierungen). Trotzdem können sie eine Schwingfestigkeitserhöhung unter Schwingverschleiß zeigen. Bisher wurde keine Serienanwendung gerillter Oberflächen an frettingbeanspruchten Auflageflächen bekannt.

Die Fertigung von Kontaktflächen ist von erheblicher Bedeutung für das Verhalten einer Verschleißpaarung. So ist die Lage der Verschleißstelle und die Höhe der Flächenpressung von den Fertigungstoleranzen wie Winkelgenauigkeit und dem Fluchten von Auflageflächen abhängig. Selbst beim Einhalten der geforderten Toleranzen, ist eine merkliche Abweichung von der Idealform zu erwarten. So beeinflussen gewölbte statt plane Konturen Form und Lage der Verschleißzonen. Deshalb müssen auch scheinbar unnötig enge Toleranzen eingehalten werden. Wichtig ist die fertigungsbedingte absolute und mittlere Rauigkeit sowie das Rauigkeitsprofil. Hierzu gehören Form und Vorzugsrichtung zur Gleitbewegung. So kann die Rauigkeit die Verschleißwirkung verstärken oder vermindern, auch im Hinblick auf die Schwingermüdung. Der verantwortliche Mechanismus für das günstige Verhalten kugelgestrahlter Flächen auf Ermüdungsvorgänge bei Fretting ist nicht zweifelsfrei geklärt. Einerseits werden Verfestigungen und Eigenspannungen für diesen Effekt verantwortlich gemacht. Andererseits gibt es jedoch, wie bereits oben erwähnt, deutliche Hinweise, dass zumindest bei hochfesten Titanlegierungen die "Kalotten-Topografie" entscheidend ist. Dies wird, wie bei einer Profilierung durch Rillen, auf das kleinere angestrengte Volumen an den Spitzen und auf "Depotwirkung" der kalottenförmigen Eindrücke für den Abrieb zurückgeführt. Hierzu ist die Beobachtung interessant, dass offenbar erst ab einer kritischen Kontaktflächengröße in Abhängigkeit von der Schwingbeanspruchung Ermüdung eintritt. Bei zusätzlicher Gleitlackbehandlung ist eine Reservoirwirkung der Kalotten naheliegend. Versuche haben gezeigt, dass kugelgestrahlte Proben aus einer hochfesten Titanlegierung ohne Fretting sogar niedrigere Schwingfestigkeiten aufweisen können als unbehandelte Proben. Bei Frettingeinfluss waren diese Proben jedoch deutlich schwingfester als die unbehandelten. Dieses Verhalten lässt sich durch den Topografieeinfluss einleuchtend erklären.

Literatur zu Kapitel 5.9.3

- **5.9.3-1** M. Nakao, M. Ikeyama, S. Abe, "Analytical Condition Inspection and Extension of Time Between Overhaul of F3-30 Engine", ASME-Paper 91-GT277 des Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exposition Orlando, Fl, June 3-6, 1991.
- **5.9.3-2** H.Uetz, J.Föhl, "Erscheinungsformen von Verschleißschäden", VDI-Berichte Nr. 243, 1975, Seite 143-156.
- 5.9.3-3 A.A. Bartel, "Reibkorrosion", VDI-Berichte Nr. 243, 1975, Seite 157-170.
- 5.9.3-4 W.T. Sawyer, Office of Naval Research (Code 463), Department of the Navy, Arlington, Virginia, "Proceedings of the 6 th Meeting of the Mechanical Failure Prevention Group", MFPG Technical Report No. 9, November 2-4, 1971.
- 5.9.3-5 R.B. Waterhouse, "Physics and Metallurgy of Fretting", Agard-CP-161, 1974
- **5.9.3-6** J.W. Kragelski, "Reibung und Verschleiß", VEB Verlag Technik Berlin, 1979, Seite 269-291.
- **5.9.3-7** R.K. Betts , Fa. General Electric, ,,Wear and Fretting Fatigue Resistant Coatings", AFML-TR-74-18, 1973.
- **5.9.3-8** K.H. Kloos, E. Broszeit, "Verschleißschäden durch Oberflächenermüdung", VDI-Berichte Nr. 243, 1975, Seite 189-204.
- **5.9.3-9** M.J.He, C.Ruiz, "Fatigue Life of Dovetail Joints: Verification of a simple Biaxial Model", Zeitschrift "Experimental Mechanics, June 1989, Seite 126-131.
- 5.9.3-10 H.A. Jergeus, Stal-Laval Turbin AB, "Microslip initiated Cracks in Compressor Blade Attachments", Paper des Rimforsa Research Seminar on Material Science, 15-18 August 1977.
- 5.9.3-11 R.B. Waterhouse, "Fretting Corrosion", Pergamon Press, 1972.
- **5.9.3-12** W.J. Harris, Rolls -Royce (1971) Ltd. Small Engine Division, "The Influence of Fretting", AGARD-CP-161, Oct. 1974, Seite 7-1 bis 7-11.
- **5.9.3-13** D.H. Buckley, NASA Lewis Research Center, "Effect of Various Material Properties on the Adhesive Stage of Fretting", AGARD-CP-161, Oct. 1974, Seite 13-1 bis 13-17.

- **5.9.3-14** J.Thiery, E.R. Spinat, SNECMA, "Comment Reduire L'Usure des Pièces non Lubrifiées dans les Turbomachines", AGARD-CP-161, Oct. 1974, Seite 6-1 bis 6-13.
- **5.9.3-15** R.L.Jonson, R.C. Bill, U.S.Army, "Fretting in Aircraft Turbine Engines", AGARD-CP-161, Oct. 1974, Seite 5-1 bis 5-13.
- **5.9.3-16** L.Engel, H. Klingele, "Rasterelektronische Untersuchungen von Metallschäden", ISBN 3-446-13416-6, Carl Hanser Verlag München Wien, Seite 171
- **5.9.3-17** Guy Norris, "R-R eases Trent 800 inspections", Zeitschrift "Flight International", 5-11 June 2001.
- **5.9.3-18** S.W. Kandebo, ""Rolls-Royce Resolves Trent 800 cracks", Zeitschrift "Aviation Week & Space Technology", June 4, 2001, Seite 52.
- **5.9.3-19** R.J.Schaller, C.Visser, S.Lien, "Ceramic Rotoating Blades: Some Critical Design Parameters for Gas Turbine Applications", ASME-Paper No. 74-GT-96, der Gas Turbine Conference, Zürich, Switzerland, March 31-April 4, 1974, auch veröffenlicht in "Journal of Engineering for Power", July 1975, Seite 319 bis 325.
- **5.9.3-20** Special Airworthiness Information Bulletin des Aircraft Certification Service, Washington, DC. Nach FAA Dokument No. NE-02-22 vom 26. March 2002.Seite 1-3.
- **5.9.3-21** E.J.Pohl, "The Face of Metallic Fractures", Volume II, Münchner Rückversicherungs-Gesellschaft, Seite 15.
- **5.9.3-22** E.J.Pohl, R.Barak, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG, 1964, Seite 106.
- **5.9.3-23** E.Greuter, "Motorschäden Schäden an Verbrennungsmotoren und deren Ursachen", Vogel Buchverlag, 1994, ISBN 3-8023-1515-4, Seiten 48,49, 183-185.
- **5.9.3-24** "Metals Handbook Ninth edition Volume 11, Failure Analysis and Prevention", American Society for Metals (ASM), 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 465 und 466.
- **5.9.3-25** G. Vouros, "Begutachtung von Maschinenschäden", 1. Auflage 2001, ISBN 3-8311-1475-7, Seite 90-95.
- **5.9.3-26** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken, Band 2", Axel Rossmann Turboconsult, 2001, ISBN 3-00-008429-0, Kapitel 6.



Schlupf steht im Allgemeinen für einen Geschwindigkeitsunterschied von in Kontakt stehenden festen (mechanischen), flüssigen oder gasförmigen Komponenten eines Systems unter tangentialer Belastung. Hier soll es um den mechanisch bedingten Schlupf gehen. Im Gegensatz dazu steht ein Schlupf in Elektromotoren/-Generatoren und Strömungsmaschinen (hydraulische Aggregate, Propellerantriebe). 'Mechanischer' Schlupf setzt voraus, dass kein Formschluss besteht, der am Kontaktpunkt eine gleitende Relativbewegung verhindert. In der Literatur findet man häufig die Feststellung, dass bei Formschluss kein Schlupf auftritt. Das entspricht zunächst auch dem äußeren makroskopischen Eindruck. Diese Annahme kann aber im Mikrobereich bei makroskopischem Formschluss nicht aufrecht erhalten werden. Dazu gehört das große Gebiet des Schwingverschleißes (engl. Fretting, Kapitel 5.9.3). Ein typisches Beispiel für den Fall bei dem es sich zwar makroskopisch um formschlüssige Kraftübertragung handelt, mikroskopisch jedoch auch Schlupf auftritt, sind Zahnräder (Bild 5.9.4-2). In vielen Maschinen (Bild 5.9.4-1) findet man Schlupf in durchaus unterschiedlicher Form.

- Gleitschlupf (Durchrutschen) als positiver und negativer Schlupf. Antriebsschlupf

- Bremsschlupf
- Dehnschlupf (veränderliche elastische Verformungen des Übertragungselements).
- Viskoseschlupf in kraftübertragenden Fluiden, und als Sonderfall
- 'Schlupf' bei Schrauben als Spiel zwischen Schaft und Bohrung.



Bild 5.9.4-1: Mechanischer Schlupf wird in vielen Konstruktionen als funktionsnotwendig genutzt. Dazu gehören Kupplungen und Bremsen. Hier erfolgt der Schlupf gewöhnlich zwischen trockenen Flächen. Räder schlupfen nicht nur durch Gleiten bei Überwindung der Reibung zum Boden. Schlupf tritt auch als Folge elastischer Verformung eines Reifens beim Abrollen auf.

Vom Konstrukteur zu berücksichtigende Effekte:

Wärme entsteht besonders intensiv bei einer Gleitbewegung unter Anpressdruck. Die Wärmemenge hängt entscheidend vom Tribosystem (Bild 5.9.1-1) ab. Dabei spielen Gleitbeläge auf der festen Seite eine wichtige Rolle. Sie heizt die Komponenten auf. Eine weitere Aufgabe ist die Wärmeabfuhr aus einem rotierenden System wie Brems- oder Kupplungsscheibe. Kurzzeitige Überhitzungen können Werkstoffeigenschaften spezifisch verändern (Weichglühen, Aufhärten). Im Extremfall löst bereits eine schnelle Aufheizung Rissbildung aus (Thermoschock, Bild 5.4.2.1-3). Wiederholte Temperaturzyklen führen zur Thermoermüdung (Bild 5.4.2.1-2) mit Rissbildung. Die Aufheizung kann auch auf benachbarte Komponenten wirken. Beispielsweise Betäti-

gungen wie Hydraulik. Sie müssen entspre-

Verschleiß entsteht durch, insbesondere trockene, Gleitbewegung. Eine Herausforderung ist es, mit einem geeigneten Tribosystem den Verschleiß bei akzeptabler Reibungswärme und ausreichend Übertragungskraft zu minimieren. Auch hier ist die Auswahl der Gleit-/Bremsbeläge besonders wichtig.

Kraftübertragung /Bremswirkung ist in Höhe und Verlauf den Betriebsforderungen anzupassen. Sie wird entscheidend von der anwendungsspezifischen Auswahl des Tribosystems bestimmt. Zu berücksichtigen ist auch, wenn Medien wie Wasser Zutritt haben. Unzulässige Schwingungen durch Stick-Slip (Bild 5.9.1-8) sind zu vermeiden.

Bild 5.9.4-2: Schlupf tritt auch an Maschinenelementen auf, bei denen man dies nicht auf den ersten Blick erwartet. Dazu gehören die Flanken von Getriebezahnrädern (oberer Rahmen, Lit. 5.9.4-2). Außerhalb des Wälzkreises in dem Abwälzen stattfindet, kommt es zu schädigender Gleitbewegung (Graufleckigkeit) als 'Schlupf' bis zur Ermüdung (Lit. 5.9.5-11).

Wälzlager (mittlerer Rahmen) lassen sich als eine Art Reibradgetriebe betrachten. Die auftretenden Bremskräfte an den Komponenten

chend ausgelegt sein.





verhindern eine exakte Kinematik. Schuld ist Reibung wie Gleitreibung des Käfigs zu Lagerringen und zwischen Käfig und Wälzkörpern. Auch die Verdrängung des Schmiermittels bremst die Umfangsbewegung der Wälzkörper und damit den Käfig. Auf diese Weise kommt es zum Schlupf der Wälzkörper gegenüber den Lagerlaufbahnen. Folge ist das typische Schadensbild der 'Blitzfiguren', die imfortgeschrittenen Zustand der gesamten Lauffläche ein mattes Aussehen verleihen, bevor es zur makroskopischen Ermüdung kommt.

Ähnlich wie bei einer Luftbereifung (Bild 5.9.4-1) kommt es auch als Folge der elastischen Verformung an Riementrieben zum Schlupf (Rahmen unten). Hier wirkt sich der Unterschied elastischer Riemendehnungen aus. Dieser entsteht zwischen zugbelasteter (Lasttrum) und entlasteter Riemenlänge (Leertrum).

Der Schlupf ist der Grund für kinematisch nicht exakte Drehzahlverhältnisse zwischen Antrieb und Abtrieb, auch ohne merkliches Durchrutschen.

Bild 5.9.4-3: Dass es nicht einfach ist, einem offenbar formschlüssigen System unvermeidlichen Schlupf anzusehen, zeigt das Beispiel bestimmter **stufenloser Getriebe**. Hier verbindet eine Kette aus Stahllamellen zwei verstellbare Kegelscheiben (Skizze links). Solche Getriebe sind unter der englischen Bezeichnung Positiv Infinitrly Variable = PIV bekannt. Sie gehören zur Gruppe der Continuously and Variable Transmission = CVT. Das Prinzip der

Schlupf

Kraftübertragung zeigen die Detailskizzen. In der Literatur liest man häufig, dass diese Getriebe schlupffrei arbeiten. Dies ist aber nur bedingt der Fall. Das liegt zum einen daran, dass sich unter der Kettenkraft die Kegelscheiben elastisch verformen und damit den wirksamen Durchmesser örtlich verändern. Zusätzlich verformen sich Kette und Lamellen, wenn auch wenig, unter den Antriebskräften elastisch. Weil die Lamellen eine endliche Dicke aufweisen, passen sie nicht immer exakt in die verfügbare radiale Nut. Das muss elastisch ausgeglichen werden. Diese Effekte zeigen sich offenbar in einem, wenn auch kleinen, Drehzahlunterschied zwischen Antrieb-und Abtrieb. Dieser liegt bei Schlupf im Bereich von 1-1,5%, (Lit. 5.9.4-12).

Schlupf

Literatur zu Kapitel 5.9.4

- **5.9.4-1** G.Niemann, H.Winter, B.-R.Höhn; "Maschinenelemente" Band 1: "Konstruktion und Berechnung von Verbindungen, Lagern, Wellen", 4. Auflage, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2005, ISBN 3-540-25125-1, Seite 540 und 541.
- **5.9.4-2** J.Theißen, "Graufleckenbildung an Zahnrädern Ursachen, Prüfverfahren. Berechnung, Praxiserfahrungen", Seite 1-21.
- **5.9.4-3** V.Walther; "Analytische Beschreibung des Spannungszustandes am Lagersitz von Planetenradlagerungen" Technische Universität Chemnitz, Institut für Konstruktionsund Antriebstechnik, WS 2007/08, Seite 1.
- 5.9.4-4 "Stufenlose Getriebe", Wapedia Wiki, wapedia.mobi, 03.02.2010, Seite 1-10.
- **5.9.4-5** "Tribologie Untersuchungen an Wälzkontakten", FZG-Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebau, Lehrstuhl für Maschinenelemente, www.fzg.mw.tum.de, Seite 1-3.
- 5.9.4-6 "Schlupf", de.wikipedia.org, 13.01.2010, Seite 1-4.
- **5.9.4-7** H.Yamazaki, M.Nagai, T.Kamada, "A Study of Adhesion Force Model for Weel Slip Prevention Control", Railway Technical Research Institute, Zeitschrift: JSME International Journal, Series C, Vol.47, No.2, 2004, Seite 496-501.
- **5.9.4-8** H.Glaubitz, "Zahnrad Versuchsergebnisse zum Schlupfeinfluss auf die Walzenfestigkeit von Zahnflanken", Zeitschrift "Forschung im Ingenieurwesen", Verlag Springer Berlin / Heidelberg, Volume 14.Heft 1, Januar 1943, Seite 24-29.
- 5.9.4-9 "Die Visco-Kupplung", www.arstechnica.de, 27.01.2010, , Seite 1-3.
- **5.9.4-10** A.Stuffer, A.Albers, "Scheibensätze von Getrieben mit kontinuierlicher verstellbarer Übersetzung aus keramischen Werkstoffen", TH-Karlsruhe - Institut für Maschinenkonstruktionslehre und Kraftfahrzeugbau, Beitrag zum "Statuskolloquium des SFB 483 am 22. Januar 2002 in Karlsruhe, Seite 1-11.
- **5.9.4-11** L.Engel, H.Klingele, "Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden", 2. Auflage, ISBN 3-446-13416-6, Carl Hanser Verlag München Wien, 1982, Seite 149 und 150.
- **5.9.4-12** www.tedata.com/2453.html, Maschinenelemente >Weitere Antriebselemente >Kettengetriebe > Gestaltung von Kettengetrieben > Verstell-Getriebe. Seite 1

5.10 Metallfeuer/Metallbrand

Metallbrandgefahr



5.10.1 Grundlagen

Unter Metallfeuer/Metallbrand (engl. metal combustion) werden im Folgenden Feuer durch die Verbrennung von Metallen unter Luftsauerstoff verstanden. Metallverbrennung (z.B. Eisenverbrennung) kennzeichnet dagegen die örtliche schmelzende Einwirkung (Lit. 5.10.1-6). Das links dargestellte Warnzeichen steht für feuergefährliche Metalle ("Class D" im US-NFPA-Sytem). Die Technik kennt seit Langem Metallfeuer. In einer geeigneten Umgebung können alle Metalle ausser Gold, Silber und Platin zum Brennen gebracht werden (Lit 5.10-2). Besonders gefährlich ist die explosionsartige Verbrennung (siehe Kapitel 5.11) von Metallstäuben (z.B. Magnesium, Bild 5.10.1-4, Lit 5.10.1-10). Dieses Verhalten fand z.B. bei Magnesium seine frühe Anwendung als Blitzlicht. Gefährliche Metallstäube können auch unerwartet auftreten. Beispiele sind abrasive Strahlprozesse, die an leicht entzündlichen Metallen staubartigen Abrieb erzeugen. Unter besonderen Bedingungen können jedoch auch massive Metallquerschnitte oberflächlich gezündet und eine Verbrennung aufrecht erhalten werden (Lit 5.10.1-8). Bei der stetigen Verbrennung herrscht ein Gleichgewichtszustand zwischen Wärmeentstehung und Wärmeabfuhr an die Umgebung.

Kritische Situationen sind besonders in sauerstoffführenden Systemen zu erwarten. Diese finden sich sowohl in Anlagen der Chemieindustrie wie bei der Herstellung von Industriegasen, in der Schweißtechnik, Zerspanung und in Atemsystemen. Hier gibt es umfangreiche Vorschriften zum aktiven (Konstruktion, Bau, Kapitel 5.10.3.1) und passiven (Löschen, Kapitel 5.10.3.2) Schutz (Lit. 5.10.1-12). Metallbrände haben in Sauerstoffverdichtern zu großen Schäden geführt. Der **Brennschneidprozess** nutzt die Verbrennung von Metallen (hier gewöhnlich von Stählen) technisch. Auch scheinbar unbedenkliche Metalle wie Stähle/Eisen können in **filigranen Blechstrukturen an Luft brennen**. Hierzu gehören Ljungström-Vorwärmer und Blechpakete in elektrischen Motoren und Generatoren (Lit. 5.10.1-6 und Lit. 5.10.1-7, Bild 5.10.1-4).

Damit ein Metallfeuer zündet, muss die Zündtemperatur in einer geeigneten Atmosphäre erreicht werden. Voraussetzung ist eine metallische (reaktive) Oberfläche. Unter Zündung versteht man eine thermische Instabilität, die dann eintritt, wenn die Wärmeentstehung durch die chemische Reaktion die Wärmeabfuhr des Metalls übersteigt und so zu einem "thermischen Durchgehen" (Bild 5.10.1-1) führt. Hohe Zündtemperaturen werden gewöhnlich durch Reibungsvorgänge wie Anstreifen erreicht. In Verdichtern steht auf Grund hohen Drucks und/oder hoher Luft-

geschwindigkeiten im Austrittsbereich und an Labyrinthen ausreichend Sauerstoff zur Verfügung, um ein Metallfeuer zu zünden und aufrecht zu erhalten. Als zündfähig haben sich besonders **Titan**legierungen erwiesen (**Titanfeuer**, Lit. 5.10.1-1). Die **Zündung von massivem Magnesium**, z.B. von Getriebegehäusen wird ebenfalls in der Literatur beschrieben (Lit 5.10.1-8 und Lit 5.10.1-9).

Bild 5.10.1-1 (Lit. 5.10.1-1, Lit 5.10.1-2 und 5.10.1-3): Die obere Skizze zeigt das 1974 von Glickstein erstellte Modell des "Wärmehaushalts" im Eintrittskantenbereich einer Verdichterschaufel bei einem Titanfeuer. Von besonderer Bedeutung ist die Abströmung der Titanschmelze über die Blattoberfläche. Dieser Effekt wurde bei Versuchen im Hochgeschwindigkeits-Windtunnel beobachtet. In den Berechnungen beruht das mathematische Modell auf dem dargestellten physikalischen "Brennmodell". Dabei wurden Effekte berücksichtigt wie

- Wärmetransport,
- Materialtransport,
- aerodynamische Grenzschicht,
- instationäre Wärmeleitung im festen Material,
- Schmelzvorgänge,
- Abfluss der Schmelze von der Eintrittskante,
- Haftung der Schmelze am festen Grundwerkstoff und der dabei ablaufenden thermischen Wechselwirkung.

Dieses "**Brennmodell"** soll auch in der Lage sein, die Möglichkeit einer Zündung (siehe Bild 5.10.1-3) durch unterschiedliche Ursachen wie

- Wärmestrahlung
- mechanische Reibung

- hohe Umgebungstemperaturen

abzuschätzen.

Es geht davon aus, dass sich an der Eintrittskante flüssiges Metall bildet. Ein Teil wird vom Luftstrom weggeblasen. Der Rest wird von Luftkräften über die Oberfläche verteilt. Was von der Schmelze wieder erstarrt, gibt **Wärme** (Schmelzwärme) an das feste Grundmaterial ab. Diese Wärme, zusammen mit der von der externen Wärmequelle eingebrachten Wärme, stellt den "Antrieb" des Brennprozesses. Wenn dieser selbsterhaltend ist, hängt die Verbrennungsgeschwindigkeit vom Energiegleichgewicht zwischen der an die Umgebung durch Strahlung und Konvektion abgegebenen und der aufgenommenen Wärmemenge ab.

Die untere Skizze zeigt den Einfluss der Anströmung einer Schaufeleintrittskante auf die Ausbreitung eines Titanfeuers. Dieser Einfluss ist von besonderer Bedeutung, weil bei der Auslösung eines Titanfeuers mit der Deformation der Beschaufelung (z.B. bei FOD) und/oder mit Strömungsstörungen, d.h. mit einer veränderten Anströmung gerechnet werden muss. In Versuchen wurde eine Schaufelvorderkante im Luftstrom mit Hilfe eines Lasers gezündet. Die Strömung wurde so nicht durch den Zündvorgang gestört. Es zeigte sich:

Bei stoßfreier Anströmung ($\alpha=0^{\circ}$) entsteht nur eine schmale Verbrennungszone in Strömungsrichtung (Skizze unten links). Bereits bei leicht schräger Anströmung ($\alpha=10^{\circ}$) erfolgt auch eine Verbrennung (radial) quer zur Strömungsrichtung (Skizze unten rechts) und damit ein deutlich breiterer Brandbereich. Durch den größeren Anströmwinkel erfolgt eine Ablösung der Strömung auf der Saugseite und ein steilerer Auftreffwinkel der Strömung auf der Druckseite. Dadurch werden verschiedene Effekte beeinflusst:

- Wegblasen von Oxiden
- Wegblasen der Schmelze
- Verteilung der Schmelze am brennenden Bauteil und auf anderen Bauteilen
- Größe und Richtung der abfliegenden Tropfen
- Örtliches Sauerstoffangebot

Es wird vermutet, dass der Unterschied in Größe und Art des verbrannten Blattbereichs besonders mit der Ablösung der Grenzschicht auf der Saugseite des Blattes in Zusammenhang steht.



Bild 5.10.1-2 (Lit 5.10.1-6): Besonders in älterer Literatur wird der Begriff **Eisenverbrennung** von dem in diesem Kapitel behandelten Metallbrand unterschieden. Es handelt sich lediglich um örtliche Anschmelzungen mit unterschiedlichen Ursachen.

Bild 5.10.1-4 (*Lit* 5.10.1-4 und *Lit*. 5.10.1-11)): Diese Tabelle kann nur ein Hinweis auf die Zündgefährlichkeit von Metallen unter Sauerstoffeinwirkung sein. Insbesondere gilt das für Luft. Hier spielt das Verhalten von Stickstoff eine Rolle. Die Angaben stammen aus umfangreichen Versuchen und Recherchen in der angegebenen Literatur. Für nicht bewertete Felder lagen offenbar keine Angaben vor. Sie sind also nicht als unbedenklich zu werten. Aus diesen Angaben wurde in der Literatur eine allgemeine Bewertung der metallischen Werkstoffe bezüglich Ihrer Anwendbarkeit in potenziell zündfähigem Sauerstoff- (-gemisch) vorgenommen. Dabei sind nicht nur die Bedingungen unter gasförmigem und flüssigem Sauerstoff bewertet. Auch andere mit einem ausreichenden Sauerstoffangebot sind einbezogen. Ein wichtiger Anhaltspunkt ist, ob die Zündtemperatur unter oder über dem Schmelzpunkt liegt. Liegt sie unter dem Schmelzpunkt, ist eine durch Erhitzung ausgelöste Zündung wahrscheinlicher. Die folgenden Angaben gelten für eine Umgebung von flüssigem oder gasförmigem Sauerstoff. Grau markierte Werkstoffe sollten in zündgefährdeten Systemen nicht vorgesehen werden.

Titanlegierungen sind für eine Zündung in Systemen mit hohem Sauerstoffangebot empfindlich. Grundsätzlich ist **Vorsicht geboten**. Das zeigen die Titanfeuer in Verdichtern von Flugtriebwerken. Die Zündung erfolgt in Sauerstoffgas bereits **mehrere 100°C unterhalb dem Schmelzpunkt** (> 1660 °C). Beispielsweise senkt ein Druckanstieg von ca. 20 bis 30 bar den Zündbereich auf ca. 900 bis 1100 °C. Nach der Zündung erfolgt ein Weiterbrennen.

Aluminiumlegierungen: Die Zündtemperatur liegt bei ca. 1000°C, d.h. deutlich über dem Schmelzpunkt. Wider erwarten sind Al-Legierungen vergleichsweise schwer entzündlich. Stähle (niedrig legiert): Eine Zündung kann bei reinem Eisen in Sauerstoffgas bereits bei 1040°C erfolgen. Bei hohen Drücken (z.B. 55 bar) erfolgt sie bereits bei ca. 930°C. Sehr ähnlich ist das Verhalten in Luft! Hier erfolgt die Zündung zwischen 1200 und 1300°C, also deutlich unter dem Schmelzpunkt. Damit sind diese Werkstoffe als vergleichsweise riskant einzuschätzen und in Systemen mit solchen Bedingungen vom Konstrukteur nach Möglichkeit nicht vorzusehen.

Cr-Stähle (Typ 13% Cr) verhalten sich eher ähnlich unlegierten Stählen. Sie zünden unterhalb dem Schmelzpunkt. Bei 1300 bis 1360 °C und einem Druck von 20 bar. Bei 55 bar beispielsweise erfolgt eine Zündung bereits bei ca. 1200°C. Diese Angaben dürften auch für Luft relevant sein. Auch solche Stähle sollten **in riskanten Systemen nicht zum Einsatz kommen**.

Austenitische Stähle (Typ CrNi18/8) können von allen angegebenen Konstruktionsmetallen als am unempfindlichsten für eine Zündung angesehen werden. Sie erfolgt am oder oberhalb dem Schmelzpunkt. Sie sind deshalb für Komponenten gefährdeter Systeme geeignet.

Kupferlegierungen: Dazu gehören auch solche mit Beryllium. Die Zündung erfolgt nicht unter dem Schmelzpunkt (ca. 960°C). Diese Legierungen können als vergleichsweise wenig sensibel für eine Zündung gelten.

Nickellegierungen können um oder etwas unter dem Schmelzpunkt zünden. In Luft erfolgt am Schmelzpunkt keine Zündung. Damit sind diese Legierungen als sehr zündresistent anzusehen und für Konstruktionen mit relativ intensivem Sauerstoffzutritt geeignet.

Kobaltlegierungen dürften sich ähnlich den Nickellegierungen verhalten. Eine Zündung bei Atmosphärendruck erfolgt im Bereich des



Die Zündtemperatur kann bei dünnen Querschnitten (ca. 0,5 mm) durch höhere Aufheizungsraten (über 40°C/s) dramatisch abgesenkt werden. Bei Aufheizraten um 100°C/s können Zündtemperaturen um 300-400°C herrschen. Möglicherweise liegt dies an einer Schädigung (Rissbildung) der schützenden Oxidschicht.

Das Diagramm unten links (Versuche in Helium-Sauerstoff-Gemisch und Dampf-Sauerstoff-Gemisch) zeigt, dass die Zündbedingungen von der Art des Versuchs mit dem sie ermittelt wurden abhängen. Unter dynamischen Versuchen werden Versuche in einer Gasströmung verstanden, während statische Tests in ruhender Atmosphäre erfolgen. Wie leicht zu erkennen, wird die Zündung von dynamischen Versuchsbedingungen deutlich begünstigt. Sie erfolgt bei niedrigerem Sauerstoffangebot und niedrigerem Gasdruck. **Die Bedingungen für ein Weiterbrennen liegen deutlich unter den Zündbedingungen**.

Das Diagramm unten rechts zeigt den Zusammenhang von Zündtemperatur und Sauerstoffangebot. Man erkennt, dass **bei Turbo**verdichtern und normaler Oberflächenoxidation der Bauteile, die Zündung zwischen 900°C (bei hohem Luftdruck im hinteren Verdichterbereich) und 1500°C (im vorderen Verdichterbereich) beginnt. Entstehen während eines Schadens frische Bruchflächen (siehe auch Modell in 5.10.1-3.1, Lit. 5.10.1-4) kann die Zündtemperatur deutlich tiefer liegen (Zündung ab 500°C).

Aus der Fachliteratur ist zu entnehmen:

Zur Entzündug und dem Brennen **massiver Metalle** in Sauerstoff bzw. sauerstoffhaltigen Gasen, geben insbesondere indirekt Unfallverhütungsvorschriften Auskunft. In den 70er-Jahren des letzten Jahrhunderts entstanden umfangreiche Arbeiten (Lit. 5.10.1-4) unter dem Eindruck des Problems von "**Titanfeuern**" in militärischen Flugtriebwerken und wahrscheinlich auch bei Raketenkomponenten. Das Problem eskalierte mit der Anwendung von Titanlegierungen im Verdichterbereich. Im Rahmen der Arbeiten wurden **Untersuchungen/Versuche** und **Literaturrecherchen** durchgeführt. Diese können bis heute als eine der, wenn nicht *die* umfassendste, zugängliche Wissenssammlung zum Thema Metallfeuer gelten. Ein Vergleich mit der Unfallverhütungsvorschrift für Sauerstoff zeigt, dass diese Erkenntnisse auch weitgehend für den **allgemeinen Maschinenbau sauerstoffführender Anlagen gelten** können. Das gilt insbesondere für die Einschätzung von **Werkstoffen** (Kapitel 5.10.3.1). Im Folgenden findet sich ein Auszug im Hinblick auf **Anwendungen des allgemeinen Maschinenbaus**. Damit kann der Konstrukteur **Risiken erkennen**, **einschätzen** und erhält Hinweise auf erfolgsversprechende **Abhilfen**.

Obwohl der Begriff **Zündtemperatur** definiert ist, scheint es diese für ein bestimmtes Metall/ Gas-System nicht zu geben. Das gilt auch für Standardversuche zu deren Ermittlung. Ein befriedigendes theoretisches Modell zur Ermittlung/Abschätzung der Zündtemperatur ist fraglich. Es benötigt offenbar zumindest die folgenden **Parameter** (siehe auch Bild 5.10.1-5).

- Freie Bildungsenergie
- Spezifische Wärme
- Dampfdruck,
- Schmelz- und Siedepunkt,
- Wärmeleitfähigkeit.

Der Grund für die **Probleme mit der Zündtemperatur** sind die vielen **wirksamen Einflüsse**. Dazu gehören

eher gleichbleibende:

- Atmosphäre,
- Legierung (z.B. Zusammensetzung, Reinheit),
- Metalloberfläche (z.B. Zustand, Größe).

Dynamische:

- Gasdruck.,
- Einschlagvorgänge (z.B. Geschwindigkeit)
- Vibrationen (z.B. Verschleiß > frische Oberflächen).

Aus den Experimentaldaten lassen sich die folgenden **Tendenzen für die Zündung massiver Metalle in Sauerstoff** erkennen (Bild 5.10.1-4):

- Zündfähig sind außer Gold und Platin alle Metalle bei ausreichend hoher Temperatur.

- Bestimmte Metalle wie **Titan**, Zirkon, Thorium, Uran, **Blei**, **Zinn** und **Magnesium** zünden bereits bei relativ niedrigen Temperaturen wenn eine frische (nicht oxidierte) Metalloberfläche/ Bruchfläche vorliegt. Manche sogar **in flüssigem Sauerstoff**.

- Unterschiedliche Einwirkungen äußerer Energie kann eine Zündung auslösen. Ihnen ist offenbar gemein, dass frische reaktionsfreudige Metalloberflächen entstehen. Eine Zusammenstellung zeigt Bild 5.10.1-4. Die Annahme ist naheliegend, dass das erhöhte Sauerstoffangebot die Zündung unterstützt. Das ist bei erhöhtem Druck und/oder ansteigender Strömungsgeschwindigkeit der Fall. Hemmend können Oxide wirken, wenn sich in flüssigem oder gasförmigem Sauerstoff inerte Gase oder Flüssigkeiten mit einem Anteil von mehr als 90% lösen.

Es gibt auch für Zündbedingungen **relativ unempfindliche Legierungen**. Das gilt sowohl für hohe und niedrige Temperaturen als auch für hohe Energieeinwirkung. Sie bieten sich für "riskante" Bedingungen an. Dazu gehören

- Austenitische Stähle (z.B. Typ CrNi 19/10),
- Nickellegierungen,
- Kobaltlegierungen,
- Kupferlegierungen,
- Silberlegierungen,
- Bestimmte intermetallische Phasen wie TiAl.

Eine Zwischenstellung nehmen folgende Legierungen ein, die für weniger gefährdete Anwendungen geeignet sind:

- Aluminiumlegierungen.,
- Rostfreie martensitische Cr-Stähle (Cr>11%),
- Kohlenstoffstähle / niedrig legierte Stähle hoher Festigkeit.

Können **Beschichtungen** das Zünd-/Brandrisiko von Titanlegierungen merklich absenken? (Geeignete Verfahren im grauen Feld).

In Lit. 5.10.1-4 wurden umfangreiche Untersuchungsergebnisse zusammengetragen und bewertet.

- **Mechanisches Polieren**: Es wurde sowohl eine leicht abgeschwächte als auch erhöhte Zündwilligkeit beobachtet.

- Ätzen verstärkt die Zündwilligkeit.
- **Passivieren** mit H₂O₂ oder rauchender Salpetersäure (HNO₃steigerte die Zündwilligkeit in flüssigem Sauerstoff). Das gilt gerade auch für Zündung durch Stoß. Lediglich passivieren mit Fluorphosphat ließ eine leichte Verbesserung erkennen.
- Anodisieren ließ weder in dünnen noch in dicken Schichten bei Schlagbeanspruchung eine Verbesserung erkennen.
- Keramikschichten ergaben in flüssigem Sauerstoff keine Verbesserung.
- **Teflon** reduzierte etwas die Neigung zur Zündung. Dies wurde aber für einen praktischen Einsatz als nicht ausreichend bewertet.
- Flammgespritztes oder aufgedampftes Aluminium wird wie Teflon als nicht ausreichend bewertet.
- Oxidfilme durch Wärmebehandlung brachten keine nutzbare Verbesserung.
- Gold- und Silberschichten erwiesen sich bei Schlageinwirkung als nicht effektiv.
- Nitridschicht schützt offensichtlich gut. Es ist jedoch der Schwingfestigkeitsabfall in Zusammenhang mit dem spröden Verhalten (Bild 5.4.3.2-10) zu berücksichtigen.
- Galvanische Kupfer- und Nickelschichten: (Dicke ca. 0,125 mm) verhindern eine Zündung durch Schlagbeanspruchung. Sie scheinen für den praktischen Einsatz geeignet.
- **Stromlos abgeschiedene Kupfer-** und **Nickelschichten** (Dicke ca. 0,05 mm) verhalten sich ähnlich galvanischen Schichten und scheinen geeignet.
- Aluminiumplattierung verhindert eine spontane Zündung bei Kontakt mit flüssigem Sauerstoff unter Druck.

Bild 5.10.1-4 (*Lit* 5.10.1-4 und *Lit*. 5.10.1-11)): Diese Tabelle kann nur ein Hinweis auf die Zündgefährlichkeit von Metallen unter Sauerstoffeinwirkung sein. Insbesondere gilt das für Luft. Hier spielt das Verhalten von Stickstoff eine Rolle. Die Angaben stammen aus umfangreichen Versuchen und Recherchen in der angegebenen Literatur. Für nicht bewertete Felder lagen offenbar keine Angaben vor. Sie sind also nicht als unbedenklich zu werten. Aus diesen Angaben wurde in der Literatur eine allgemeine Bewertung der metallischen Werkstoffe bezüglich Ihrer Anwendbarkeit in potenziell zündfähigem Sauerstoff- (-gemisch) vorgenommen. Dabei sind nicht nur die Bedingungen unter gasförmigem und flüssigem Sauerstoff bewertet. Auch andere mit einem ausreichenden Sauerstoffangebot sind einbezogen. Ein wichtiger Anhaltspunkt ist, ob die Zündtemperatur unter oder über dem Schmelzpunkt liegt. Liegt sie unter dem Schmelzpunkt, ist eine durch Erhitzung ausgelöste Zündung wahrscheinlicher. Die folgenden Angaben gelten für eine Umgebung von flüssigem oder gasförmigem Sauerstoff. Grau markierte Werkstoffe sollten in zündgefährdeten Systemen nicht vorgesehen werden.

Titanlegierungen sind für eine Zündung in Systemen mit hohem Sauerstoffangebot empfindlich. Grundsätzlich ist **Vorsicht geboten**. Das zeigen die Titanfeuer in Verdichtern von Flugtriebwerken. Die Zündung erfolgt in Sauerstoffgas bereits **mehrere 100°C unterhalb dem Schmelzpunkt** (> 1660 °C). Beispielsweise senkt ein Druckanstieg von ca. 20 bis 30 bar den Zündbereich auf ca. 900 bis 1100 °C. Nach der Zündung erfolgt ein Weiterbrennen.

Aluminiumlegierungen: Die Zündtemperatur liegt bei ca. 1000°C, d.h. deutlich über dem Schmelzpunkt. Wider erwarten sind Al-Legierungen vergleichsweise schwer entzündlich. Stähle (niedrig legiert): Eine Zündung kann bei reinem Eisen in Sauerstoffgas bereits bei 1040°C erfolgen. Bei hohen Drücken (z.B. 55 bar) erfolgt sie bereits bei ca. 930°C. Sehr ähnlich ist das Verhalten in Luft! Hier erfolgt die Zündung zwischen 1200 und 1300°C, also deutlich unter dem Schmelzpunkt. Damit sind diese Werkstoffe als vergleichsweise riskant einzuschätzen und in Systemen mit solchen Bedingungen vom Konstrukteur nach Möglichkeit nicht vorzusehen.

Cr-Stähle (Typ 13% Cr) verhalten sich eher ähnlich unlegierten Stählen. Sie zünden unterhalb dem Schmelzpunkt. Bei 1300 bis 1360 °C und einem Druck von 20 bar. Bei 55 bar beispielsweise erfolgt eine Zündung bereits bei ca. 1200°C. Diese Angaben dürften auch für Luft relevant sein. Auch solche Stähle sollten **in riskanten Systemen nicht zum Einsatz kommen**.

Austenitische Stähle (Typ CrNi18/8) können von allen angegebenen Konstruktionsmetallen als am unempfindlichsten für eine Zündung angesehen werden. Sie erfolgt am oder oberhalb dem Schmelzpunkt. Sie sind deshalb für Komponenten gefährdeter Systeme geeignet.

Kupferlegierungen: Dazu gehören auch solche mit Beryllium. Die Zündung erfolgt nicht unter dem Schmelzpunkt (ca. 960°C). Diese Legierungen können als vergleichsweise wenig sensibel für eine Zündung gelten.

Nickellegierungen können um oder etwas unter dem Schmelzpunkt zünden. In Luft erfolgt am Schmelzpunkt keine Zündung. Damit sind diese Legierungen als sehr zündresistent anzusehen und für Konstruktionen mit relativ intensivem Sauerstoffzutritt geeignet.

Kobaltlegierungen dürften sich ähnlich den Nickellegierungen verhalten. Eine Zündung bei Atmosphärendruck erfolgt im Bereich des

Energieeinwirkung als Ursache für die Zündung von massiven Metallen in Sauerstoff als Anhaltspunkt für das Werksstoffverhalten in potenziell zündfähigen Systemen. (Versuchsergebnisse, nach Lit. 5.10.1-4)

Werkstoff	Gasförmiger Sauerstoff								Flüssiger Sauerstoff											
Zündung unwahrscheinlich möglich wahrscheinlich	- Schneller Druckanstieg	 Hohe Strömungsgeschwin- digkeit durch kleine Öffnung 	- Einschlag auf der Aulsen- seite eines Druckgefäßes	- Rissbildung durch LCF	- Hohe Gasgeschwindigkeit	- Explosionsschock	- Zuggewaltbruch	- Durchschlad	- Elektrischer Funke	- Hohe Strömungsgeschwin- digkeit durch kleine Öffnung	- Schallschwingungen	 Mechanische Vibrationen 	- Zuggewaltbruch	- Reibung und 'Fressen'	- Spanende Bearbeitung	 Schneller Druckanstieg 	 Einschlag auf der Aulsen- seite eines Druckgefäßes 	- Durchschlag	 Explosionsschock 	- Mechanischer Einschlag/ Aufschlag
Titanlegierungen		0	0	0						0	0	0	0	0	0	0	0	•		•
Aluminiumlegierungen							0	0		0			0					0		0
Stähle (niedrig legiert)		0			C															
Austenitische Stähle	0	0			0		0	0					0	0	0				С	0
Kupferlegierungen		0					(0		0										0
Nickellegierungen	D	0	5																	0
Magnesiumlegierungen			\mathbf{D}				0	•					0							•
Zinn- und Bleilegierungen		5				r	(•										•		•

Schmelzpunkts. Diese Legierungen sind also eher als unproblematisch einzustufen.

Magnesiumlegierungen lassen sich um den Schmelzpunkt (ca. 620°C) zünden. Das gilt bei Drücken von 35 bar weitgehend auch für das Verhalten in Luft. Sie sind zwar für eine Zündung nicht so gefährdet wie Titanlegierungen, trotzdem für hoch sauerstoffhaltige Systeme als ungeeignet anzusehen. Mit den üblichen Legierungskomponenten fällt gewöhnlich auch der Schmelzpunkt und entsprechend die Zündtemperatur auf 500 bis 600°C. Interessant ist, dass ein Kontakt mit Nickel, Messing und Aluminium die Zündtemperatur merklich absenken kann. Zinn und Bleilegierungen finden in erster Linie als Weichlote Verwendung. Die Zündtemperatur liegt über dem Schmelzpunkt. Beobachtet wurden Zündungen in flüssigem Sauerstoff bei Schlageinwirkung. Diese Legierungen sind demnach als bedenklich einzuschätzen.

Silber und seine Legierungen werden entsprechend theoretischen Überlegungen als schwer zündbar eingeschätzt. Die Schlagempfindlichkeit scheint deutlich weniger ausgeprägt als bei Zinn-Weichloten.





Bild 5.10.1-5 Der Zünd- und Brennvorgang wird von physikalischen Größen, wie Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärme, Schmelzwärme und Schmelzpunkt entscheidend beeinflusst. Damit dürfte auch die Frage zu beantworten sein, warum gerade Titanfeuer im Blickpunkt steht, während nur äußerst selten von einem Magnesiumfeuer berichtet wird. An der Häu-

figkeit der Verwendung dürfte es weniger liegen. Magnesiumlegierungen werden als Guss in Gehäusen und komplexen Formteilen (Getriebe, Regler, Pumpen, Verdichter, Radfelgen) eingesetzt.

Die im Folgenden angegebenen Werkstoffkennwerte gelten nur näherungsweise für Legierungen des Maschinenbaus. Die verwende-

ten Literaturangaben beziehen sich auf reine Metalle.

Wärmeleitfähigkeit (Diagr. oben links) erklärt am plausibelsten die besondere Brandgefahr von Titanbauteilen (Lit. 5.10.1-6). Das Diagramm oben links zeigt vergleichsweise die Wärmeleitfähigkeit typischer Werkstofffamilien. Wie leicht zu erkennen, liegt sie bei Titanlegierungen um ca. eine Größenordnung niedriger als die vergleichbar reaktiven Leichtmetalle auf Aluminium- und Magnesiumbasis. Dadurch kann bei Reibung (Anstreifvorgänge und Trockenlauf) die Wärme vom Titanbauteil nicht schnell genug abgeführt werden. So wird die Zündtemperatur im Bereich von 1500°C schnell erreicht. (Bild 5.10.1-3). Gegenüber Niund Fe-Legierungen ist die Wärmeleitfähigkeit der Titanlegierungen nur etwa halb so groß. Sie weisen zusätzlich eine geringere Neigung zum Verbrennen auf (Bild 5.10.1-4).

Spezifische Wärme (Lit 5.10.1-5) ist notwendig, um eine bestimmte Menge verschiedener Metalle auf die gleiche Temperatur aufzuheizen. Das Diagramm oben rechts zeigt einen Vergleich verschiedener Metalle. Je höher diese Wärmemenge ist, umso mehr Aufheizenergie ist erforderlich. Geht man für Bauteile von ähnlichem Volumen aus, ist die volumenbezogene spezifische Wärme für einen Vergleich relevant. Man erkennt, dass Eisen- und Nickellegierungen hier etwa 30% über Titanlegierungen liegen und sich deshalb langsamer aufheizen.

Schmelzwärme (Diagr. Mitte rechts) wird benötigt, um eine bestimmte Menge aufzuschmelzen. Ihre Bedeutung liegt im Verbrennungsvorgang eines Metalls, an dem die Schmelze in besonderem Maß teilnimmt (Bild 5.10.1-1). Man erkennt, dass Aluminium gegenüber den anderen Metallen eine etwas höhere Schmelzwärme aufweist. Schmelzpunkt (Diagr. unten rechts): Al- und Mg-Legierungen schmelzen bei etwa der halben Temperatur (°C) wie Ti-, Fe- und Ni-Legierungen. Leichtmetalle dürften deshalb trotz relativ hoher Schmelzwärme schnell den Schmelzpunkt erreichen. Die hochschmelzenden ausgeprägten Oberflächenoxide behindern jedoch den Kontakt mit Sauerstoff und das Austreten der Schmelze.

Aufheizempfindlichkeit: Dieser Begriff wurde geprägt, um zu erkennen, wie schnell ein Metall die Zündtemperatur bei örtlicher Wärmezufuhr erreicht. Die relative Aufheizempfindlichkeit bezieht sich auf Ti als 100% (Diagramm Mitte unten).

Die Aufheizempfindlichkeit ergibt sich aus dem Kehrwert des Produkts der volumenbezogenen spezifischen Wärme und der Wärmeleitfähigkeit. D.h. je niedriger die spezifische Wärme und je schlechter die Wärmeleitung, umso schneller wird das Bauteil örtlich aufgeheizt und erreicht die Zündtemperatur. Man erkennt, dass die Aufheizempfindlichkeit von Titan ein Mehrfaches der anderen Metalle beträgt. Damit wird die relativ zu anderen metallischen Werkstoffen häufige Zündung von Titanfeuern in Triebwerken verständlich.

Literatur zu Kapitel 5.10.1

- **5.10.1-1** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik", www.turboconsult.de, 2002, ISBN 3-00-008429-0, Kapitel 9.1.1 und 9.1.2.
- **5.10.1-2** T.R. Strobridge, J.C. Moulder, A.F. Clark, "Titanium Combustion in Turbine Engines", Report Nos. FAA-RD-79-51 und NDSIR 79-1010, July 1979, ca. 100 Seiten.
- **5.10.1-3** M.R. Glickstein, B.A. Manty, S.R. Lyon, C.W. Elrod, "Ignition and Self-Sustained Combustion of Titanium Alloys", Proceedings der "Third DoD Conference on Laser Effects, Vulnerability and Countermeasures", July 19-22, 1977, Naval Training Center, San Diego, CA.
- **5.10.1-4** E.L.White, J.J. Ward, "Ignition of Metals in Oxigen", Defense Metals Information Center, Battelle Memorial Institute, Columbus. Ohio 4301, DMIC Report 22N, February 1, 1968, Updata 1976.
- **5.10.1-5** J.A.Auger, "Les Risques Affectant la Resistance Structurale et la Securité des Propulseurs Modernes", Proceedings AGARD-CP-215 der AGARD Conference "Power Plant Reliability", Seite 6.1-6-14.
- **5.10.1-6** E.J.Pohl, R.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG, München und Berlin, 1964, Seite 89, 112-114.
- **5.10.1-7** "Allianz Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, Bestell-Nr. TV fb 6, Autorenkollektiv, Seite 61, 62, 120.
- 5.10.1-8 "NTSB Aviation Accident/Incident Database Report", CHI86LA140, 1986.
- 5.10.1-9 "NTSB Aviation Accident/Incident Database Report", IAD961A098.
- 5.10.1-10 "NTSB Aviation Accident/Incident Database Report", SEA85FA134, 1985
- **5.10.1-11** V.G.Andersen, M.H.Funkhauser, "Titanium Coating Ignition Test", AeroP Propulsion Laboratory, Bericht APWAL-TR-81-2126, 1981, Seite 1-39.
- **5.10.1-12** "Unfallverhütungsvorschrift Sauerstoff mit Durchführungsanweisungen", Gesetzliche Unfallversicherung, GUV-V B7 (früher GUV 9.8), 1977, Seite 1-52.

5.10.2 Schäden durch Metallfeuer/ Metallbrand



Schäden durch Metallfeuer waren für den Maschinenbauer an massiven Querschnitten eher exotisch. Metallpulver lassen sich dagegen deutlich leichter entzünden bzw. zur Explosion bringen (Kapitel 5.11). Die Wahrscheinlichkeit von Metallfeuern dürfte sich mit neuen Technologien und Werkstoffen wie in Li-Ionen-Batterien und Akkumulatoren sowie steigender Energiekonzentration, Effizienz von Maschinen (höhere Prozesstemperaturen, Drücke, Gasgeschwindigkeiten) zur Energieerzeugung sowie dem steigenden Einsatz von Sauerstoff als Komponente von Raketentreibstoff ändern. Besonders in Flüssigsauerstoff können sich Systemkomponenten entzünden. Bereits unter Atmosphärenbedingungen können Alkalimetalle (Na, Li und K) und Erdalkalimetalle (z.B. Mg) zünden. Natrium war in großen Mengen unter Luftabschluss zur Kühlung in Brutreaktoren der Kerntechnik vorgesehen. Es wird seit Langem zur Kühlung des hohlen Schafts der Auslassventile von Hochleistungs-Kolbenmotoren verwendet. Dazu werden diese nur teilweise (60%) gefüllt, um den Wärmetransport durch Oszillation der Natriumfüllung zu ermöglichen. Das Öffnen solcher Systeme erfordert besondere Vorkehrungen und Vorsicht. Das gilt auch für manche Schwermetalle wie Zirkonium, welches in der Reaktortechnik von Interesse ist. Aber auch in Prozessgasen bzw. in einem Gasgemisch (Luft) kann bei ausreichendem Sauerstoffangebot (Druck, Strömungsgeschwindigkeit) und Erreichen der Zündtemperatur (meist Reibvorgänge) ein Metallbrand entstehen. Dabei ist werkstoffspezifisch eine Art Brand als exotherme Reaktion auch mit anderen Gasen möglich. Bei Titanlegierungen sind dies z.B. CO, und Stickstoff. Erschwerend ist die Zersetzung von Wasser weil Knallgas entsteht. Dies ist sowohl thermisch als auch auf chemische Reaktionen zurückzuführen. Die chemische Reaktion kann primär sein und der eigentliche Metallbrand erst von der Knallgasverbrennung ausgelöst werden. Bei Alkalimetallen wie Natrium ist das besonders anschaulich. Das erfordert geeignete Löschmittel nach Brandklasse D (Kapitel 5.10.3).

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Schäden



Bild 5.10.2-1: Diese **Beispiele** sollen einen Überblick zu Metallbränden geben. Eisenbrände werden nochmals gesondert in Bild 5.10.2-2 behandelt.

Gefährdet sind Anlagen in denen sich hochkomprimierte Gase wie Luft und Sauerstoff befinden. Dazu gehören die Gasverflüssigung und -zerlegung sowie Chemieanlagen. Bei Verflüssigungsanlagen kann es sich um flüssigen Sauerstoff handeln. Bei ausreichender Wärmeentwicklung oder Effekten wie Schlagbeanspruchung und Entstehung frischer reaktiver Oberflächen unter Funktionsausfall bzw. als Folgeschaden besteht Zündgefahr (Bild 5.10.1-3.2).

Beispiel "A" (Lit. 5.10.2-9) zeigt den Schnitt durch einen Zylinder des Kolbenverdichters einer Luftzerlegungsanlage. Dieser Verdichter lief fast 40 Jahre schadenfrei. Der Enddruck lag bei ca. 18 bar, die Austrittstemperatur zwischen 90 und 100 °C. Leider liegen keine An-
Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Schäden

gaben zu den Werkstoffen der betroffenen Komponenten vor. Der Brand entstand im Kompressionsraum und ist wahrscheinlich die Folge eines Kolbenklemmers/-fressers (verbogenes Pleuel, Bild 5.9.2-1). Eine Folge war offenbar der Bruch von Komponenten (Ventile?). Die Bruchstücke schlugen im Zylinder umher. So entstanden neben Reibungshitze Schlagbeanspruchung und frische reaktive Metalloberflächen. Als Folge wurde der Kolben entzündet. Danach trat das Feuer explosionsartig aus dem Zylinder. Es entstand hoher Sachschaden. Bei den betroffenen Werkstoffen dürfte es sich um Al- und Fe-Legierungen gehandelt haben.

Beispiel "**B**" steht für den Brand des Gehäuses aus Mg-Guss vom Anbaugetriebe eines Flugtriebwerks. Ursache war ein **Heißlauf** oder ein **Anstreifvorgang** im Getriebe. Dies kann die Folge eines Ölmangels oder **Zahnradbruchs** sein. Mg-Brände sind auch von Felgen an Flugzeugfahrwerken durch heißgelaufene Lager bekannt.

Beispiel "C": Von Bränden der Lithium-Akkumulatoren in elektronischen Geräten wie tragbaren Computern ('Laptops') wird immer wieder berichtet (Lit. 5.10.2-10). Es handelt sich hier jedoch nicht um einen Metallbrand im eigentlichen Sinn (Lit. 5.10.2-11 und Lit. 5.10.2-12). Eine Ursache ist das Versagen von nicht ausreichend temperaturbeständigen (Kunststoff-) Trennfolien zwischen den Elektroden. Werden diese mechanisch oder durch Überhitzung beschädigt tritt ein selbstbeschleunigtes Versagen mit dem Freiwerden größerer gespeicherter Energiemengen auf. Diese lösen die Zündung mit Explosionscharakter aus. Es brennt der (alkoholische) Elektrolyt und Kunststoffe (Zwischenlagen). Lithium in geschmolzenem Zustand oder als Pulver/Staub entzündet sich schon bei Raumtemperatur an Luft.Halbzeug wie Folien aus Lithium zünden spontan oberhalb 190 °C an Luft. Deshalb erfolgt die Aufbewahrung unter Petroleum.

Metallisches, brennfähiges Lithium kann sich in geringen Mengen bei Spannungsüberladung absetzen. Im Extremfall kommt es zur Selbstzündung bei Vorhandensein von Wasser/ Feuchtigkeit.

Beispiel "D" (Lit. 5.10.2-1 und Lit. 5.10.2-6): Titanfeuer im Verdichter eines Flugtriebwerks. Die Beschaufelung bestand aus einer hochfesten **Titanlegierung**. Die Zündung erfolgte durch einen **Anstreifvorgang**, häufig die Folge eines Schaufelbruchs. Das Feuer trat durch das Gehäuse (ebenfalls Titanlegierung).

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Schäden



Seite 5.10.2-4

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Schäden

Bild 5.10.2-2: Eisenbrand ist möglich, wenn dünnwandige Stahlstrukturen in Umgebungsluft auf Zündtemperatur zum Brennen aufgeheizt werden (Lit. 5.10.2-4).

Dagegen wird unter **Eisen<u>ver</u>brennung** in der Fachliteratur die **Aufschmelzung durch einen Lichtbogen** verstanden (Bild 5.10.1-2).

Beispiel "A" (Lit. 5.10.2-4 und Llit. 5.10.4-5): Rotor eines Ljungströmvorwärmers ("A2" und "A3"). Der Rotor besteht aus einer aus dünnem Wellblech gewickelten Scheibe von mehreren Metern Durchmesser. Im vorliegenden Fall wurde die Anlage nach Anfahrversuchen der Kesselfeuerung einige Stunden abgestellt. In dieser Zeit entwickelte sich ein Eisenbrand. Denkbar ist eine Initialzündung von brennbarem Staub. Dieser erwärmte die dünnen Strukturen auf Zündtemperatur. Beim anschließenden Brand sind große Bereiche der Matrix geschmolzen. Das zeigt die Aufnahme aus einem Zuführungskanal ("A1"). Um solchen Schäden vorzubeugen, muss die Löschvorrichtung und die Temperaturüberwachung in den ersten Betriebsstunden eingeschaltet sein.

Beispiel "B" (Lit. 5.10.2-4): Von diesem Eisenbrand sind die dünnen Blechpakete eines Turbogenerators betroffen. Offenbar wirkte ein Kurzschluss als Initialzündung. Das war möglich, weil diese ältere Anlage keine geeignete Schutzeinrichtung besaß.

Eisenbrände können auch an **Transformator**blechen (Lit. 5.10.2-4) und dünnwandigen Filterstrukturen auftreten.

Literatur zu Kapitel 5.10.2

- **5.10.2-1** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik", www.turboconsult.de, 2002, ISBN 3-00-008429-0, Kapitel 9.1.1 und 9.1.2.
- **5.10.2-2** T.R. Strobridge, J.C. Moulder, A.F. Clark, "Titanium Combustion in Turbine Engines", Report Nos. FAA-RD-79-51 und NDSIR 79-1010, July 1979, ca. 100 Seiten.
- **5.10.2-3** J.A.Auger, "Les Risques Affectant la Resistance Structurale et la Securité des Propulseurs Modernes", Proceedings AGARD-CP-215 der AGARD Conference "Power Plant Reliability", Seite 6.1-6-14.
- **35.10.2-4** E.J.Pohl, R.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG, München und Berlin, 1964, Seite 89, 112-114.
- **5.10.2-5** "Allianz Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, Bestell-Nr. TV fb 6, Autorenkollektiv, Seite 61, 62, 120.
- 5.10.2-6 "NTSB Aviation Accident/Incident Database Report", CHI86LA140, 1986.
- **5.10.2-7** "Brandschutz Wissen Brandklasse D", www.brandschutzwissen.info/metalle, Stand 21.10.2007.
- **5.10.2-8** "Metallbrand-Info", de. wikipedia.org/wiki/Metallbrand, Stand 30. Mai 2010, Seite 1.
- **5.10.2-9** "Brand einer Luftzerlegungsanlage",ZEMA Zentrale Melde- und Auswertungsstelle für Störfälle, Ereignisdatum 31.01.2003, 3 Seiten.
- **5.10.2-10** R.Groiß, A.Jossen, "Sicherheitsaspekte beim Testen von Lithium-Ionen Batterien", www.basytec.de, 16 Seiten
- 5.10.2-11 "Lithium", www.wikipedia.org, Stand April 2011, Seite 9 und 10.
- **5.10.2-12** "Sicherheitshinweise für Lithium-Akkus", www.lipodealer.de, Stand April 2011, Seite 1-3.

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Abhilfen

5.10.3 Abhilfen gegen Metallfeuer

5.10.3.1 Konstruktionen gegen Metallfeuer



Dieses Kapitel stützt sich in erster Linie auf Angaben in **Unfallverhütungsvorschriften** (Lit. 5.10.2-10) und Untersuchungen zu **Feuern in Sauerstoff** bei Raketen (Kapitel 5.10.1). Die werkstoffbezogenen Schlussfolgerungen (Lit. 5.10.3-3 und Lit. 5.10.3-4) sind weitgehend dieselben (Bild 5.10.1-4 und Bild 5.10.3.1-1). Ein besonderes Problem sind **Titanfeuer** in Luft. Im Titelbild sind potenzielle **Maßnahmen** gegen Titanfeuer bei einem Flugtriebwerk zusammengefasst (Lit. 5.10.3-5). Die Maßnahmen sind nicht nur triebwerksspezifisch. Sie sind auch für den allgemeinen Maschinenbau nutzbar. Man kann mehrere Gruppen erkennen:

- Konstruktive Gestaltung und
- Werkstoffauswahl.
- Überwachung und Sicherheitsvorrichtungen.
- Schutzmaßnahmen im Schadensfall um die Auswirkungen zu minimieren.

In manchen Fällen lassen sich alle Aspekte vorteilhaft kombinieren. Das gilt besonders für den Einsatz von Beschichtungen (Seite 5.10.1-7).

Bild 5.10.3.1-1 (Lit.5.10.3-2): Ein besonderes Brandrisiko besteht bei Anlagen zum Gewinnen von Sauerstoff und dessen Weiterverwendung. Um dies zu minimieren, nutzt man anlagenspezifische Sicherheitsmaßnahmen für: - Rohrleitungen,

- Konrieuunger - Armaturen,
- Anlagenraum,

- Komponenten zur Gewinnung und Verdichtung (Kolben- und Turbokompressoren)

- Fördermittel für flüssigen Sauerstoff (**Pumpen**).

Grundsätzlich unterliegen solche Anlagen umfangreichen Vorschriften die vom Konstrukteur einzuhalten sind.

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Metallfeuer/Metallband: Abhilfen



5.10.3.2 Löschen von Metallfeuern



Das Löschen von Metallfeuern ist ein besonderes Problem. Eine Ursache sind die extrem hohen Temperaturen (nicht selten über 3000°C) der exothermen Reaktion. Diese kann ungeeignetes Löschmittel thermisch aufspalten und dabei explosive Gasgemische freisetzen. Typisch ist die Spaltung von Wasser. Dabei wird Wasserstoff frei, der mit dem Sauerstoff Knallgas bildet. So besteht zusätzliche Explosionsgefahr. Ein Metallbrand kann also primär von der Reaktion mit Luftsauerstoff oder von Knallgas aus einer chemische Reaktion (z.B. Natrium) ausgelöst werden. Auch können ungeeignete Löschmittel, insbesondere Gase wie Stickstoff oder CO₂ ebenfalls extrem exotherm mit einer Metallschmelze reagieren (z.B. bei Titan) und so das Feuer intensivieren. Tritt eine thermische Spaltung ein die Sauerstoff freisetzt, wird der Brand unterstützt. Besonders schwer sind Zirkoniumbrände wegen der extremen Temperaturen zu löschen.

Wasserhaltige **Löschmittel** sind also **ungeeignet**, dazu gehören auch Schäume. Das gilt auch für Gase wie Stickstoff oder CO₂. Halone sind zumindest fragwürdig.

Das Löschen erfolgt entsprechend der Brandklasse D (Lit. 5.10.3-1).

Geeignet sind sog. '**Metallbrandpulver**'. Es handelt sich gewöhnlich um Salze wie Natriumchlorid (= Kochsalz) und Kaliumchlorid. Sie schmelzen bei ca. 800°C und bilden eine für Luft undurchlässige Schicht. Damit wird der **Brand erstickt**. Auf ähnliche Weise wirkt **trockener** (!) **Sand**. Zum Aufbringen des Löschpulvers gibt es geeignete tragbare Feuerlöscher die mit einer Pulverbrause arbeiten und so ein Anfachen durch einen Luftstrom vermeiden.

Kapitel 5.10.3

- **5.10.3-1** "Brandschutz Wissen Brandklasse D", www.brandschutzwissen.info/metalle, Stand 21.10.2007.
- **5.10.3-2** "Unfallverhütungsvorschrift Sauerstoff mit Durchführungsanweisungen", Gesetzliche Unfallversicherung, GUV-V B7 (früher GUV 9.8), 1977, Seite 1-52.
- **5.10.3-3** E.L.White, J.J. Ward, "Ignition of Metals in Oxigen", Defense Metals Information Center, Battelle Memorial Institute, Columbus. Ohio 4301, DMIC Report 22N, February 1, 1968, Updata 1976.
- **5.10.3-4** V.G.Andersen, M.H.Funkhauser, "Titanium Coating Ignition Test", Aero Propulsion Laboratory, Bericht APWAL-TR-81-2126, 1981, Seite 1-39.
- 5.10.3-5 Axel Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Band 2", www.turboconsult.de, ISBN 3-00-008429-0, 2001, Kapitel 9.1.3.

5.11 Staubexplosionen

5.11.1 Grundlagen und Schäden



Wenn fein in Luft verteilter, brennbarer Staub nach einer Zündung explosionsartig abbrennt, spricht man von einer **Staubexplosion**. Explosionsgefährliche Stäube treten in Turboverdichtern in erster Linie als **Folge intensiver Anstreifvorgänge** auf (Lit 5.11-6). Als besonders gefährlich haben sich mit Kunststoffkügelchen ("Microballoons") **gefüllte Kunstharze** erwiesen. Auch Einlaufschichten aus **Silikongummi** werden als ähnlich riskant betrachtet. Anstreifvorgänge mit großen explosiven Staubmengen sind bei **Schaufelbrüchen (im Containmentfall) und/oder hohen Unwuchten** zu erwarten. Der Trend zum Einsatz **faserverstärkter Kunststoffe** im vorderen Bereich von Turbotriebwerken (Gehäuse und Beschaufelung) dürfte im Schadensfall das Risiko einer Staubexplosion erhöhen. Als potenziell gefährlich sind auch **organische Partikel** (z.B.Reisschalen, Aprikosenkernpulver) anzusehen. Sie werden in den Verdichter der laufenden Maschine eingebracht, um die Beschaufelung schonend abrasiv zu reinigen.

Stäube als Betriebsmittel:

Dazu gehören Anlagen zur Verarbeitung und Förderung von Stäuben. Typisch für die Förderung sind **Pumpen, Gebläse, Filter, Silos/Bunker** und **Rohrleitungen**. Besonders **Mühlen** sind solchen Systemen zuordenbar. Besonders viele zündfähige Stäube entstehen in der Nahrungsmittelindustrie (z.B. Kaffeepulver, Milchpulver, Zucker, Mehl).

Anwendungsbedingte Stäube:

Diese entstehen in Anlagen mit Sägen und Schleifmaschinen. Ein Sonderfall sind Metallstäube in abrasiven Strahlprozessen.

Funktionsbedingte Stäube:

Staubexplosionen lassen sich natürlich am sichersten dadurch vermeiden, wenn keine brennbaren, explosionsgefährlichen Stäube vorhanden sind oder entstehen. Dies ist leider nicht vollkommen realisierbar. Trotzdem sollte die möglichst geringe Brennbarkeit der entstehenden Stäube ein **Kriterium für die Auswahl von Werkstoffen** wie Anstreifschichten in Bewegungsdichtungen sein. Das sind in Turbomaschinen typischerweise Labyrinthe und Dichtungen an Schaufelspitzen. Beispielsweise haben sich Aluminium-Honigwaben (!) bewährt. Ihr Anstreifen hat erfahrungsgemäß nicht zur Staubexplosion geführt. Das passt zum gutmütigen Zündverhalten an Luft (siehe Bild 5.10.1-4). Es ist auch möglich, dass bei diesem Material größere Partikel entstehen, die nicht explosionsartig oxidieren.

Es gibt in der Literatur nur wenige Hinweise auf Staubexplosionen in Triebwerken. Berichtet wird von einem Fall (Lit 5.11-2), bei dem es nach einem Vogelschlag zum heftigen **Anstreifen** und einer Staubexplosion kam, die zum Aufreißen des **vorderen Verdichtergehäuses** führte. In Literatur 5.11-6 wird ein Flugunfall nach einem Vogelschlag mit folgender Staubexplosion im Hochdruckverdichter beschrieben. In Literatur 5.11-4 werden ebenfalls Staubexplosionen nach Anstreifvorgängen im **Hochdruckverdichter** erwähnt. Darüber hinaus wird auf die Gefahr von Staubexplosionen in **Schleuderständen** hingewiesen (Lit 5.11-2).

Minimierung des Risikos einer Staubexplosion:

Staubexplosionen lassen sich natürlich am sichersten dadurch **vermeiden**, dass in der Maschine/ Anlage keine brennbaren, explosionsgefährlichen Stäube vorhanden sind bzw. entstehen. Dies ist leider nicht vollkommen realisierbar. Trotzdem sollte die möglichst geringe Brennbarkeit der entstehenden Stäube ein Kriterium für die Auswahl potenzieller Staubquellen wie **Anstreifschichten** sein.

Seite 5.11.1-2



Bild 5.11.1-1 (Lit.5.11-8): Hier soll versucht werden, dem Konstrukteur die Vielfalt von **durch Staubexplosionen gefährdeten Anlagen** bewusst zu machen. Es gilt die Devise "Gefahr erkannt - Gefahr gebannt". Besondere Aufmerksamkeit muss **Speicher**und Förderanlagen von Pulvern gelten. Dazu gehören auch Komponenten/Einbauten wie Filter, Mahlanlagen, Absaugungen, Abscheider und Gebläse.



Anlagen für **Fertigungsprozesse** in denen Stäube entstehen wie Schleifen, Polieren, abrasives Strahlen und Zerspanen. Typische Prozesse die mit Pulvern arbeiten sind Lackierungen, Thermisches Spritzen, Anlagen für abrasives Strahlen, Verdichtungsstrahlen (Kugelstrahlen) und Löten.

Prüfstände in denen **entzündlicher Abrieb** entsteht (Bild 5.11.1-5). Es kann sich beispielsweise um Material einer Anstreifschicht, (Kunststoff, Aluminium, Grafit, Nickel) oder Bauteilabrieb (Titan, Aluminium) handeln. Versagt der Prüfling (z.B. faserverstärkter Kunststoff=FVK) kann beim Bruch oder nachfolgende Reibvorgänge beim Abbremsen gefährlicher Abrieb entstehen.

In **Turbomaschinen** wurden Staubexplosionen als Folge extremer Anstreifvorgänge, z.B. eines Rotorschaufelbruchs beobachtet (Bild 5.11.1-3 und Bild 5.11.1-4). Diese Gefahr könnte mit dem vermehrten Einsatz von FVK zunehmen. **Bild 5.11.1-2** (Lit. 5.1.1-5): Die Analyse aus dem Jahre 1997 von Staubexplosionen dürfte in ihren Trends auch eine gewisse Langfristgültigkeit haben. Die Bildstruktur wurde zur möglichst konzentrierten Vernetzung verschiedener **Parameter** gewählt.

Anlagen werden in Bild 5.11.1-1 genauer beleuchtet. Ihnen sind hier typische 'Staubgruppen' zugeordnet.

Es handelt sich um eine erstaunliche Vielfalt von **Stäuben** in durchaus unerwarteten Anwendungen. Dazu gehört die **Nahrungsmittelindustrie**. Hier ist neben Mehl und Zucker die Herstellung von Pulvern wie Milchpulver, Kaffee, Palmkerne, Kokos und Stärke zu nennen. Bei **Futtermitteln** werden Tiermehl, Hefe, Fett, Federmehl, Treber, Kartoffeln, Geflügelfutter, Raps- und Sonnenblumenschrot genannt.

Von Harzen und Kunststoffen sind besonders Epoxid, Kolophonium, Polystyrol, ABS, Polyamid und Lackpulver explosionsgefährdet. Bei Metallen scheint Aluminium im Vordergrund zu stehen. Es muss nicht Pulver im Herstellungsprozess sein. Auch unbewusster als



Abrieb, z.B. bei abrasivem Strahlen in einer Strahlkabine, ist möglich. Besonders die Bearbeitung von Aluminium, Titanlegierungen und Magnesium (z.B. von Gussteilen) durch Schleifen oder Zerspanung hat sich als gefährlich erwiesen. Weitere Metalle werden als Gießereizuschlag-stoffe verwendet und erfordern eine riskante Formgebung (z.B. Pulverpressling). Dazu gehören Ferromolybdän, Ferrotitan und Mangan.

Zündquellen lassen sich drei **Hauptgruppen** zuordnen. Sie werden in Bild 5.11.2-0 genauer behandelt.

Bild 5.11.1-3 (Lit. 5.11-1): Staubexplosionen in Turbotriebwerken sind nicht so selten wie aus den spärlichen Veröffentlichungen zu vermuten wäre. Sie können einen Trend bei Verwendung neuer Technologien wie faserverstärkte Kunststoffe und kunststoffgebundene Anstreifschichten/Labyrinthbeläge andeuten. Bei den vorgeschriebenen Containmentversuchen im Rahmen einer Triebwerksentwicklung lassen sich häufig typische Anzeichen einer Staubexplosion beobachten: Eine nach vorne aus dem Fan quellende dunkle Wolke, die dann in ein rötliches Feuer übergeht. Bei größeren Mengen Titanabrieb (z.B. von anstreifenden Schaufeln) treten auch weißleuchtende Flammen auf. Am Austritt des Triebwerks im Bereich des Bypasskanals kann man ebenfalls eine solche Erscheinung beobachten. Sie rührt von dem durch den Bypasskanal tretenden Staub her (Skizze rechts oben).

Die Druckwelle der Staubexplosion kann Bruchstücke der Beschaufelung oder die erste Leitschaufelstufe mit dem Gehäusering nach

vorne abwerfen (Skizze links unten). Eine grobe Abschätzung nach Bild 5.11.1-7 lässt bei einem typischen Kampfflugzeugtriebwerk auf eine Drucksteigerung um ca. 20 bar schließen. Werkstoffe, die explosionsgefährliche Stäube erwarten lassen, kommen bei den folgenden Baugruppen zur Anwendung (Skizze rechts):

- Gehäuse,
- Verdichterleitschaufeln,
- Verdichterlaufschaufeln,
- Anstreifbeläge.

Es entstehen brennbare Stäube mit sehr unterschiedlicher Zusammensetzung:

- Kunststoffabrieb von Einlaufschichten aus gefüllten Polyester- und Epoxidharzen sowie Silikongummi (Lit 5.11-2) Füllmaterial sind z.B. Hohlkügelchen aus Phe-

nolharz, Aluminiumpulver, Grafit. - Abrieb aus **anorganischen Einlaufschichten**, wie Nickel-Grafit-Spritzschichten

Abrieb aus weichen metallischen Anstreifschichten, wie Aluminiumspritzschichten.
Staub von Bruchstücken aus faserverstärkten Kunststoffen (FVK), wie kohlefaserverstärktes Epoxid.

- Abrieb von **metallischen Schaufeln** aus Titan- oder Aluminiumlegierungen.

- Metallischer Gehäuseabrieb (Magnesiumund Aluminiumlegierungen)

- Organische **Partikel** zur Reinigung des Verdichters (z.B. Reisschalen). Bild 5.11.1-4: Die Menge potenziell für eine Staubexplosion gefährlichen Ausriebs liegt bei einem modernen Kampfflugzeugtriebwerk im Bereich von 1 kg. Damit ist bereits ein bedenklich hoher Energieinhalt vorhanden. Er entspricht etwa dem gleichen Gewicht von Propangas. Eine Abschätzung nach Bild 5.11.1-7 lässt auf eine Druckspitze bis zu 20 bar schließen.

Potenzielle Schwachstellen eines Triebwerks/ Turbomaschine, die durch eine Staubexplosion unzulässig geschädigt werden können, sind:

- **Längsflansche** und Verschraubungen an Verdichtergehäusen ("1") versagen durch Überlastung.

- **Querflansche** und Verschraubungen an Verdichtergehäusen ("2") versagen durch Überlastung.

- **Rotor- und Statorschaufeln** des Verdichters geschädigt durch elastische Verformung und Kontakt (",3") bei Relativbewegung.

- Verstellleitapparate: Zuklappen und/oder Funktionsausfall durch Überlastung ("4"). Untersuchungen in Rohren mit ca. 1 Meter Durchmesser können einen Eindruck von den Belastungen eines Verdichters (Gehäuse, Beschaufelung) durch eine Staubexplosion geben (Lit 5.11-3). Modell ist eine beiderseits geschlossene Rohrstrecke. Sie entspricht näherungsweise auch einem Verdichtergehäuse mit mehreren Stufen vor und hinter dem Explosionsort. Eine Dämpfung des Explosionsablaufs zu den Enden tritt lediglich bei reaktionsträgen Stäuben (Klasse St1) auf. Für heftiger reagierende Stäube sind die Explosionsgeschwindigkeiten, sowohl in beiderseits geschlossenen, als auch in einseitig geschlossenen Rohrstrecken, gleich hoch. Wie bei Brenngasen liegt im Fall brennbarer Stäube der maximale Explosionsdruck in geschlossenen Rohrstrecken um einige bar über dem in einseitig offenen Rohren. Nach Lit. 5.11-3 "...bleibt zusammenfassend festzustellen, dass auch im Falle von Staubexplosionen in Rohrstrecken Verdrängungs- d.h. Strömungs- und



Turbulenzeffekte den Explosionsablauf bestimmen. Der ursprünglich die Explosionsheftigkeit in geschlossenen Behältern bestimmende K_{st} -Wert (Bild 5.11.1-7) verliert somit erheblich an Bedeutung."

Bild 5.11.1-5 (Lit. 5.11-1): Für den Nachweis von Berstdrehzahlen und sicheren Lastzyklenzahlen von Triebwerksrotoren kommen sogenannte Vakuumschleuderstände zur Anwendung. Besser man spricht von Unterdruck-Schleuderständen, da ein hohes Vakuum nicht benötigt wird, sondern lediglich die Leistungsaufnahme durch Quirlverluste minimiert werden soll. Wie das nebenstehende Zitat aus Literatur 9.4-2 zeigt, besteht bei solchen Schleuderständen die Möglichkeit, dass beim Versuch brennbare Stäube entstehen. Erfolgt nun ein Lufteinbruch, z.B. durch ein gebrochenes Beobachtungsfenster, wenn Bruchstücke den Deckel anheben oder wenn zum Öffnen des Deckels der Kessel am Versuchsende mit Luft geflutet wird. Dann kann erfahrungsgemäß ein Funke eine Staubexplosion mit verheerenden Folgen auslösen. Es ist deshalb besonders wichtig, dass der Deckel während des Versuchs ausreichend sicher geschlossen ist (der Unterdruck genügt nicht!). Der Prüfstand ist mit einem geeigneten, auf den zu erwartenden Staub abgestimmten Schutzgas am Versuchsende zu fluten. Bei Titanabrieb ist z.B. CO, oder Stickstoff (es entsteht TiN) ungeeignet. Diese Gase



reagieren mit den Titanpartikeln ähnlich heftig wie Luft. Im Zweifelsfall ist das Edelgas Argon zu verwenden.

Eine Abschätzung (abhängig von Art des Staubs) des Druckanstiegs für ein Volumen von ca. 1 m³ nach Bild 5.11.1-7 lässt auf bis zu einige bar schließen. Dies reicht aus, um einen nicht ordnungsgemäß verschraubten/gesicherten Deckel aufzuheben. So können eine gefährliche heiße Druckwelle und Bruchstücke eines Rotors austreten.



Bild 5.11.1-6 (Lit. 5.11-6): Zunächst muss der Konstrukteur zur Gestaltung der Anlage wissen, ob Staubexplosionsgefahr besteht. Gegebenenfalls benötigt er zur Auslegung realistische Kennwerte. Diese Angaben werden entsprechend dem dargestellten Schema ermittelt. Sie können Datenbanken entnommen werden (z.B. Lit. 5.11-11).



Bild 5.11.1-7 (Lit 5.11-4): Um die Explosionsneigung von Stäuben zu untersuchen gibt es Standardprüfungen/-prüfstände. Versuche erfolgen in einem offenen (modifiziertes "Hartmannrohr", Skizze oben) oder in einem geschlossenen Apparat (Skizze unten links). Eine Staubexplosionsfähigkeit ist dann gegeben, wenn in einem Staub-Luft-Gemisch nach Zündung eine Flammausbreitung auftritt, die im geschlossenen Behälter mit einer Drucksteigerung verbunden ist.

Beim modifizierten "Hartmannrohr" wird in einer vertikalen Rohrkammer mit einem aufklappbaren Deckel auf der Oberseite mit einem Luftstoß von unten Staub aufgewirbelt. Es wird mit Hilfe einer Funkenstrecke gezündet. Dies entspricht etwa den **Bedingungen in einem Schleuderstand** bei der Flutung mit Luft (Bild 5.11.1-5). Tritt eine Flammausbreitung mit oder ohne Abheben des Deckels auf, spricht man von einem "staubexplosionsfähigen" Gemisch. Zündet das Gemisch nicht, sind weitere Untersuchungen in geschlossenen Apparaturen notwendig, um die Einstufung "nicht staubexplosionsfähig" vornehmen zu können.

Beim geschlossenen Prüfapparat wird die Staubprobe mit Druckluft in die 1 m³ große Prüfkammer geblasen (Skizze unten links) und mit einer festgelegten Zündenergie beaufschlagt. Der Explosionsverlauf wird mit Druckaufnehmern verfolgt und aufgezeichnet. Aus der Druck-Zeit-Kurve werden der Explosionsdruck und der zeitliche Druckanstieg Δ " p/Δ l" ermittelt (Diagramm unten rechts). Tritt ein Druckaufbau >0,5 bar ein, spricht man (für die untersuchte Konzentration) von einem staubexplosionsfähigen Gemisch. Dieser Versuch entspricht schon eher Fällen bei denen Staub in ein Volumen (z.B. Abrieb in einen Turboverdichter) gelangt und dort gezündet wird.

In den Rahmen unten findet der Konstrukteur die Vorgehensweise, um aus den ermittelten Daten **Belastungswerte für die Auslegung abzuschätzen**.



Feinheit des Staubs ("F1" und "F2") hat einen großen Einfluss auf das Explosionsverhalten. Zur Korngrößenverteilung gehört als Information zumindest der näherungsweise Meridianwert. In Abhängigkeit von diesem zeigen die Diagramme für ausgewählte Materialien maximale Explosionsüberdrücke. Diese lassen sich mit der Zumischung gröberer, artgleicher Partikel absenken. Das gilt auch für den zeitlichen Druckanstieg (K_{st} , Bild 5.11.1-7). Sinngemäß werden die Mindestzündmenge und die Sauerstoffgrenzkonzentration angehoben. Liegt der **Feinstaubanteil** eines Staub-Luft-Gemischs über der unteren Zündgrenze besteht Explosionsgefahr. Dabei ist die Möglichkeit zu berücksichtigen, dass gröbere Partikel durch Abrieb und Zersplittern bei Transport und Prozessabläufen den Feinstaubanteil mit der Zeit ansteigen lassen können.

Wassergehalt des Staubs ("W1" und "W2"): Steigt dieser über 10%, verringert sich mit abnehmender Reaktionsfreudigkeit die Explosionsgefahr. Positiv kann sich auswirken, dass der Staub nicht mehr so zum Aufwirbeln neigt. Damit sinkt die Gefahr von gefährlichen Folgeexplosionen. Materialspezifisch wird oberhalb von 20% Wassergehalt der schützende Effekt deutlich.

Brennbare Gase und Dämpfe ("L1" und "L2") können als Zumischung (**hybride Gemische**) das Risiko einer Staubexplosion anheben. Dabei steigt insbesondere der maxima-

Einflüsse der Staubeigenschaften Korngröße, Wassergehalt und Lösungsmittelkonzentration auf das Explosionsverhalten. **F**2 **F1** Methylcellulose Max. Explosionsüberdruck [bar] Explosionsüberdruck [bar] 200 Polyethylen Mehl PVC 100 Max. 100 200 300 400 100 200 300 0 400 Medianwert [µm] (Kornfeinheitskennwert) >> Medianwert [µm] (Kornfeinheitskennwert) W2 W1 Torf Meridianwert 48 m Torf Meridianwert 48 m Max. Explosionsüberdruck [bar] 💛 Max. Explosionsüberdruck [bar] 🗋 10 10 PolyacryInitril Polyacrylnitril Meridianwert 80 m Meridianwert 80 m 5 n 0 20 40 60 20 40 60 0 Wassergehalt [Gew%] Wassergehalt [Gew%] 11 L2 250 g/m³ 200 Max. Explosionsüberdruck [bar]] Δ 750 g/m³ Explosionsdrucks [bar/s] 1250 g/m³ Max. Anstirg des 100 5 250 g/m³ 750 g/m³ 1250 g/m³ 0 2 3 0 4 2 3 0 1 Lösungsmitteldampfkonz. [Vol%] >> Lösungsmitteldampfkonz. [Vol%] >> Bild 5.11.1-8

le zeitliche Druckanstieg und damit der K_{st} -Wert (Bild 5.11.1-7), die erforderliche Zündernergie sinkt. Eine Zündung kann bereits selbst dann erfolgen, wenn jede Mischungskomponente unter der Explosionsgrenze liegt. Umgekehrt lässt sich mit Zumischung unbrennbarer Gase (Inertisierung) das Explosionsrisiko senken (siehe auch Seite 5.11.2-1 und Seite 5.1.1.2-2).

Literatur zu Kapitel 5.11

- **5.11-1** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken problemorientierte Triebwerkstechnik, Band 2", www.turboconsult.de, 2001, ISBN 3-00-008429-0, Kapitel 9.4.
- 5.11-2 NTSB Flugunfallbericht, NTSB-AAR-76-19, Flugunfall vom 12. November 1975.
- 5.11-3 "Explosionen, Ablauf und Schutzmaßnahmen", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York 1978
- **5.11-4** VDI-Richtlinie VDI 2263, "Staubbrände und Staubexplosionen, Gefahren- Beurteilung- Schutzmaßnahmen", VDI-Handbuch Reinhaltung der Luft, Band 6, Mai 1990.
- **5.11-5** A.Jeske, H.Beck, BIA-Report 11/97, "Dokumentation Staubexplosionen Analyse und Einzelfalldarstellung", ISBN 3-88383-463-7, ISSN 0173-0387, HVBG (Hauptverband der gewerblichen Berufsgenossenschaften), Dezember 1997.
- **5.11-6** H.Beck, N.Glienke, C.Möhlmann, BIA-Report 12/97, "Brenn- und Explosionskenngrößen von Stäuben", ISBN 3-88383-468-8, ISSN 0173-0387, HVBG (Hauptverband der gewerblichen Berufsgenossenschaften), November 1997.
- **5.11-7** H.Beck, A.Jeske, BIA-Report 4.82, "Dokumentation Staubexplosionen Analyse und Einzelfalldarstellung", ISSN 0173-0487, Berufsgenossenschaftliches Institut für Arbeitssicherheit, Fachbereich 3:Arbeitsstoffe Staubtechnik, April 1982, Seite 1-38.
- **5.11-8** M.Stieß, "Staubexplosionen", Vorlesung "Einführung in die Verfahrenstechnik" an der Chinesisch-Deutsche Technische Fakultät Quingdao, Sommersemester 2004.
- 5.11-9 VDI Richtlinie 2263, "Staubbrände und Staubexplosionen, Gefahren Beurteilung -Schutzmaßnahmen", und Blatt 1, "Untersuchungsmethoden zur Ermittlung von sicherheitstechnischen Kenngrößen von Stäuben, Beuth Verlag GmbH, Berlin, Mai 1990 und 1992.
- **5.11-10** DIN EN 1127-1, "Explosionsfähige Atmosphären Explosionsschutz Teil 1, Grundlagen und Methodik", Europäisches Regelwerk zum Explosionsschutz bei Stäuben, Oktober 1997.
- **5.11-11** "Erläuterungen zur Datenbank zum Staubbildungsverhalten von Einzelfuttermitteln, Zusatzstoffen und Futtermischungen", Europäisches Regelwerk zum Explosionsschutz bei Stäuben, Oktober 1997.

- **5.11-12** "Brand- und Explosionsschutzkonzepte bei der Magnesiumbearbeitung", wwwisf.maschinenbau.uni-dortmund.de, Stand 20.08.2010, Seite 1-9.
- 5.11-13 "StaubExplosionsschutz", Firma BARTEC, Broschüre, Stand 07.2003, Seite 1-68.
- **5.11-14**, Explosionstechnische Kennzahlen", ATEX-Produktionsrichtlinie 94/9/EG, www.druckgeraete-online.de, Seite 1-4.
- **5.11-15** H.E. Sonnichsen, "Ensuring spin test safety", Zeitschrift "Mechanical Engineering", December 1993, Seite 72-77.

5.11.2 Abhilfen gegen Staubexplosionen



Damit eine Staubexplosion eintritt sind drei Bedingungen notwendig:

- Brennstoff,
- Sauerstoff und
- Zündquelle.

Dazu kommen die hinreichenden Bedingungen:

- Ein geeignetes Mischungsverhältnis von Brennstoff und Sauerstoff,
- Eine Zündquelle (Bild 5.11.2-0) mit ausreichender Energie (Lit 5.11-8)

Zunächst stellt sich die Frage nach Stäuben und Anlagen von denen die Gefahr einer Explosion ausgeht. Eine Zusammenstellung bietet Bild 5.11.1-2. In den einschlägigen Richtlinien und Regelwerken (Lit. 5.11-9 und Lit. 5.11-10) unterscheidet man zwischen vorbeugendem und konstruktivem Explosionsschutz. Im ersten Fall sollen die für eine Explosion notwendigen Voraussetzungen ausgeschlossen werden. Ist dies nicht ausreichend sicher möglich, kommen Konstruktionen zum Einsatz, welche die Folgen einer Explosion akzeptabel minimieren. In beiden Fällen ist die Voraussetzung eine Kenntnis der staubspezifischen Kenngrößen (Bild 5.11.2-1) und Einflüsse (Bild 5.11.1-8).

Vorbeugender (primärer) Explosionsschutz (Bild 5.11.2-1):

Explosionsfähige Staub-Luft-Gemische vermeiden:

Dies lässt sich erreichen, indem bei allen Betriebsbedingungen (auch Stillstand) die untere Explosionsgrenze (UEG) nicht überschritten bzw. die obere (OEG) nicht unterschritten wird. Die anwendingsspezifischen Explosionsgrenzen sind der Literatur zu entnehmen. Eine solche Forderung dürfte in vielen Fällen schwer zu erfüllen sein. Das ist der Fall, wenn Bedingungen beim An- und Abfahren der Anlagen stark variieren und/oder nicht ausreichend sicher bekannt sind. Um das Risiko gefährlicher Staubablagerungen zu minimieren sind die folgenden Konstruktionsmerkmale geeignet :

- Wenn horizontale Leitungsstücke unvermeidlich sind, sollten diese möglichst kurz sein.
- Keine Toträume und
- für ausreichend hohe Strömungsgeschwindigkeit sorgen.

Zündquellen vermeiden:

Dazu müssen diese bekannt und bewusst sein. Dafür ist **anlagenspezifische Erfahrung** notwendig. Hilfreich kann eine Übersicht sein: (Bild 5.11.2-0).

Inertisierung (Bild 5.11.2-2) :

Sinn ist es, eine **unbrennbare Atmosphäre** zu schaffen. Eine Variante ist, den Prozess unter inerten Bedingungen durchzuführen.

Zunächst bieten sich **Gase** an. Beispielsweise indem man als Transportmittel die Strömung eines inerten Gases nutzt oder Prozessbehälter **bis unter die untere Sauerstoff-Grenzkonzentration flutet**. Anwendungsspezifisch können als potenzielle Gase gelten:

 N_2 , CO_2 , H_2O -Dampf, Rauchgas. Es ist jedoch unbedingt zu prüfen, ob eine exotherme Reaktion nicht mit dem vermeintlichen 'Schutzgas' erfolgen kann. Beispielsweise besteht die Gefahr einer Staubexplosion als Folge einer Reaktion von Titanstaub mit CO₂ oder N_2 .

Bei manchen Systemen lassen sich anwendungsspezifische **Feststoffe** wie NaCl, Asche oder **Gesteinsmehl** nutzen.

Lassen sich Apparate **evakuieren**, ist dies ebenfalls eine Möglichkeit. Hier ist besondere Vorsicht beim Öffnen oder als Schadensfolge mit Lufteintritt in das System geboten (siehe Bild 5.11.1-5).

Konstruktiver (sekundärer) Explosionsschutz (Bild 5.11.2-1):

Explosionsfeste Anlagen:

"Explosions-druckfeste" Konstruktionen müssen die Explosion ohne bleibende Verformung schadensfrei ertragen. Das gilt gegebenenfalls auch für mehrfache Explosionen. Die Auslegung berücksichtigt als Sicherheit das 1,5-fache des Maximaldrucks (" p_{max} ", siehe Bild 5.11.1-7).

"**Explosions-druck<u>stoß</u>feste**" Anlagen, insbesondere Behälter dürfen nicht aufreißen. Eine plastische Verformung wird aber toleriert. Die Auslegung deckt nur eine Explosion bei "p_{max}" ab. Sie wird für Anlagen/Komponenten wie Mühlen, kleinere Filter und Zellenrad-Schleusen angewendet.

Druckentlastungen beruhen auf dem Prinzip einer sehr schnellen Öffnung, die den maximalen Explosionsdruck ausreichend auf "p_{max.red}", gewöhnlich Atmosphärendruck (1 bar), entspannt. Diese Forderung wird mit folgenden **Anordnungen** befriedigt:

Berst-Scheiben nutzen eine dünne (Metall-)Wand (Diaphragma) die beim Erreichen des Ansprechdrucks mit der auslegungsgemäßen Durchtrittsfläche aufplatzt. Das Prinzip lässt nur eine einmalige Nutzung zu. Die Konstruktion muss eine einfache Auswechslung ermöglichen.

Klappen sind **mehrfach verwendbar**. Nach der Betätigung schließen sie sich wieder. Die Auslegung erfolgt nach K_{st}-Wert (Bild 5.11.1-7) und Druckvolumen (Behältergröße) entsprechend VDI-RL 3673. Wichtig ist, dass die ausgelöste Klappe keine Folgeschäden verursacht. Dabei sind Effekte wie Strömungsrichtung (nach oben, ins Freie ohne Gegenfläche), kurze gerade Rohre, ausreichend dimensionierter Querschnitt, Rückstoß auf das ausblasende System, keine Gefährdung von Personen zu berücksichtigen.

Explosions-Unterdrückung mit einem sehr schnellem Einblasen (Millisekunden) oder Einspritzen eines Löschmittels (Wasser, Löschpulver, Löschgas).

Abbruch der Explosion in Rohrleitungen. Dazu bieten sich verschiedene, anwendungsspezifische Systeme an. Typisch sind 'Flammsperre', Schnellschlussschieber, Doppel-Zellenradschleuse und Löschmittelsperren.



Bild 5.11.2-0 (Lit.5.11-8): Voraussetzung eine Gefahr zu erkennen ist das **Bewusstsein der relevanten Einflüsse**. Bei **Staubexplosionen** gehören dazu die **Zündquellen**. Natürlich lässt sich kein vollständiger Überblick geben. Das Bild zeigt in der Literatur genannte Zündquellen. Erstaunlich ist, wie viele im Zusammenhang mit Wartung und Montage stehen. Einige werden bei vernachlässigter Wartung wahrscheinlicher (z.B. Glimmnester). Andere entstehen während eines Wartungs-, Montagevorgangs oder eines Umbaus (Schweißen,

		Kenngrößen definieren Schutzmaßnahmen.		
Bild 5.11.2-1	Art	Schutzmaßnahmen	Kenngrößen	
	Vorbeugender Schutz	Vermeiden brennbarer Stäube	Brennbarkeit, Explosionsfähigkeit	
		Konzentrationsbegrenzung	Explosionsgrenzen	
		Inertisierung (Bild 5.11.2-2)	Sauerstoffgrenzkonzentration	
		Vermeiden von Zündquellen	Mindestzündenergie, Zündtemperatur, Glimmtemperatur, Selbstentzündungs- verhalten, exotherme Zersetzung, elektrostatisches Verhalten, Schlag- empfindlichkeit, Schwelpunkt.	
	Konstrukti- ver Schutz	Explosionsfeste Bauweise	Maximaler Explosionsüberdruck (Bild 5.11.1-8)	
		Explosionsdruckentlastung	K _{Si} -Wert und Maximaler Explosionsüberdruck	
		Explosionsunterdrückung	Ksi-Wert und Maximaler Explosionsüberdruck	



Bohren, spanend Bearbeiten). Auch ungeeignete Ausrüstung spielt eine Rolle (z.B. elektrostatische Entladung).

Bild 5.11.2-1 (Lit.5.11-6): Die Schutzmaßnahmen werden im Fließtext dieses Kapitels behandelt (Seite 5.1.1.2-1 und Seite 5.1.1.2-2). **Bild 5.11.2-2** (Lit.5.11-6): Die Inertisierung durch Beimischung wird auf Seite 5.1.1.2-2 behandelt. Grundsätzlich gelten die Vorschriften, insbesondere für die anwendungsspezifisch zugelassenen Medien.

5.12 Elektrische und magnetische Effekte.



Mit dem Anstieg von Anwendungen elektrisch betriebener Maschinen, insbesondere in Fahrzeugen, steigt im allgemeinen Maschinenbau auch das Risiko von Schäden im Zusammenhang mit **Magnetismus** (Kapitel 5.12.2) und **elektrischen Strömen** (Kapitel 5.12.1) **an Maschinenelementen**. Ein Beispiel für das vielfältige und komplexe Zusammenwirken ist der Hybridantrieb eines modernen Straßenfahrzeugs.

Häufig handelt es sich um eine Wechselwirkung elektrischer und magnetischer Effekte. Typisch sind **Wirbelströme** (Lit. 5.12-2) bei Induktionsvorgängen durch rotierende oder stehende Magnet-felder, die von einem bewegten Leiter durchlaufen werden (Seite 5.12-9).

In diesem Kapitel geht es nicht vordergründig um die vielfältigen Ausfallmöglichkeiten elektronischer Geräte und Anlagen. Auch diese können sich zumindest indirekt mechanisch auf Maschinenelemente auswirken. Ein Beispiel sind Folgen von Sensor- und Regelungsproblemen. Die Möglichkeit einer verstärkten Korrosion durch Ströme aus Elementbildung und Isolationsmängeln wird in Bild 5.6.1.2-8 behandelt. Es geht hier also vorrangig um **mechanische Folgen einer direkten Ein- und Auswirkung relativ starker Magnetfelder und Ströme** (Bild 5.12.1-1).



5.12.1 Elektrische Einflüsse und Effekte.

Es gibt eine Vielzahl potenzieller, **Maschinenelemente schädigende** elektrische Effekte, die dem Konstrukteur und Betriebsingenieur bekannt und bewusst sein sollten. Dazu gehört nicht nur die Auswirkung (Schäden) sondern zuerst, als Voraussetzung für Verhütung und Abhilfe die Klärung der Ursachen und Mechanismen. Dazu gehören

- **Stromdurchgang** (Bild 5.12.1-3): Wälz- und Gleitflächenschäden. Ursachen für die ausreichend starken Ströme.
- Kriechströme als Folge von Isolationsproblemen (Bild 5.6.1.2-8 und Bild 5.12.1-4).
- Äußere Stromquellen wie Blitze oder Schweißarbeiten (Bild 5.12.1-2).

Statische Elektrizität (z.B. Förderbänder, (Bild 5.12.1-1)).

Typische Schäden sind Anschmelzungen (Bild 5.12.1-3) als Folge von Lichtbögen in Wellensystemen von Turbomaschinen und in Getrieben.

- **Magnetisierung** von Bauteilen (Bild 5.12.2-1, Bild 5.12.2-2 und Bild 5.12.2-2) führen zur Induzierung von Wirbelströmen (Bild 5.12.2-3)

Begünstigung von Fremdkörperschäden (z.B. in Wälzlagern durch Späneansammlung, Bild 5.12.2-4).



Bild 5.12.1-1.1 (Lit. 5.12-15): Statische Elektrizität kann Maschinenelemente gefährlich schädigen. Um dies zu verhindern, ist nicht nur die Identifikation der Auswirkung (Schäden) erforderlich. Zuerst, als Voraussetzung für Verhütung und Abhilfe, ist die Entstehung bzw. sind die Ursachen zu klären.

Statische Elektrizität entsteht bei der **Trennung** von Stoffen (fest, flüssig, gasförmig) mit unterschiedlicher Elektronenaustrittsenergie. Die Trennung kann auf sehr unterschiedliche Weise erfolgen. Dazu gehören bei festen Stoffen **Reiben, Zersplittern, Zerreißen** oder das Abziehen von Folien. Ähnlich wirkt der Ablauf von **Treibriemen**. Eine weitere Möglichkeit ist die Strömung von Gasen und Flüssigkeiten (Bild 5.12-1.2) in Rohren oder der Transport auf Förderbändern. Handelt es sich zumindest bei einem Partner um einen **Isolator**, fließen die Elektronen nicht schnell genug zurück. Es kommt zur gegenpoligen Aufladung. Entlädt sich diese, können im Bereich von Überschlägen kleine Lichtbögen auftreten. Typische Schäden sind Anschmelzungen (Bild 5.12.1-3) und eine Veränderung des Gefüges. Zu beobachten sind Härteabfall, Aufhärtung, Versprödung und Zugeigenspannungen. Das kann die Lebensdauer dynamisch belasteter Bauteile gefährlich verkürzen. Dazu gehören:

- Flügel von Windkraftmaschinen und Lüftern.
- Durchströmte Rohrleitungen.
- Rotationspressen (z.B.Papierherstellung und Druckmaschinen).
- Anlagen zur Folienherstellung.
- Förderbänder und
- Riementriebe.

Abhilfen gegen gefährliche Entladungen: Alle isolierten leitfähigen oder ableitfähigen Teile sind zu erden. Bei rotierenden oder schwenkbaren Teilen wie Propellerblätter oder Flügel von Wnddkraftanlagen können Schleif-

ringe notwendig werden. Dabei stellt sich die schwierige Aufgabe, auch **nichtmetallische isolierte Leiter** zu identifizieren. Dazu gehören:

- Eisschicht,
- Sprühwolke aus Wasser,

- Gehäuse aus leitfähigem Kunststoff oder lackiert. Die Leitfähigkeit kann erst mit der Zeit unter Betriebseinflüssen (UV-Strahlung, Erosion, thermische Alterung, chemische Zersetzung) entstehen.

- Leitfähige Flüssigkeit in einem elektrisch isolierten Behälter.

Bild 5.12.1-1.2 (Lit. 5.12-23 und Lit. 5.12-24): Es ist wahrscheinlich, dass Anzeichen Elektrischer Aufladung (Triboelectric Charge, TEC) bzw. schädigender Entladungen (Electrostatic Dischargeharge, ESD) in einem Flüssigkeitsstrom übersehen werden. Betroffen sind besonders Hydrauliken und Schmierstoffsysteme (Band 2 Kapitel 7.1.2.1). Hierzu gehören:

- Anlagen der Energieerzeugung (z.B. Ölsystem einer Gasturbine),

- Papierindustrie,
- Metall- und Kunststoffverarbeitung,
- Prüfmaschinen (Hydraulikpulser).

Die Sklizze links zeigt einen **Demonstrations**versuch mit dem H.J.Lohrentz (Lit. 5.12-23) auf beeindruckende Weise die Problematik bewusst macht.

Dazu dient ein mit einer abgewinkelten Bohrung versehener Plexiglaszylinder. Die Durchströmung erfolgt mit einem Fluid geringer elektrischer Leitfähigkeit. Unter geeigneten Betriebsbedingungen treten erwartungsgemäß typische Kavitationserscheinungen wie ein 'Blasenschweif' auf (Bild 5.5.1.3-9). Dieser verläuft von der Ecke in Strömungsrichtung. Offenbar im Zusammenhang damit waren zusätzlich während des Versuchs im Bereich der Bohrungsecke zentimeterlange Blitze elektrischer Entladung erkennbar. Es entstehen offenbar intensitätsabhängig knallende oder klickende Geräusche mit betriebsspezifischer Frequenz. Dabei bilden sich Schädigungsspuren. Sie orientierten sich sowohl an der Rohrinnenwand in Strömungsrichtung als auch in Form winziger Kapillaren (!) durch den Kunststoff zur Zylinderoberfläche.

Mit dem Einsatz von Kunststoffen (glasfaserverstärkt), z.B. in Filtern (Skizze oben rechts) wird auch die elektrische Aufladung problematischer. Das gilt auch für andere durchströmte, nichtleitende, mikroporöse Strukturen. Im Betriebseinsatz werden diesen Beobachtungen sowohl in Hydtraulikanlagen als auch Schmiersystemen folgende Schäden zugeordnet.

- Brandmerkmale wie örtliche Anschmelzungen und Verkokungen mit deutlicher Schwärzung. Sie treten z.B. an den Kunststoffteilen von Filtern auf (Skizze oben rechts). Diese müssten zur Schadensklärung auch mit einem REM identifizierbar sein.

- Schnelle **dunkle Verfärbung** infolge feiner **Rußpartikel** und beschleunigte Alterung des Fluids.

Aus der Literatur lassen sich Tendenzen von Betriebseinflüssen erkennen und geben damit auch **Hinweise für Abhilfen**.

Je feiner der Filter um so ungünstiger ("A").
Mit der Fluidtemperatur sinkt die Gefahr ("A").

- Mit der **Strömungsgeschwindigkeit** steigt das Risiko.

- Ladungsunempfindliche Filter (TCR-Filter) können das Problem verhindern ("C", "D"). So lassen sich auch feinere Filter einsetzen.

- Eine **Erdung ist nicht ausreichend**. Sie ist zwar gegenüber der Umgebung geeignet, beeinflusst die triboelektrische Aufladung (zu geringer Potenzialausgleich) von Filter und Fluid jedoch nicht (Lit. 5.12-24).

- Antistatische Additive zum Fluid/Öl verhindern gefährliche Aufladung.



Bild 5.12.1-2: Dies ist eine Zusammenstellung typischer Effekte schädigender Ströme.

Induzierte Ströme ("A"): Es handelt sich um sog. Wirbelströme. Sie entstehen durch rotierende Magnetfelder oder bewegte metallische Bauteile (Leiter) in Magnetfeldern. In jedem Fall muss der Leiter die magnetischen Feldlinien schneiden (Seite 5.12-9). Typische Magnetfelder sind auf **Restmagnetismus** aus dem Fertigungsprozess zurückzuführen (Bild 5.12.2-3). Sie entstanden durch:

- Magnetische Rissprüfung mit nicht ausreichender nachträglicher Entmagnetisierung.

- Magnetische Spannvorrichtungen,

- Gleichstrombetriebene Transportfahrzeuge und -mittel.

Äußere Stromquellen ("**B**"): Diese können unterschiedlichen Ursprungs sein:

Fertigungsprozesse ("B1" und "B2") bei denen elektrische Ströme angewendet werden. Typisch sind galvanische Prozesse und elektrochemische Bearbeitung (Electro-Chemical Milling = ECM). Ob Funkenerosion (engl. Electric Discharge Machining = EDM), deren Strom von einem Impulsgenerator geliefert wird, eine Rolle spielen kann ist unklar. Denkbar ist, dass eine EDM-Bearbeitung an einem montierten Aggregat (z.B. Getriebe) mit ungeeigneter Stromdurchführung zu Schädigungen führt. Die gleiche Gefahr dürfte auch für Markierungen mit elektrischen Funken gelten.

Elektroschweißen ("B2") an Maschinenelementen wie Lagern oder montierten Aggregaten wie Motoren. Bei ungeeigneter Positionierung der Erdung kann es zu gefährlichen Schädigungen kommen.

Blitz ("B3") ist eine durchaus ernstzunehmende und relativ häufige Schädigung von Maschinen im Außenbetrieb. Dazu gehören Windkraftanlagen und Propellertriebwerke (Bild 5.12.1-3). Blitzeintritt erfolgt meist an den Spitzen von Propellerblättern,.

Entladungsströme statischer Elektrizität ("C"). Typische Beispiele sind in Bild 5.12.1-1 zusammengestellt.

Kurzschlüsse "E" an elektrischen Maschinen (Bild 5.12.1-5) entstehen gewöhnlich kurzzeitig und wirken heftig. Sie sind die Folge des Versagens der elektrischen Isolation mit einem 'Durchschlag'. Die Ströme fließen bei Rotoren über die Welle in leitend verbundene weitere Anlagenkomponenten wie Getriebe und schädigen dort Zahnräder und Lager.

Kriechströme ("D", Bild 5.6.1.2-8) entstehen eher 'schleichend' über längere Zeiträume unter Betriebseinflüssen wie Feuchtigkeit/Korrosion, Ablagerungen (z.B. Bürstenstaub, Bild 5.12.1-5) UV-Strahlung, thermische Zersetzung und Erosion. Aus einem Kriechstrom kann sich ein Durchschlag entwickeln.

Ströme, insbesondere Kriechströme als Auslöser und/oder Verstärker von **Korrosion** werden in Kapitel 5.6.1.2 behandelt. Natürlich kann Korrosionsangriff (z.B. auf Wälzlagerlaufbahnen) indirekt die Ursache mechanischer Schäden (Ermüdung) sein.



ten auch bei **Fahrzeugkarosserien** aus kohlefaserverstärktem Kunststoff (CFK) im Zusammenhang mit **Unfällen** gelten. Das ist bei der Großserie solcher leichter Karosserien mit alternativen Antrieben zu berücksichtigen.

Neben dem gesundheitlichen Risiko wird auf die Möglichkeit der Schädigung elektronischer und elektrischer Anlagen verwiesen (Lit.5.12-24). Feine Kohlefaserpartikel können Kurzschlüsse und Lichtbögen auslösen. Dabei ist offenbar umstritten inwieweit Harzanhaftungen diese Gefahr mindern. Entsteht ein Brand, z.B. im Rahmen eines Unfalls, scheint die elektrisch isolierende Wirkung der Harzanteile fraglich. Es wird auch diskutiert, ob bei Einwirken von Medien wie Schwitzwasser (verunreinigt) die elektrische Leitfähigkeit deutlich verstärkt wird. Dieser mögliche Effekt ist bei der Betriebserprobung zu berücksichtigen.

Ein Licht auf die Gefahr für elektrische Anlagen werfen Anwendungen und Vorschläge Kohlefaserpartikel in **Waffen** zu verwenden (Lit. 5.12-25 und Lit. 5.12-26).

In der Technik sind unterschiedliche Szenarien für die Entstehung bedenklicher C-Faser-Partikel denkbar. Dazu gehört Abrieb an Bremsen und Kupplungen aus C-Faser-haltigen Hochtemperaturwerkstoffen. Auch in der Produktion von CFK-Bauteilen können bereits beim Zuschneiden trockene Fasern frei werden. Dies ist natürlich bei mit Harz vorimprägnierten Faserlagen (Prepregs) nicht zu erwarten. Im Rahmen des Resin Transfer **Moulding** (RTM) sind jedoch freiwerdende Fasern nicht auszuschließen. Dieses Verfahren wird heute für komplex geformte Maschinenbauteile und große Serien ganzer Autokarosserien in Betracht gezogen. Dabei wird zunächst ein ungetränkter Faserkörper in eine Form gelegt. In diese wird dann bei Unterdruck Harz eingepresst und das Teil ausgehärtet. Bei der spanenden Bearbeitung der CFK-Teile ist darauf zu achten, dass Faserstaub entfernt wird. Anhaftender Staub könnte sich später im Betrieb lösen und Schäden verursachen.

Elektrische und elektronische Anlagen (z.B. Computer) sind vor dem Eindringen von C-Fasern zu schützen. Das gilt beispielsweise besonders für das Ansaugen mit der Kühlluft Hier sind geeignete Filter vorzusehen.



ten auch bei **Fahrzeugkarosserien** aus kohlefaserverstärktem Kunststoff (CFK) im Zusammenhang mit **Unfällen** gelten. Das ist bei der Großserie solcher leichter Karosserien mit alternativen Antrieben zu berücksichtigen.

Neben dem gesundheitlichen Risiko wird auf die Möglichkeit der Schädigung elektronischer und elektrischer Anlagen verwiesen (Lit.5.12-24). Feine Kohlefaserpartikel können Kurzschlüsse und Lichtbögen auslösen. Dabei ist offenbar umstritten inwieweit Harzanhaftungen diese Gefahr mindern. Entsteht ein Brand, z.B. im Rahmen eines Unfalls, scheint die elektrisch isolierende Wirkung der Harzanteile fraglich. Es wird auch diskutiert, ob bei Einwirken von Medien wie Schwitzwasser (verunreinigt) die elektrische Leitfähigkeit deutlich verstärkt wird. Dieser mögliche Effekt ist bei der Betriebserprobung zu berücksichtigen.

Ein Licht auf die Gefahr für elektrische Anlagen werfen Anwendungen und Vorschläge Kohlefaserpartikel in **Waffen** zu verwenden (Lit. 5.12-25 und Lit. 5.12-26).

In der Technik sind unterschiedliche Szenarien für die Entstehung bedenklicher C-Faser-Partikel denkbar. Dazu gehört Abrieb an Bremsen und Kupplungen aus C-Faser-haltigen Hochtemperaturwerkstoffen. Auch in der Produktion von CFK-Bauteilen können bereits beim Zuschneiden trockene Fasern frei werden. Dies ist natürlich bei mit Harz vorimprägnierten Faserlagen (Prepregs) nicht zu erwarten. Im Rahmen des Resin Transfer **Moulding** (RTM) sind jedoch freiwerdende Fasern nicht auszuschließen. Dieses Verfahren wird heute für komplex geformte Maschinenbauteile und große Serien ganzer Autokarosserien in Betracht gezogen. Dabei wird zunächst ein ungetränkter Faserkörper in eine Form gelegt. In diese wird dann bei Unterdruck Harz eingepresst und das Teil ausgehärtet. Bei der spanenden Bearbeitung der CFK-Teile ist darauf zu achten, dass Faserstaub entfernt wird. Anhaftender Staub könnte sich später im Betrieb lösen und Schäden verursachen.

Elektrische und elektronische Anlagen (z.B. Computer) sind vor dem Eindringen von C-Fasern zu schützen. Das gilt beispielsweise besonders für das Ansaugen mit der Kühlluft Hier sind geeignete Filter vorzusehen.





Bild 5.12.1-4 (Lit. 5.12-1): Besonders gefährdet sind **Gleitflächen** (Gleit- und Wälzlager) und **Wälzflächen** (Zahnräder, Wälzlager) freistehender Anlagen mit Propellern. Dazu gehören Turboproptriebwerke (Skizze oben) und Windkraftanlagen (Bild 5.12.1-2). Sind die Gleit- oder Wälzflächen im Betrieb von einer isolierenden Schmierschicht getrennt, entsteht


beim Stromübergang ein Lichtbogen mit örtlichen Aufschmelzungen. Dabei bricht der Schmierfilm ab, die metallischen Flächen berühren sich, es besteht Kontakt. Als Folge verlöscht der Lichtbogen. Er bildet sich aber sofort mit dem wieder aufgebauten Schmierfilm. Dieser Vorgang kann sich mehrmals wiederholen (Rahmen Mitte).

Bild 5.12.1-5 (*Lit. 5.12-1*): *Stromdurchgangsschäden* lassen sich im Anfangsstadium recht gut identifizieren.

Makroskopische Anschmelzungen ("A") entstehen bei kurzzeitig fließenden großen Strömen wie sie für einen Blitz typisch sind (Bild 5.12.1-3). Die kleinen Krater sind gewöhnlich in Laufrichtung aufgereiht. Der Abstand entspricht nicht dem Wälzkörperabstand im Käfig.

Graue, durch Mikroschmelzkrater **aufgeraute** graue Laufspur (engl. Frosting, "B") bei geringeren Strömen über einen längeren Zeitraum.

Riffelbildung ("*C*") quer zur Laufrichtung entsteht ebenfalls durch längerzeitigen Stromdurchgang.



Bild 5.12.1-6 (Lit. 5.12-1): Es handelt sich um ein Beispiel für das Versagen einer elektrischen Isolation. Dem Abstellen des Triebwerks im Flug folgte eine Untersuchung beim Hersteller. Sie ergab, dass das Lager Nr. 1 des Verdichters schwere Schädigungen zeigte. Überhitzungsmerkmale wie Anlauffarben waren erkennbar. Kugeln und Innenringlaufbahn hatten örtlich starken Verschleiß und Verformungen. Diese entstehen beim Durchrutschen der Kugeln. Trotz des fortgeschrittenen Schadens wurden auf der unbelasteten Laufbahn-

seite dieses Schublagers Anzeichen für Stromdurchgang mit Lichtbogenbildung gefunden (Bild 5.12.1-4). Dass davon gerade die axial unbelastete Seite betroffen war, ist für den Schadensmechanismus des Stromdurchgangs typisch. Lichtbögen/elektrische Funken bilden sich nämlich nicht am metallischen Kontakt (direkter Stromfluss) der Kugeln zum Laufring, sondern benötigen den trennenden elektrisch isolierenden Ölfilm (Bild 5.12.1-3).



5.12.2 Magnetische Einflüsse und Effekte.

Magnetische Einflüsse können direkt oder indirekt Probleme (Lit. 5.12-19) bis zu Schäden an Maschinenelementen auslösen. Dazu gehören:

- Erzeugung von Strömen die mit Minilichtbögen **Wälz- und Gleitflächen** schädigen (Bild 5.12.1-3 und Bild 5.12.1-4).
- Störung von Elektronik, beispielsweise Regler und Sonden.
- Beeinflussung einer **Wirbelstromprüfung**, damit erhöht sich die Wahrscheinlichkeit, dass gefährliche Fehler übersehen werden (Lit. 5.12-18).
- -Beeinträchtigung von Fertigungsprozessen durch
 - Ablagerungen an Werkzeugen, insbesondere Kanten.

Verwirrung von Sensoren, Auslenkung von Messtastern.

Ungleichmäßige Dicke galvanischer Schichten und Aufdampfschichten (PVD).

Magnetische Effekte können unterschiedliche Ursache haben (Lit. 5.12-19):

- Magnetfelder von stromdurchflossenen Leitern und magnetisierten Bauteilen (z.B. Restmagnetismus, Bild 5.12.2-3)
- Magnetisierbarkeit von Werkstoffen (Bild 5.12.2-1 und Bild 5.12.2-2) bei denen dies nicht erwartet wird.

Bild 5.12.2-1 (Lit. 5.12-21): Austenitische CrNi-Stähle vom Typ 18 8 sind gewöhnlich in geglühtem Zustand unmagnetisch. Werden diese Werkstoffe jedoch kaltverformt, können sie als Folge einer Umwandlung von Austenit in Martensit magnetisierbar werden (siehe auch Bild 5.12.2-2). Durch Kaltverformung kann die Permeabilität als Maß für die Magneti-

sierbarkeit deutlich ansteigen (Diagramm). Damit kommt man von einem paramagnetischen Verhalten in den Bereich des Ferromagnetismus. Diese Veränderung kann in der Fertigung Folgeprobleme auslösen. Dazu gehören:

- Zerstörungsfreie Prüfbarkeit mit Wirbelstrom.

- Galvanische Prozesse wie Beschichtungen.



Auch unmagnetische Werkstoffe können durch Betriebseinflüsse magnetisch werden. Das kann genutzt, aber auch fehlinterpretiert werden.



dem sich ein Innenangriff von außen mit einer Magnet- bzw. Wirbelstromsonde (Förstersonde) zerstörungsfrei einschätzen lässt. Unerwartetes magnetisches Verhalten ist auch im Rahmen der Klärung von Schäden zu berücksichtigen. So mag ein Magnet als erste Werkstoffidentifikation für Bauteile ("C1"), Bruchstücke ("C2") und Späne zu Fehlschlüssen verleiten.



Seite 5.12-16

Bild 5.12.2-3: Restmagnetismus (Remanenz als verbleibende magnetische Flussdichte) in Maschinenelementen kann sehr unangenehm sein. Um dies zu verhindern, ist die Kenntnis wichtiger **Entstehungsursachen** Voraussetzung.

Grundsätzlich können Restmagnetfelder durch äußere Magnetfelder oder bei Gleichstromdurchgang entstehen.

Magnetische Rissprüfung wird je nach angenommener Risslage und Bauteil auf drei unterschiedliche Arten durchgeführt. Sie bestimmen auch die Orientierung des Magnetfelds bzw. der Magnetlinien. Mit Stromdurchflutung ("A1") sucht man Axial-(Längsrisse). Dazu benötigt man konzentrische Feldlinien, um die Fehlstellen zu schneiden. Bei einer Spulenmagnetisierung ("A2") nutzt man das Magnetfeld einer konzentrischen Spule. Die Feldlinien laufen in axialer Richtung (Längsrichtung). Bei einer Induktionsdurchflutung ("A3") wird ein stromdurchflossener Leiter durch das symmetrische, ringförmige Teil gesteckt. Im Bauteil (z.B. Wälzlager) wird ein axial orientiertes ringförmiges Magnetfeld induziert, mit dem sich Umfangsfehler finden lassen. Verbleiben als Folge einer ungenügenden Entmagnetisierung Felder zurück, entsprechen diese in Lage und Orientierung der angewandten Prüfmethode.

Fertigungsprozesse: Es handelt sich um Verfahren mit Gleichstromdurchgang. Dazu gehören bestimmte Schweißverfahren ("B") und möglicherweise galvanische Prozesse ("C"). Letztere wurden als Schadensursache nicht bekannt. Grund mag sein, dass solche Teile (z.B. Zahnräder) später magnetisch rissgeprüft werden. Anschließend erfolgt eine Entmagnetisierung.

Auch Magnetfelder benachbarter, von starken Strömen durchflossene Leiter (z.B. Kabelanschlüsse) oder ein direkter Stromdurchgang können magnetisieren. Deshalb sollte beim Schweißen an Maschinen mit rotierenden wälzgelagerten Bauteilen (z.B. Turbomaschinen, Getriebe) bei Erdung und Stromzufuhr entsprechende Vorsicht walten. Natürlich kann auch eine unbeabsichtigte Magnetisierung mit unerkannt magnetischem Werkzeug, Magnetständern (z.B. für Messuhren), Werkstückzuführung (Lit. 5.12-4) und Haltevorrichtungen eintreten.

Magnetisierung als Folge von Stromdurchgang im Betrieb. Dazu gehört Blitzschlag ("D", siehe auch Bild 5.12.1-3). Diese kurzzeitigen, stark pulsierenden Gleichströme können Maschinenelementen wie Wälzlager ein typisches Magnetfeld 'aufprägen'. Dabei ist jedoch eine Schädigung durch Lichtbögen eher zu erwarten, als die Langzeitfolge eines Magnetfelds (z.B. Späneansammlung).

Elektromotoren und Generatoren bauen um sich Magnetfelder auf, die Maschinen beim Transport mit Elektrofahrzeugen ("**E1**") aufmagnetisieren können. Auch magnetische Wanderfelder ("**E2**") in Fertigungs- und Transportsystemen sind dazu in der Lage.

Ein steigendes Gewicht dürfte diese Magnetisierungsmöglichkeit mit der Einführung von Hybridantrieben und vollelektrischen Antrieben im Verkehr (siehe Seite 5.12-1) erhalten. In der Literatur findet man auch Hinweise, dass während eines längeren Transports in N-S-**Richtung** ("E3") schlanke, entsprechend ausgerichtete Profile (z.B. Rohre) vom Erdmagnetfeld magnetisiert werden können. Das gilt offenbar auch für die Langzeitlagerung solcher Profile (Lit. 5.12-20). In diesem Zusammenhang ist interessant, dass sich militärische Schiffe durch das Erdmagnetfeld unzulässig aufmagnetisieren können. Damit steigt die Erkennbarkeit durch Minen und Torpedos. Deshalb besitzt Deutschland zwei Schiffs-Entmagnetisierungsanlagen (Lit. 5.12-22).

Heftige Vibrationen ("F") können anscheinend Magnetfelder von Bauteilen beeinflussen. Sie können sowohl verstärkend als auch schwächend wirken. Besonders bei langgezogenen Bauteilen aus leicht magnetisierbarem Werkstoff können sich Magnetfelder aufbauen. Dabei spielen Magnetfelder wie das Erdmagnetfeld (siehe oben) und schlechte Entmagnetisierung eine Rolle. Bei nicht ausreichender Tiefenwirkung 'wächst' der Magnetis-



mus im Material zur Oberfläche heraus (Lit. 5.12-20)

Magnetische **Hebe und Spannvorrichtungen** $(,,G^{"})$ induzieren besonders Magnetfelder an der Oberfläche der Werkstücke.

Bild 5.12.2-4: Eine **unerwünschte Magneti**sierung, meist ein Restmagnetismus, kann auf Maschinenelemente unterschiedlich schädigend wirken:

- Ablagern magnetischer Späne und Partikel auf Wälzflächen, insbesondere von Wälzlagern (Skizzen oben). Damit wird die Ermüdungslebensdauer deutlich verkürzt.

- Werden **Partikel an Kanten gesammelt,** besteht bei der Montage die Gefahr, dass diese in den Montagespalt geraten und Kaltverschweißen (Fressen) auslösen (Bild 5.9.2-3 und Bild 5.9.2-4).

- 'Verwirren' elektronische Sensoren, kann sich dies indirekt über die Regelung schädigend auf die Bauteilbelastung auswirken (Lit. 5.12-18).

- Verfälschen oder Stören einer Wirbelstromprüfung.

- Induzierung von Wirbelströmen. Diese können bei Stromdurchgang Wälz- und Gleitflächen durch Minilichtbögen schädigen (Bild 5.12.1-4).

Literatur 5.12

- **5.12-1** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Problemorientierte Triebwerkstechnik Band 5", www.Turboconsult.de, ISBN 3-00-017733-7, 2000, Kapitel 23.1.1 und Kapitel 23.1.2.
- **5.12-2** "Reibungselektrizität", 2.02.2010, Seite 1-3. und "Elektrostatische Aufladung", Seite 1-4, "Wirbelstrom" Seite 1 und 2, de.Wikipedia.org,
- **5.12-3** "Blitzschlag vernichtet Windkraftanlage", Kreisfeuerwehrverband Rendsburg-Eckernförde, 09.06.2004, www.polizeipresse de, Seite 1.
- **5.12-4** T.Huber, "Integration einer automatischen Entmagnetisierung", Technikerarbeit 2003/2004", Seite 1-12.
- **5.12-5** "Maximale Messerfolge SKFMicrolog® AX", SKF InfoMagazin, April 2009, Seite 6 und 7.
- 5.12-6 M.Weigand, "Wälzlagerschäden und ihre Ursachen", www.triboserv.de, 2009.04.23.
- 5.12-7 "INSOCOAT® Schutz gegen Stromdurchgang", www.skf.com, 24-02-18, Seite 1.
- 5.12-8 "Wälzlager", FAG-Publikation, Nr. WL 41520, Seite 70 113.
- **5.12-9** S.Hain, "Stromisolierte Wälzlager", Zeitschrift "special Antriebstechnik" -S 1/2006, Konstruktion, Seite 2-5.
- **5.12-10** "Wälzlagerhandbuch", KRW (Kugel- und Rollenlagerwerk Leipzig GmbH), 04/ 2003, Seite 47.
- **5.12-11** A.Rossmann, "Die Sicherheit von Turbo-Flugtriebwerken Problemorientierte Triebwerkstechnik Band 1", www.Turboconsult.de, ISBN 3-00-005842-7, 2000, Kapitel 5.1.3.
- 5.12-12 "Metals Handbook, Ninth Edition Volume 11, Failure Analysis and Prevention", R.L.Widner " Failures of Rolling-Element Bearings", American Society for Metals (ASM), 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 495 und 497.
- **5.12-13** "Allianz Handbuch der Schadenverhütung", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1972, Seite 40 und 394.

- **5.12-14** E.J.Pohl, R.Bark, "Wege zur Schadenverhütung im Maschinenbau", Allianz Versicherungs-AG München und Berlin 1984, Seite 110.
- **5.12-15** U.v.Pidoll, "Gefährdung infolge Elektrostatik und Schutzmaßnahmen", Physikalisch-Technische Bundesanstalt, Braunschweig, Seite 1-16.
- **5.12-16** S.Petri, H.Stache, "Vor Entladungsschäden schützen elektrisch leitfähiges Wälzlagerfett als kostengünstige und effiziente Lösung", F. Klüber Lubrication, Journal Ausgabe 1/2008, Seite 11-13.
- **5.12-17** T.Richterich, G.Kirschey, "Blitzschutz in der Gelenkwelle", Antriebs Praxis 03/ 2006, Seite 42 und 43.
- **5.12-18** W.Weber, "Zerstörungsfreie Prüfung dickwandiger austenitischer Rohre und Rohrbögen mit fortschrittlicher Wirbelstromtechnik", Dissertation an der Universität Hannover, 2002, Seite 1-7.
- **5.12-19** "Entmagnetisieren die Qualitätsverbesserung", Fa. HEIL, Magnet- und Werkzeug-Technik, Info-Broschüre, Stand 2010, Seite 1-4.
- **5.12-20** "Magnetismus auf ferromagnetischen Werkstücken", Fa. Maurer Magnetic AG, , Edition 12 2009, Seite 1-10.
- **5.12-21** "Magnetic Effects of Stainless Steel", Fa. ASSADA, www.assada.asn.au, 2008, Seite 1-3.
- 5.12-22 "Entmagnetisierung", de.wikipedia.org, Stand 15.Juni 2010, Seite 1-3.
- 5.12-23 H.-J.Lohrentz, "Elektrische Entladungsvorgänge verursacht durch Flüssigkeitsstromk", Zeitschrift "Ölhydraulik und Pneumatik" 24 (1980) NR.3, www.lohrentz-gmbh.de/.../elektrostatische_entladungen.pdf, Seite 120 122
- **5.12-24** M.Mahapatro, C.Bauer, I.Borchers, "Die triboelektrische Aufladung im Griff", Zeitschrift 'Fluid', 5/2010, http://imperia.mi-verlag.de/imperia/md/upload/.../ flu10_5_028_030.pdf, Seite 28-30.
- **5.12-25** M.Rohner, "Restmagnetismus-Messung von ferromagnetischen Bauteilen", Fa. Maurer Magnetic AG, Stand 2012, www.maurermagnetic.ch, Seite 1-11.

A

Abfallbeseitigung Korrosion in Anlagen 5.6.1.2-2 Abfallnutzung, Verschleiß und Korrosion in Anlagen 5.6.2 - 1Abgas, Bildung schwefelhaltiger Säuren 5.6.1.4-8 Abgasanlage, Korrosion an Schalldämpfer 5.6.1.2-5 Einfluss der Temperatur 5.6.1.2-7 in Rohren 5.6.1.2-7 Mechanismen 5.6.1.2-5 Abhilfemaßnahmen/Abhilfen bei Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-9 gegen Fressen 5.9.2-2 gegen Metallfeuer 5.10.3-1 gegen Staubexplosion 5.11.2-1 gegen Wasserstoffversprödung 5.7-19 Abplatzen erstarrter Staubschmelzen, Erosion 5.6.2-3 Wärmedämmschicht 5.6.1.4-12 Abrasion 5.5.1-5, 5.5.1.1-1, 5.9.1-21 durch abrasive Partikel (Erosion) 5.6.2-1 Staubexplosion 5.11.1-1 Strahlprozesse. 5.11.1-1 Staubexplosion 5.11.1-5 Verschleiß 5.5.1-6 Abrieb durch Schwingverschleiß 5.9.3-4 Staubexplosion 5.11.1-4, 5.11.1-6 Additive im Kraftstoff gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 im Schmieröl, Einfluss auf Kavitation 5.5.1.3-7 Adhäsion 5.9.1-9 Anteil bei Reibung 5.9.1-10 Adhäsiver Verschleiß 5.9.1-21, 5.9.2-1 Aktiver kathodischer Korrosionsschutz 5.6.1.3-1, 5.6.1.3-6 Aktiver Korrosionsschutz 5.6.1.3-1 Alkalimetalle, Reaktion im Rauchgas 5.6.1.4-10 Alternative Energieen 5.6.1.2-2 **Alternativer Kraftstoffe** Korrosion durch 5.6.1.2-2 Aluminiumlgierungen/ Al-Legierungen, Fressneigung 5.9.2-10 Korrosion 5.6.3.1.2-3 Metallfeuer 5.10-8 Staubexplosion 5.11.1-5 Anlagen Erosionskorrosion 5.6.2-2 Explosionsfeste 5.11.2-2

gefährdete durch Staubexplosion 5.11.1-3 Konstruktion, Staubexplosion 5.11.1-9 Metallfeuer 5.10.3-1 Sauerstoffführende 5.10.3-1 zur Abfallbeseitigung, Korrosion 5.6.1.2-2 Anodische SpRK 5.7-11 Anodischer Bereich, Korrosion 5.6.1.2-13 Anrissbildung, Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-7 Anschmelzung/-en durch Bleiband 5.8-6 durch Fremdmetall Verunreinigungen 5.8-6 Stromdurchgang 5.12-9 Ansprengen, Endmaße 5.9.2-1 Anstreifen/Anstreifvorgang Beispiel Metallbrand 5.10.2-3 Fressen 5.9.2-1 Schaufelschwingungen 5.9.1-14 Schichten, Staubexplosion 5.11.1-2 Staubexplosion 5.11.1-2 Stick-Slip-Effekt 5.9.1-14 Zündung von Metallfeuer 5.10-1 Anstrengung, (Beanspruchungsart) Einfluss auf Schwingverschleiß 5.9.3-4 Antriebsschlupf 5.9.4-1 Armaturen, Metallfeuer 5.10.3-1 Atmosphäre Korrosionsive 5.6.1.2-15 Atmosphärische Korrosion 5.6-1 Aufbewahrung, korrosionssichere 5.6.1.3-4 Aufheizempfindlichkeit (Metallfeuer) 5.10-11 **Aufkohlung** 5.6.1.4-2 Wasserstoffversprödung bei Stählen 5.7-15 Aufschmelzungen durch Stromdurchgang 5.12-9 Aufschmieren, Metallverunreinigung 5.8-5 Aufschrumpfen, Fressen beim 5.9.2-2, 5.9.2-4. 5.9.2-9 Aufwirbeln von Staub, Explosionsgefahr 5.11.1-11 Auslegung bei Staubexplosionsgefahr 5.11.1-11 Austenitische CrNi-Stähle, Magnetismus 5.12-11 Automatenstähle, SMIE-Gefahr 5.8-9 Axialverdichter, Regernerosion 5.5.1.2-8

B

Bahnräder (Eisenbahn), Stick-Slip-Effekt 5.9.1-13
Bauteilversuch zu Fretting 5.9.3-11
Bearbeitungsriefen, Einfluss auf Kavitation 5.5.1.3-4
Beladungseffekt bei Erosion 5.5.1.1-10
Belastungsniveau

Einfluss auf Fretting 5.9.3-11
Einfluss auf das Korrosionsbild 5.6-3

Belastungswerte f
ür die Auslegung, Staubexplosion

5.11.1-11

Belüftungselement (nach Evans) 5.6.1.1-5 Benetzung mit Metallschmelze, Versprödung 5.8-2 Berst-Scheiben zur Druckentlastung 5.11.2-2 Beschaufelung, Erosion in Turbomaschinen 5.5.1.1-3 Beschichtung/-en Einfluss auf Zündung eines Metallfeuers 5.10-7 Gefahr der Elementbildung 5.6.1.3-2 gegen Fressen 5.9.2-10 gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 Korrosionsschutz 5.6.1.3-1 Betätigungskolben (Aktuator), Fressen 5.9.2-4 Betriebstemperatur, Sensibilisierung für Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-7 Bewegungsdichtungen, Tribologie 5.9.1-6 Biogas Anlagen 5.6.1.2-9, 5.6.1.2-10, 5.6.2-1 Wärmetauscher 5.6.1.2-10 Biomasse, Korrosion durch 5.6.1.2-2 Blasenbildung als Folge von Korrosion 5.6-1, 5.6.1.2-5 Blei Anschmelzung durch Bleiband 5.8-6 Legierungen, Metallfeuer 5.10-9 Lötrissigkeit 5.8-6 Blitz, Schäden 5.12-4 Blockieren durch Rosten 5.6.1.2-1 Bohrungen, Korrosion 5.6.1.2-1 Boroskopinspektion auf Erosionsschäden 5.5.1.4-1 Brand Klassen 5.10.2-1, 5.10.3-3 Risiko eines Metallfeuers 5.10.3-1 Bremsen Fading 5.9.1-11 Schlupf 5.9.4-1 Stick-Slip-Effekt 5.9.1-13 Tribologie4 5.9.1-6 Brennmodell für Titanfeuer 5.10-2 Brennstoffzellen 5.6.1.2-10 Brinelling 5.9.3-4 Bronzen, Lötrissigkeit 5.8-6 Bruchdehnung, Wasserstoffeinfluss 5.7-13 Brucheinschnürung, Wasserstoffeinfluss 5.7-13 Brünierbad, Spannungsrisskorrosion (SpRK) 5.6.3.1.2-9, 5.6.3.1.2-13

C

CFK. Siehe Kohlefaser verstärkte Kunststoffe
Chemieanlagen, Metallbrand 5.10.2-2
Chemische Behandlung, Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-10
Chrom Nickel-Stähle, Cr Ni-Stähle Fressneigung 5.9.2-2
Korrosion 5.6.3.1.2-2. 5.6.3.2-3
Magnetismus 5.12-11
Sensibilisieren 5.6.1.1-9

S 1C-2

Chromschicht, Zusammenhang mit Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-9
Chromstähle, Korrosion 5.6.3.1.2-2, 5.6.3.2-3
Cockpitverglasung, Regenerosion 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-2
Corrosion fatigue. Siehe Schwingungsrisskorrosion = SwRK
Coulombscher Bereich der Reibung 5.9.1-9
Crack opening displacement. Siehe COD-Konzept
Craze, Kunststoffschädigung 5.6.3.1-16
CrNi-Stähle
CT-Proben 5.7-13

D

Dampfturbine, Regenerosion durch Taupunktunterschreitung 5.5.1.2-8, 5.5.1.2-9 Dehnschlupf 5.9.4-1 Dehnungsgeschwindigkeit, Einfluss auf das Korrosionsverhalten 5.6.3.1-2, 5.6.3.1-8 Dehnungsgesteuerter Zugversuch, Nachweis der Wasserstoffversprödung 5.7-13 Dehnungsinduzierte Spannungsrißkorrosion. Siehe Spannungsrisskorrosion Dehumidification. Siehe Entfeuchtung von Luft Dichtungsmaterial, Reibwert 5.9.1-11 Diffusionsschichten, Temperaturabhängige Zähigkeit 5.6.1.4-14 Diffusionsvorgänge, fremdmetallische Verunreinigungen 5.8-6 Druckanstieg bei eienr Staubexplosion 5.11.1-11 Druckeigenspannungen, Vermeidung von SpRK 5.6.3.1.2-12 **Druckentlastung bei Explosion** Berst-Scheiben 5.11.2-2 Druckrost 5.9.3-1. Siehe auch Fretting Durchschlag, elektrischer 5.6.1.2-14, 5.12-4 Duty cycles (engl.). Siehe Lastzyklen

E

Edelrost. Siehe Fretting
Effekte schädigender Ströme 5.12-4
Einfluss der Spannungsrisskorrosion auf Rissfortschrittsgeschwindigkeit 5.6.3.1.2-1
Einlaufbeläge. Siehe Anstreifbeläge
Einpressen von Passsitzen 5.9.1-15
Einsatzhärten 5.7-17
Wasserstoffversprödung 5.7-15
Eis, Reifenreibung 5.9.1-11 Temperatur, Einfluss auf Reifenreibung 5.9.1-13
Eisenbrand 5.10.2-5 Filterstrukturen 5.10.2-5 Transformatorbleche 5.10.2-5
Turbogenerator 5.10.2-5

Eisenverbrennung (Unterschied zu Eisenbrand) 5.10-1, 5.10-3 Elektrische Anlagen (Elektrik, Systme) Korrosion 5.6.1.2-13, 5.6.1.2-14, 5.6.1.2-15 Lochfraß durch Strom 5.6.1.2-13 Schädigende Effekte 5.12-1 Vagabundieerende Ströme 5.6.1.2-13 Elektrischer Durchschlag, Korrosionsbedingt 5.6.1.2-14 Elektrolyt Entstehung in Gebäudewänden 5.6.1.2-13 Erdreich 5.6.1.2-13 in elektrischen Verbindungen 5.6.1.2-13 Korrosion durch 5.6.1.2-14 Elektronik Korrosion 5.6.1.2-13 Probleme durch Kohlefasern 5.12-7 Magnetismus 5.12-11 Elektronischer Regler. Siehe Digitaler Regler Elektroschweißen, schädigende Ströme beim 5.12-4 Elementbildung 5.6.1.1-7 durch Beschichtung 5.6.1.3-2 durch Gefügeinhomogenitäten 5.6.1.1-9 durch Verunreinigungen 5.6.1.1-9 durchWolframkarbid in einer Kobaltmatrix auf Stahl 5.6.1.3-2 Kohlefaserlagen mit Metall 5.6.1.3-2 Korrosion durch 5.6.1.1-9, 5.6.1.1-1 Emailschicht, Erosion 5.5.1.1-10 Endmaße, Ansprengen 5.9.2-1 Entfettungsbäder/-mittel Korrosion 5.6.3.1.2-9 SpRK an Titanlegierungen 5.6.3.1-11, 5.6.3.1-13 Entgasen gegen Wasserstoffversprödung 5.7-7, 5.7-20Entkohlung 5.6-1 Entladungsströme statischer Elektrizität 5.12-4 Entspröden. Siehe auch Entgasen: gegen Wasserstoffversprödung 5.7-7, 5.7-14 Entzinkung, Korrosionsart 5.6-1 ER-Coating. Siehe Schutzschichten Erdreich, Wirkung als Elektrolyt 5.6.1.2-13 Erdwärmenutzung, Korrosion 5.6.1.2-2 Erosion 5.5.1-3, 5.5.1-5, 5.5.1-6, 5.5.1-8, 5.5.1.1-3, 5.5.1.1-5, 5.5.1.1-7, 5.5.1.1-9, 5.5.1.1-10, 5.5.1.2-5, 5.5.1.4-1 Abhängigkeit von Partikel- und Werkstoff (härte) 5.5.1.1-5, 5.5.1.1-7 an faserverstärkten Werkstoffen 5.5.1-3 Aufprallgeschwindigkeit der Partikel 5.5.1.1-9 bei der Abfallnutzung 5.6.2-1 bei der Vergasung von Müll und Biostoffen 5.6.2-1 Boroskopinspektion 5.5.1.4-1

durch Abplatzen erstarrter Staubschmelzen 5.6.2-3 durch abrasive Partikel 5.6.2-1 durch Abpraller 5.5.1.1-7 durch Hochdruck-Wasserstrahl 5.5.1.2-4 durch Kavitation 5.5.1.3-2 durch Kraftstoff 5.5.1-3 durch Labyrinthpartikel 5.5.1.1-12 durch mehrphasige Strömung 5.6.2-1 durch Partikel 5.5.1.1-1 durch Regen 5.5.1.2-1 durch rotierenden Staub 5.5.1.1-12 durch Verbrennungsvorgänge 5.5.1.1-3 Einfluss der Auftreffgeschwindigkeit von Regen 5.5.1.2-7 Einfluss der Strömung 5.5.1.1-1 Einfluss der Verschleißfläche 5.5.1.1-1 Einfluss des Aufprallwinkels von Regen 5.5.1.2-7 Emailschicht 5.5.1.1-10 Galvanische Schutzschicht 5.5.1.4-1 Glasschicht 5.5.1.1-10 in Biogasanlagen 5.6.2-1 in der Fertigungstechnik 5.5.1.1-3 in Kraftstoffdüsen 5.5.1.1-3 in Müllverbrennungsanlagen 5.6.2-1 in Wärmepumpen 5.6.2-1 Inhomogener Strömungen 5.6.2-1 Kombination mit Korrosion 5.6.2-1 Konstruktive Schutzmaßnahmen 5.5.1.4-1 Lackierung als Schutz 5.5.1.4-1 Maßnahmen gegen Schäden 5.5.1.4-1 Panzerung als Abhilfe 5.5.1.4-1 Rauhigkeitseinfluss 5.5.1.2-5 Regentropfen 5.5.1-3 Rohrleitungen 5.5.1.1-3 Schichten, Korrosionsgefahr durch 5.6.1.1-1 Schutz durch Polyurethan 5.5.1-8 Kante als 5.5.1.1-10 Nickel 5.5.1.1-10 spröde Schicht 5.5.1.1-3 Solaranlagen 5.5.1.1-3 Staub 5.5.1.1-3 Teilcheneigenschaften 5.5.1.1-5 Titanlegierung 5.5.1.1-9 Verhalten spröder Schicht 5.5.1.4-1 Verhalten verschiedeneer Werkstoffe 5.5.1.1-10 Verschleißmechanismus 5.5.1.2-1 verstärkte Oxidation durch 5.5.1-5 Wärmedämmschicht 5.6.1.4-12 Erosionskorrosion 5.6-2, 5.6.1.1-10, 5.6.2-1 betroffene Anlagen 5.6.2-2 durch Mehrphasenströmung 5.6.2-2 Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-10 Erosionsrate (Erosionsgeschwindigkeit) 5.5.1.2-5 Erosionsverschleiß 5.5.1.1-1

Erprobung von Korrosionsschutz 5.6.1.3-3 Erscheinungsformen 5.9.3-4 Korrosion 5.6-2 Wasserstoffinduzierte Rissbildung 5.7-15 Evans Element. Siehe Belüftungselement Explosion Abbruch 5.11.2-2 Ablauf einer Staubexplosion 5.11.1-7 Druckentlastungen 5.11.2-2 Eigenschaften von Stäuben 5.11.1-11 Gefahr durch Aufwirbeln von Staub 5.11.1-11 Löschen von Metallfeuer 5.10.3-3 Neigung von Stäuben 5.11.1-11 Schutz bei Staub, Konstruktion 5.11.2-2 Unterdrückung 5.11.2-2 Explosionsfeste Anlagen 5.11.2-2 Extrusion (an Metalloberfläche) 5.6.3.1-6

F

Fachbegriff, tribologische Verschleißarten 5.9.1-1 Fahrzeugantriebe alternative, Korrosion 5.6.1.2-2 False Brinelling, Siehe auch Fretting 5.9.3-1, 5.9.3-4 Faserrichtung bei metallischen Werkstoffen, Einfluss auf SpRK 5.6.3.1.2-12 Faserverstärkte Kunststoffe/Werkstoffe Erosion 5.5.1-3, 5.5.1-4 Regenerosion 5.5.1.2-1 Feder-Masse-System, Stick-Slip-Effekt 5.9.1-13 Feinerosion an Verdichterschaufeln 5.5.1-5 Fertigung SpRK bei Titanlegierungen 5.6.3.1-11 Fressschäden 5.9.2-4 Magnetismus durch Kaltverformung 5.12-12 Vermeidung von Korrosion 5.6.1.3-3 Fertigungsprozesse/Fertigungstechnik Erosionswirkung 5.5.1.1-3 Fressgefahr 5.9.2-1 Probleme bei Magnetismus 5.12-11 Restmagnetismus 5.12-15 Schädigende Ströme 5.12-4 Staubexplosion 5.11.1-4 Festrosten 5.6.1.2-1 Feststoffaufprallerosion 5.5.1.1-1 Feuchtigkeit Einfluss auf MoS2 5.9.2-8 Wasserstoffversprödung in Schweißungen 5.7-18 Feuer, Magnesium 5.10-1 Feuerfestmaterial, Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.2-7 Feuergefährliche Metalle 5.10-1 Filter Eisenbrand 5.10.2-5 für Kohlefasern 5.12-7 Schwelbrand idurch Holzkohlepartikel 5.6.1.2-8

Fingerringe, Lötrissigkeit durch Goldabrieb 5.8-8 Flächenpressung Einfluss auf Fretting 5.9.1-19 Einfluss der Schwingfrequenz 5.9.3-17 Einfluss auf Schwingverschleiß 5.9.3-17, 5.9.3-19 Schaufelfüße 5.9.3-9 Flächige Korrosion 5.6-2, 5.6.1.4-10 Flammsperre 5.11.2-2 Flight envelope. Siehe Flugbereich **Flugsand** 5.5.1.1-3 Flüssiger Sauerstoff/Flüssigsauerstoff, Metallbrand 5.10-6, 5.10.2-1 Flüssigkeit, Schadensmodell der Korrosion in Strömung 5.6.1.1-10 Flüssigmetallversprödung (LME, LMIE) 5.8-1 Förderanlagen, Staubexplosion 5.11.1-3 Förderschnecken, Tribologie 5.9.1-6 Förstersonde. Siehe Magnetsonde **Fremdstrom** 5.6.1.2-13 als Korrosionsschutz 5.6.1.3-6 Frequenz, Einfluss auf Reibwert 5.9.1-11 Fressen 5.9.1-9, 5.9.2-1, 5.9.3-14. Siehe auch Kaltverschweißen Abhilfen / Abhilfemaßnahmen 5.9.2-2 bei Titanlegierungen 5.9.2-10 Al-Legierungen 5.9.2-10 bei Fertigungsprozessen 5.9.2-1 bei Schrauben 5.9.2-2 beim Anstreifvorgang 5.9.2-1 beim Aufschrumpfen 5.9.2-2, 5.9.2-4, 5.9.2-9 Beispiele 5.9.2-1 Betätigungskolben (Aktuatoren) 5.9.2-4 Cr/Ni-Stähle 5.9.2-2 Einfluss der Belastung 5.9.2-8 Einfluss der Gleitgeschwindigkeit 5.9.2-8 Einfluss der Kontaktflächen 5.9.2-8 Einfluss der Umgebung 5.9.2-8 Einfluss des Schmiermittels 5.9.2-8 Einfluss des Werkstoffs 5.9.2-7 Einflüsse 5.9.2-2 Ursächliche 5.9.2-7 Fertigungsschäden 5.9.2-4 Gefährdung von Maschinenelementen 5.9.2-3 Getriebezahnräder 5.9.2-4 Gleitlager 5.9.2-4 Gleitvorgänge 5.9.2-1 in der Montage 5.9.2-4 Kolben 5.9.2-3 Mischreibung 5.9.2-1 Montage 5.9.2-1 Muttern 5.9.2-4 Nickellegierungen 5.9.2-2 Passsitze 5.9.2-4 Riefenbildung 5.9.2-9 Schadensmechanismus 5.9.2-2

Schädigungen 5.9.2-2, 5.9.2-9 Schneckengetriebe 5.9.2-4 Schrauben 5.9.2-4 Silber als Abhilfe 5.9.2-10 Struktur von Gleitflächen 5.9.2-11 Titanlegierungen 5.9.2-2, 5.9.2-8 Ventile 5.9.2-4 Verhindern durch Kugelstrahlflächen 5.9.2-11 Vermeiden bei der Montage 5.9.2-10 Vermeidung durch Beschichtung 5.9.2-10 Vermeidung durch geeignete Konstruktion 5.9.2-10 Vermeidung durch Werkstoffkombination 5.9.2-10 Vorgang 5.9.2-6 Vorspannung zu niedrig 5.9.2-10 Fretting 5.9.1-18, 5.9.1-20, 5.9.1-21, 5.9.3-1, 5.9.3-4, 5.9.3-6, 5.9.3-9, 5.9.3-11, 5.9.3-14, 5.9.3-20. Siehe auch Schwingverschleiß Abtragsraten 5.9.1-18 Bauteilversuch 5.9.3-11 bei Kobaltbasislegierungen 5.9.3-17 bei Titanlegierungen 5.9.3-14 bei verschiedenen Betriebsphasen 5.9.1-8 betroffene Komponenten 5.9.3-1 Einfluss der Amplitudengröße 5.9.3-19 Einfluss der Betriebstemperatur 5.9.3-17 Einfluss der Fertigung 5.9.3-20 Einfluss der Flächenpressung 5.9.1-19 Einfluss der Gleitgeschwindigkeit 5.9.3-12 Einfluss der Haltezeiten 5.9.3-12 Einfluss der Kontaktflächengeometrie 5.9.3-20 Einfluss der Schwingfrequenz 5.9.3-17 Einfluss der Stillstandszeit 5.9.1-9 Einfluss der Verschleißbewegung 5.9.3-19 Einfluss des Belastungsniveaus 5.9.3-11 Einfluss des Frequenzeinfluß 5.9.3-12 Einfluss des Kugelstrahlens 5.9.3-17 Einfluss des Luftdrucks 5.9.3-13 Einfluss von Schwitzwasserbildung 5.9.3-13 Reaktionsprodukte 5.9.3-5 Reaktionsschichten 5.9.3-4 Reibbeiwert 5.9.3-11 Restlebensdauern 5.9.1-21 Riefen 5.9.2-9 Schadensbilder 5.9.3-6 Schadensmechanismus 5.9.3-6 Schadensrisiken 5.9.1-21 Schädigungen 5.9.3-14 Titanlegierung 5.9.3-17 Verschleißweg 5.9.1-18 Vorgang 5.9.2-6 zeitlicher Verlauf 5.9.1-20 Frosting. Siehe Stromdurchgang: Wälzlager

G

Galvanische Schicht, Erosionsschutz 5.5.1.4-1

Galvanische Behandlung, Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-10 Gasmotoren, Schäden 5.6.1.2-10 Gasverflüssigung, Metallbrand 5.10.2-2 Gaszerlegung, Metallbrand 5.10.2-2 Gebäudetechnik, Korrosion 5.6.1.2-2 Gebäudewände, Elektrolyt Entstehung 5.6.1.2-13 Gebaute Verdichterleitschaufeln, Korrosion 5.6.1.2-2 Gebläse, Staubexplosion 5.11.1-1 Gefährdung von Maschinenelementen durch Fressen 5.9.2-3 Gefügeinhomogenitäten, Elementbldung 5.6.1.1-9 Gehäuse 5.5.1.3-9 Gestaltung der Innenseite gegen Erosion 5.5.1.1-12 Kavitation 5.5.1.3-9 Gelenkverbindung, Klemmen durch Rost 5.6.1.2-1 Geothermie, Erosion in Anlagen 5.6.2-1 Geräusche beim Montagevorgang 5.9.1-15 Gesteinsmehl gegen Staubexplosion 5.11.2-2 Gesundheitsgefahren durch Kohlefasern 5.12-6 Getauchte Stahlstrukturen, Korrosion 5.6.1.2-11 Getriebe Gehäuse, Korrosion 5.6.1.2-4 Schlupf an stufenlosem 5.9.4-4 Schwingungen, Enfluss auf Kavitation 5.5.1.3-7 Zahnräder, Fressen 5.9.2-4 Gewinde, Festsitzen durch Rost 5.6.1.2-1 Glas 5.6.3.1-12 Kavitation 5.5.1.3-4 Schicht (Email), Erosion 5.5.1.1-10 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1, 5.6.3.1-12 Gleitermüdung 5.9.1-21 Gleitflächen Festsitzen 5.9.3-5 Schäden durch Magnetismus 5.12-11 Schäden durch Stromdurchgang 5.12-8 Struktur gegen Fressen 5.9.2-11 Tribologie 5.9.1-6 Gleitgeschwindigkeit Einfluss auf Fressen 5.9.2-8 Einfluss auf Verschleißprodukt 5.9.1-19 Enfluss auf Reibwert 5.9.1-10 Gleitlackbehandlung, Schwingverschleiß 5.9.3-20 Gleitlager Fressen 5.9.2-4 Kavitation 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-10 identifizieren 5.5.1.3-10 Ursachen 5.5.1.3-10 Mehrphasige Gleitschichten 5.5.1.3-10 Gleitringdichtung, Kavitation 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-7 Gleitschichten gegen Reibverschleiß 5.9.3-9 mehrphasige 5.5.1.3-10

Zersetzung 5.9.3-13 Gleitschlupf 5.9.4-1 Gleitsystem (Tribosystem) 5.9.1-2 Gleitverhalten, Einfluss der Temperatur 5.9.1-12 Gleitverschleiß 5.9.1-1, 5.9.1-17, 5.9.1-21 Gleitvorgänge, Fressen 5.9.2-1 Glicksteinkurve (Titanfeuer) 5.10-2 Gold, Lötrissigkeit 5.8-7 *durch Fingerringe 5.8-8 mit Titanlegierungen 5.8-10* Graufleckigkeit, Zahnräder 5.9.4-2 Green Rot (engl.) *Siehe* Grünfäule Grübchenbildung bei Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-10 Grünfäule 5.6.1.4-3

Η

Haftreibung 5.9.1-8, 5.9.1-9 Maximalwert 5.9.1-9 Hahnenfüße, Kennzeichen von Wasserstoffeinfluss auf Bruchflächen 5.7-11 Hämmern (Verschleißbewegung) 5.9.3-19 Handschweiß/-korrosion 5.6-2 SpRK auslösen 5.6.3.1-11 Hartmannrohr, Staubexplosionsprüfung 5.11.1-11 Harze, Staubexplosion 5.11.1-4 Haustechnik, Korrosion 5.6.1.2-2 Heat soaking (engl.). Siehe Abstellen HEC. Siehe Wasserstoffversprödung Heißgaskorrosion 5.6.1.2-5, 5.6.1.4-1, 5.6.1.4-5 als Kombination von Schadensmechanismen 5.6.1.4-5 Beschichtungen 5.6.1.4-16 Konstruktive Maßnahmen 5.6.1.4-16 Nachweis eines Schutzes 5.6.1.4-17 Optimierung der Verbrennung 5.6.1.4-16 Schutzschilde 5.6.1.4-16 Verfahrenstechnische Maßnahmen 5.6.1.4-16 Zugabe von Additiven 5.6.1.4-16 Heißlauf, Beispiel Auslösen von Metallbrand 5.10.2-3 Heißsalzeinwirkung 5.6.3.1-11 Heißteile, Erosion 5.5.1-5 Hertz'sche Pressung 5.9.3-9 HGK. Siehe Heißgaskorrosion Hilfsstoffe der Fertigung, auslösen von Korrosion 5.6.3.1.2-1 Hochdruck-Wasserstrahl 5.5.1.2-4 Erosionsgefahr 5.5.1.2-4 Hochgeschwindigkeitsflug, Regenerosion 5.5.1.2-1 Hochtemperaturkorrosion 5.6-1, 5.6.1.2-7, 5.6.1.4-1, 5.6.1.4-2, 5.6.1.4-3, 5.6.1.4-9, 5.6.1.4-14, 5.8-1 beschleunigter Rissfortschritt 5.6.1.4-10 Erosionskorrosion 5.6.1.4-10

Feuerfestmaterial 5.6.1.2-7 Grübchenbildung 5.6.1.4-10 Klärschlammverbrennung 5.6.1.2-9 Korrosionsarten 5.6.1.4-10 Magnetismus 5.12-12 Maßnahmen gegen Schäden 5.6.1.4-14 Schäden 5.6.1.4-9 Spannungsrisskorrosion 5.6.1.4-10 Ungleichmäßige formen 5.6.1.4-10 Holzkohlepartikel, Schwelbrand in Filter 5.6.1.2-8 Hot start (engl.). Siehe Heißstart HTK. Siehe Hochtemperaturkorrosion Hubschrauber Regenerosion an Rotorblättern 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-2 Hydrauliköl, Wassestoffinduzierte Rissbildung in Titanlegierung 5.7-11 Hydridbildung Titanlegierungen 5.7-13 Versprödungswirkung 5.7-7 Hydrodynamisch Bedingungen 5.9.1-11 Reibung 5.9.1-9 Hydrogen Embrittlement .Cracking (= HEC engl.) Siehe Wasserstoffversprödung

Ι

IK. Siehe interkristalliner Korrosion
Inchromierung 5.6.1.4-15
Induzierte Ströme 5.12-4
Inhomogene Strömungen, Erosion 5.6.2-1
Inkubation von Schäden 5.5.1.2-5
Kavitation 5.5.1.3-3, 5.5.1.3-4
Zeiteinfluss
Regenerosion 5.5.1.2-1
SMIE (Diffusion im Festzustand) 5.8-10
Intergranular Attack (engl.). Siehe interkristalline
Korrosion
Interkristalline Korrosion (IK) 5.6-1, 5.6-2, 5.6-3, 5.6.1.1-3, 5.6.1.1-9
Intermeshverhalten (Energieaufnahme bei mrotorversatz), Sulfidation 5.6.1.4-9

K

Kadmium/ Kadmieren Lötrissigkeit 5.8-6 SMIE mit Stählen 5.8-10 Wasserstoffversprödung 5.7-15, 5.7-16
Kaltverformung Magnetismus 5.12-11 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1
Kaltverschweißen 5.9.1-9, 5.9.2-1. Siehe auch Fressen
Katastrophale Oxidation 5.6.1.4-2
Kathode als Korrosionsschutz

Kathodischer Bereich 5.6.1.2-13 Kathodischer Korrosionsschutz 5.6.1.3-1, 5.6.1.3-2, 5.6.1.3-6 Kavitation 5.5.1-5, 5.5.1-6, 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-4. 5.5.1.3-1 an Gehäusen 5.5.1.3-9 an Gleitringdichtung 5.5.1.3-7 an ölgedämpftem Wälzlager 5.5.1.3-6 an Zahnradpumpen 5.5.1.3-2 durch Vibrationen 5.5.1.3-9 durch Wasser im Öl 5.5.1.3-10 durch Wellenschwingungen 5.5.1.3-10 Einfluss der Ölviskosität 5.5.1.3-10 Einfluss der Rauigkeit 5.5.1.3-2, 5.5.1.3-4 Einfluss der Makrogeometrie 5.5.1.3-3 Einfluss der Mikrogeometrie 5.5.1.3-3 Einfluss von Additiven im Schmieröl 5.5.1.3-7 Einfluss von Bearbeitungsriefen 5.5.1.3-4 Einfluss von Getriebeschwingungen 5.5.1.3-7 Einfluss von Schmieröl 5.5.1.3-7 Empfindlichkeit von Werkstoffen 5.5.1.3-6 Wasserschlag als Folgeschaden 5.5.1.3-10 Glas 5.5.1.3-4 Gleitlager 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-10 Identifizieren 5.5.1.3-10 Gleitringdichtung 5.5.1.3-1 im Kraftstoffsystem 5.5.1-6 Inkubationsphase 5.5.1.3-3, 5.5.1.3-4 Keramik 5.5.1.3-4 Kombination mit Korrosion 5.6.2-1 Kraftstoffsystem 5.5.1.3-1 Kunststoff 5.5.1.3-4 Laufrad von Pumpe, Turbine 5.5.1.3-8 Motor 5.5.1.3-1 Ölsystem 5.5.1.3-1 Phasen des Fortschritts 5.5.1.3-4 Pumpe 5.5.1.3-1 Resistenz von Werkstoff en 5.5.1.3-6 Schadensmechanismus 5.5.1.3-2 Schiffspropeller 5.5.1.3-1 Sphäroguss 5.5.1.3-4 Turbine 5.5.1.3-1 Ursachen bei Gleitlager 5.5.1.3-10 Ventil 5.5.1.3-9 Zahnrad 5.5.1-6, 5.5.1.3-7 Zahnflanken 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-7 Zahnradpumpe 5.5.1-6 Zylinderlaufbüchsen 5.5.1.3-9 Kavitationserosion 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-2, 5.5.1.3-3 Kavitationskorrosion 5.5.1.3-5, 5.5.1.3-9, 5.6-2 Keramik 5.6.3.1-12 Kavitation 5.5.1.3-4 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1 Kerben, Einfluss von Schwingverschleiß 5.9.3-9

Kerbzugversuch, zum Nachweis von Wasserstoffversprödung 5.7-13 Klärschlamm 5.6.1.2-8 Verbrennung, Hochtemperaturkorrosiuon 5.6.1.2-9 Klassische SpRK 5.6.3.1-7 Klebeeffekt bei Reibung 5.9.1-9 Klemmen von Bewegungsverbindungen durch Rost 5.6.1.2-1 Knallgas Löschen von Metallfeuer 5.10.2-1, 5.10.3-3 Kobaltbasislegierung Frettingverhalten 5.9.3-17 Metallfeuer 5.10-8 Kohäsion 5.9.1-9 Kohlefaser Ansaugen mit Kühlluft 5.12-7 Auslösen von Kurzschlüssen 5.12-7 Entstehung von Lichtbögen 5.12-7 Filter gegen 5.12-7 Gesundheitsgefahren 5.12-6 in der Waffentechnik 5.12-7 Probleme bei Elektronik 5.12-7 in der Fertigung 5.12-7 Verhalten bei Bränden 5.12-6 verstärkte Kunststoffe Korrosion 5.6.1.1-1, 5.6.1.1-7 Elementbildung mit Metall 5.6.1.3-2 Kolben, Erosion durch Kraftstofftröpfchen 5.5.1.2-2 Kolbenfresser 5.9.2-3 Kolbenkompressoren, Metallfeuer 5.10.3-1 Kolbenringe, Schwingverschleiß 5.9.3-4 Kombination der Schadensmechanismen bei Heißgaskorrosion 5.6.1.4-5 Kondensate, saure im Abgas 5.6.1.2-7 Kondensationströpfchen, Regenerosion 5.5.1.2-2 Konservieren gegen Korrosion 5.6.1.3-5 Konstruktion Anlage gegen Staubexplosion 5.11.1-9 Explosionsschutz bei Saub 5.11.2-2 gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 Vermeidung von Fressschäden 5.9.2-10 Vermeidung von Korrosion 5.6.1.3-2 Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-9 Vorschriften gegen Metallfeuer 5.10.3-1 Konstruktionswerkstoffe,SpRK-Verhalten 5.6.3.1-13 Kontaktdiffusion, Kontakt fester Metalle, Versprödung (SMIE) 5.7-8, 5.8-9 Kontaktflächen Einfluss auf Fressen 5.9.2-8 gerillte 5.9.3-20 kritische Größe bei Schwingverschleiß 5.9.3-20 Verschleißvorgänge 5.9.1-17 Kontaktwiderstand (elektrisch), Enfluss von Korrosion 5.6.1.2-14 Korngrenzenangriff 5.6.1.1-9 Korngrößenverteilung, Einfluss auf Staubexplosion

5.11.1-11

Korrosion 5.6-1, 5.6-2, 5.6.1.1-1, 5.6.1.1-2, 5.6.1.1-3, 5.6.1.1-4, 5.6.1.1-5, 5.6.1.1-7, 5.6.1.1-9, 5.6.1.2-1, 5.6.1.2-2, 5.6.1.2-4, 5.6.1.2-5, 5.6.1.3-1, 5.6.2-1, 5.6.3.1-11 Abgasrohr von Heizkessel 5.6.1.2-7 als Primärschaden 5.6.1.2-1 alternativer Fahrzeugantriebe 5.6.1.2-2 an Anlagen zur Abfallbeseitigung 5.6.1.2-2 an getauchten Stahlstrukturen 5.6.1.2-11 an Wasserlinie 5.6-1 Arten der Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-10 Atmosphärische 5.6-1 ausgelöst von Werkzeugabrieb 5.6.3.1.2-1 durch Hilfsstoffe der Fertigung 5.6.3.1.2-1 Auslösen eines elektrischen Überschlags 5.6.1.2-14 von Kurzschluss 5.6.1.2-13 Ausnahmen der Anwendung elementbildender Metallkombinationen 5.6.1.1-7 bei der Erdwärmenutzung 5.6.1.2-2 bei Neuteilfertigung 5.6.1.2-4 bei Reparatur 5.6.1.2-4 bei Stromdurchgang 5.12-4 bei Wechselbeanspruchung 5.6.3.2-2 Blasenbildung 5.6-1 an lackerten Teilen 5.6.1.2-5 Definition der Arten 5.6.1.1-1 dehnungsinduziert 5.6.3.1-5, 5.6.3.1-7 durch alternativer Kraftstoffe 5.6.1.2-2 durch Biomasse3 5.6.1.2-2 durch Elementbildung 5.6.1.1-1 durch Handschweiß 5.6-2 durch Kriechströme 5.6.1.2-13 durch Luftfeuchtigkeit 5.6.1.2-1 durch Schwitzwasser 5.6.1.2-7 durch Streuströme 5.6.1.2-13 Durchbrechen einer Rohrwand 5.6.1.2-13 Einfluss auf Kontaktwiderstand 5.6.1.2-14 Einfluss auf Reibverschleiß 5.6-2 Einfluss auf Stromübergang 5.6.1.2-13 Einfluss der Abgastemperatur 5.6.1.2-7 Einfluss der Dehnungsgeschwindigkeit 5.6.3.1-2 Einfluss des Belastungsniveaus auf das Korrosionsbild 5.6-3 Einfluss des Taupunkts 5.6.1.2-7 Einfluss von Entkohlung 5.6-1 Einstufung mit Wirksummenwert 5.6.1.2-6 Elektrik 5.6.1.2-13 Elektrische Systeme/Anlagen 5.6.1.2-14, 5.6.1.2-15 Elektrischer Durchschlag 5.6.1.2-14 Elektrolyte 5.6.1.2-14 Elektronik 5.6.1.2-13

Empfindlichkeit umströmter Flächen 5.6.1.1-10 Entzinkung 5.6-1 Erprobung von Schutzmaßnahmen 5.6.1.3-3 Erscheinungsformen 5.6-2 Flächiger Angriff 5.6-2, 5.6.1.4-10 Hochtemperatur- 5.6-1 im Stillstand (Stillstandskorrosion) 5.6-2 in Bohrungen 5.6.1.2-1 in der Gebäudetechnik 5.6.1.2-2 in der Haustechnik 5.6.1.2-2 in der Splash-Zone 5.6.1.2-11 in Meeresatmosphäre 5.6.1.1-1, 5.6.1.2-1 in Prozessbädern 5.6.1.2-4 Interkristalline (IK) 5.6-1, 5.6-3 Kombination mit Erosion 5.6.2-1 Kavitation 5.6.2-1 Verschleiß 5.6.2-1 Konservieren als Schutz 5.6.1.3-5 Konstruktion 5.6.1.3-2 Lochfraß 5.6-1, 5.6-3 Meerwasserentsalzung 5.6.1.2-2 Messung 5.6.3.1-2 Mikrobiologisch induzierte 5.6-2 Mulden- 5.6-1 Riss Bild durch Belastung 5.6.3.1-9 Keimbildung 5.6.3.2-7 Schutzwirkung zeitlich begrenzte 5.6.1.3-2 Schweißnaht 5.6-3, 5.6.1.1-9 Schwingermüdung 5.6.3.2-2 Schwingungsriss- (SwRK) 5.6-2 Selektive 5.6-1 sensibilisierte CrNi-Stähle 5.6.1.1-9 sichere Lagerung von Bauteilen 5.6.1.3-4 Simulationsversuch 5.6.1.2-7 spannungsinduziert 5.6.3.1-4 Spannungspotenzial (elektrochemisch) 5.6.3.1-2 Spannungsrisskorrosion (SpRK) 5.6-2 Spongiose 5.6-1 Tauchversuch 5.6.3.2-4 Transkristalline 5.6-1, 5.6-3 Verästelung von Rissen 5.6-3 Verhütung bei der Wartung 5.6.1.3-4 Vermeidung durch Lufttrocknungsanlage 5.6.1.3-5 in der Fertigung 5.6.1.3-3 wasserstoffinduziert 5.6-1 Wasserstoffkrankheit 5.6-1 Werkstoffauswahl 5.6.1.2-2 Korrosionsfeste Werkstoffe 5.6.1.3-2 Korrosionsgrübchen 5.6.1.1-9 Korrosionskavitation 5.5.1.3-1 Korrosionsmechanismen 5.6.1.2-5 in Abgasanlagen 5.6.1.2-5

Korrosionspittings (Grübchen) 5.6.1.1-9 Korrosionsschutz Aktiver 5.6.1.3-1 kathodischer 5.6.1.3-1, 5.6.1.3-6 durch Beschichtung 5.6.1.3-1 für Magnesiumteile 5.6.1.2-4 mit Fremdstrom 5.6.1.3-6 mit (Opfer-) Anode5.6.1.3-6 Nachweis 5.6.1.3-3 Oberflächenzustand 5.6.1.3-1 Passiver 5.6.1.2-2 kathodischer 5.6.1.3-1. 5.6.1.3-6 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-13 Vorbehandlung 5.6.1.3-1 Vorbeugende Maßnahmen 5.6.1.3-1 Korrosive Atmosphäre 5.6.1.2-15 Korrosiver Verschleiß 5.9.1-21 Kraftstoff Auslösen von Sulfidation 5.6.1.4-8 Erosive Wirkung 5.5.1-3 Düsen 5.5.1.1-3 Kraftstoffsystem Kavitation 5.5.1-6, 5.5.1.3-1 Kraftstofftröpfchen, Erosion an Kolben 5.5.1.2-2 Kraftstoffverunreinigungen, Schädigung von Wärmedämmschicht 5.6.1.4-12 Kraftwerksanlagen, konventionelle Verbrennung 5.6.1.2-7 Krähenfüße, Merkmal einer Wasserstoffversprödung 5.7-7 Kriechen, Einfluss auf Kugelstrahleffekt 5.9.3-18 Kriechöle 5.9.2-8 Kriechströme 5.6.1.2-13, 5.6.1.2-14 durch mechanische Beschädigung 5.6.1.2-13 Korrosion 5.6.1.2-13 Schäden durch 5.12-2, 5.12-4 kritische Bruchzähigkeit. Siehe kritische Risszähigkeit KSt-Wert, Kennwert einer Staubexplosion 5.11.1-12 Kugelstrahlen Einfluss auf Fretting 5.9.3-17 gegen SpRK 5.6.3.1-5 Grenzbereich der Anwendungstemperatur 5.9.3-18 Kriecheinfluss 5.9.3-18 Verhindern von Fressen 5.9.2-11 Wirkung auf Schwingverschleiß 5.9.3-18 Kühlluft, Ansaugen von Kohlefasern 5.12-7 Kunstharze, Staubexplosion 5.11.1-1 Kunststoff Abrieb, Staubexplosion 5.11.1-6 Kavitation 5.5.1.3-4 Ouellverhalten Lösungsmittelparameter 5.6.3.1-16 Schädigung, Craze 5.6.3.1-16 Spannungsrissbildung 5.6.3.1-16, 5.6.3.1-17 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1

Staubexplosion 5.11.1-4 **Kupfer**/-legierungen gegen Schwingverschleiß 5.9.3-4 Lötrissigkeit 5.8-6 Metallfeuer 5.10-8 **Kupplungen** (Reib-), Tribologie 5.9.1-6 **Kurzschluss** durch Kohlefasern 5.12-7 durch Korrosion 5.6.1.2-13 Schäden 5.12-4

L

Laborprüfung/-versuch Tribosystem 5.9.1-5, 5.9.1-23 Labyrinth Abrieb 5.5.1.1-10 Erosion 5.5.1.1-10, 5.5.1.1-12 Lackierung als Erosionsschutz 5.5.1.4-1 Lagerschalen (Pleuel), Schwingverschleiß 5.9.3-2 Lagerung (Aufbewahrung), korrosionssicher 5.6.1.3-4 Lastabhängigkeit, Schwingungsrisskorrrosion 5.6.3.2-1 Laufbahnermüdung (Wälzlager) 5.9.1-21 Laufrad, (Pumpe, Turbine) Kavitation 5.5.1.3-8 Laugensprödigkeit 5.6.3.1.2-9 Lebensdauer keramischer Thermobarrieren 5.6.1.4-9 Mindestwandstärke 5.6.1.4-11 Reserven, Einfluss der Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-1 Leichtbau 5.9.3-1 Li-Ionen-Akkumulatoren, Metallbrand 5.10.2-3 Lichtbögen durch Kohlefasern 5.12-7 durch Statische Elektrizität 5.12-3 Liquid Metal (Induced) Embrittlement (engl.) = LM(I)E (siehe auch Lötrissigkeit) 5.8-2, 5.8-5 empfindliche Werkstoffkombinationen, Risiken 5.8-8 Ljungströmvorwärmer, Eisenbrand 5.10.2-5 Lochfraß 5.6.1.1-9. Siehe auch Lochfraßkorrosion durch elektrischen Strom 5.6.1.2-13 Korrosion 5.6-1, 5.6-3, 5.6.1.1-2 Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-8 Lockern von Schraubverbindungen 5.9.1-15 Lokalelement 5.6.1.1-4 Losbrechkraft (Reibung) 5.9.1-11 Losbrechmoment (Reibung) 5.9.1-8, 5.9.1-11 Löschen von Metallfeuern 5.10.3-3 Löschmittel für Metallbrand/Metallfeuer 5.10.2-1, 5.10.3-3 Sperren 5.11.2-2 Lösungsmittelparameter, Quellverhalten von

Kunststoffen 5.6.3.1-16 Loterosion 5.8-2 Lötrissigkeit (siehe auch LME/LMIE) 5.8-1, 5.8-2, 5.8-5 durch Blei 5.8-6 durch Bronzen 5.8-6 durch Gold 5.8-7 durch Kadmium 5.8-6 durch Kupfer 5.8-6 durch Messing 5.8-6 durch metallische Oberflächenverunreinigungen 5.8-5 durch Silber 5.8-6 durch Wismut 5.8-6 Riskante Werkstoff (Metall-) kombinationen 5.8-2, 5.8-6, 5.8-8 Voraussetzungen 5.8-3 Luftdruck, Einfluss auf Fretting (Schwingverschleiß) 5.9.3-13 Luftfeuchtigkeit/Luftfeuchte Korrosion 5.6.1.2-1 SpRK an Gläsern 5.6.3.1-12 Lufttrocknungsanlage zur Korrosionsvermeidung 5.6.1.3-5 Luftzerlegungsanlage 5.6.1.2-9

Μ

Magnesium/-legierungen Feuer 5.10-1, 5.10-9, 5.10-10 Korrosionsschutz 5.6.1.2-4 Staubexplosion 5.11.1-5 Zündung von Metallfeuer 5.10-2 Magnetische Effekte/Einflüsse 5.12-11 schadensrelevante 5.12-1, 5.12-2, 5.12-11 Magnetische Rissprüfung, Entstehung von Restmagnetismus 5.12-15 Magnetismus Austenitischer CrNi-Stähle 5.12-11 Beeinträchtigung der Wirbelstromprüfung 5.12-11 durch Hochtemperaturkorrosion 5.12-12 Sulfidation 5.12-12 durch Kaltverformung 5.12-11 in der Fertigung 5.12-12 Probleme bei Elektronik 5.12-11 Probleme beim Fertigungsprozessen 5.12-11 Probleme bei Sensoren 5.12-11 Schäden 5.12-11 an Gleitflächen 5.12-11 an Wälzflächen 5.12-11 schädigende Effekte 5.12-1 zur Werkstoffidentifikation 5.12-13 Magnetoskop/Magnetsonde/Förstersonde. Siehe Magnetsonde, Prüfung auf Sulfidation 5.6.1.4-6, 5.6.1.4-15 Makrogeometrie, Einfluss auf Kavitation 5.5.1.3-3

Maschinenelemente, Beispiele für Schwingverschleiß (Fretting) 5.9.3-2 Maßnahmen gegen Metallfeuer 5.10.3-1 gegen Korrosionsschäden 5.6.1.3-1, 5.6.2-1 gegen Schäden durch Wasserstoff 5.7-19 durch Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-14 durch Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-12 durch Schwingungsrisskorrosion(SwRK)5.6.3.2-9 Materialverlust/-abtrag im Rauchgas 5.6.1.4-11 Mechanische Beschädigung erzeugt Kriechströme 5.6.1.2-13 Mechanischer Schlupf 5.9.4-2 Mechanismen der Erosion 5.5.1-5 Medien, Spannungsrissbildung an Kunststoffen 5.6.3.1-18 Meeresatmosphäre, Korrorion 5.6.1.1-1, 5.6.1.2-1, 5.6.3.2-4 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-2 Meerwasserentsalzung, Korrosion 5.6.1.2-2 Mehrphasenströmung/mehrphasige Strömung Erosion 5.6.2-1 Erosionskorrosion 5.6.2-2 Meridianwert, Kennwert von Staub 5.11.1-11 Messing, Lötrissigkeit/LME 5.8-6 Metal Dusting. Siehe Aufkohlung Metallbrand/ Metallfeuer 5.10-1 Aluminiumlegierungen 5.10-8 Anlagenraum 5.10.3-1 Armaturen 5.10.3-1 Beispiel Anstreifvorgang 5.10.2-3 Beispiel Heißlauf 5.10.2-3 Bleilegierungen 5.10-9 Brandrisiko 5.10.3-1 Beispiele 5.10.2-2 Chemieanlagen 5.10.2-2 Einfluss der Schmelzwärme 5.10-11 Einfluss der Spezifische Wärme 5.10-11 Einfluss der Wärmeleitfähigkeit 5.10-11 Einfluss des Schmelzpunkts 5.10-11 Einfluss von Beschichtungen 5.10-7 Einflüsse auf die Zündtemperatur 5.10-6 Eisenbrand 5.10.2-5 Eisenbrand an Filterstrukturen 5.10.2-5 Eisenbrand an Transformatorblechen 5.10.2-5 Eisenbrand eines Ljungströmvorwärmers 5.10.2-5 Eisenbrand eines Turbogenerators 5.10.2-5 Explosionsgefahr beim Löschen 5.10.3-3 Flüssiger Sauerstoff 5.10-6 Flüssigsauerstoff 5.10.2-1 Gasverflüssigung 5.10.2-2 Gaszerlegung 5.10.2-2 geeignete Löschmittel 5.10.3-3 in Sauerstoff 5.10.3-1

Knallgasentstehung 5.10.2-1 beim Löschen 5.10.3-3 Kobaltlegierungen 5.10-8 Kolbenkompressoren 5.10.3-1 Konstruktive Gestaltung 5.10.3-1 Kupferlegierungen 5.10-8 Li-Ionen-Akkumulatoren 5.10.2-3 Löschen 5.10.3-3 Mittel 5.10.2-1 Pulver 5.10.3-3 Magnesiumfeuer 5.10-10 Magnesiumlegierungen 5.10-9 Maßnahmen 5.10.3-1 Metallpulver 5.10.2-1 Neigung der Legierungen 5.10-7 Nickellegierungen 5.10-8 Pumpen 5.10.3-1 Rohrleitungen 5.10.3-1 Sand als Löschmittel 5.10.3-3 Sauerstoffführender Anlagen 5.10-6 Schäden 5.10.2-1 Schutzmaßnahmen 5.10.3-1 Silber /Silberlegierungen 5.10-9 Stähle hoch- und niedrig legiert 5.10-8 Titanfeuer 5.10.3-1 Titanlegierungen 5.10-8 Turbokompressoren 5.10.3-1 Überwachung 5.10.3-1 Unfallverhütungsvorschriften 5.10.3-1 Wasserzersetzung 5.10.2-1 Weichlote 5.10-9 Werkstoffauswahl 5.10.3-1 Werkstoffkennwerte 5.10-10 Zinnlegierungen 5.10-9 Zirkoniumbrand 5.10.3-3 Zündgefährlichkeit von Metallen 5.10-8 Zündtemperatur 5.10-1, 5.10-5, 5.10-6, 5.10-8 Zündugn von Magnesium 5.10-2 Zündung durch Anstreifevorgänge 5.10-1 Metalle Feuergefährliche 5.10-1 Staubexplosion 5.11.1-4 Metallisch Abrieb, Staubexplosion 5.11.1-6 Oberflächenverunreinigungen, Lötrissigkeit 5.8-5 Metallkombination Lötrissigkeit 5.8-6 trotz Korrosionsgefahr 5.6.1.1-7Metallöfeuer Konstruktionsvorschriften 5.10.3-1 Metallpulver, Metallbrand 5.10.2-1 Metallschmelzen, Auslösen von Versprödung 5.8-1 Metalltropfen, Aufschlag 5.8-5 Metallverbrennung. Siehe auch Metallfeuer Mg- und Al-Legierungen, Korrosion 5.6.3.2-3 Mikrobewegungen, Fretting 5.9.3-9 Mikrobiologisch induzierte Korrosion 5.6-2

Mikrogeometrie, Enfluss auf Kavitation 5.5.1.3-3 Mindestwandstärke, Lebensdauer bei Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-11 Mineralverschleiß 5.5.1-6 Mischreibung 5.9.1-9 Fressen 5.9.2-1 Molybdändisulfid, Korrosion durch 5.6.3.2-3 Montage Auslösen einer Staubexplosion 5.11.2-3 Fressen 5.9.2-1, 5.9.2-4 Vermeiden 5.9.2-10 Geräuschentstehung 5.9.1-15 MoS, Einfluss von Feuchtigkeit 5.9.2-8 Schmiermittel 5.9.2-8 Motor, Kavitation 5.5.1.3-1 Mühlen, Staubexplosion 5.11.1-1 Muldenkorrosion 5.6-1 Müllverbrennungsanlagen Erosion 5.6.2-1 Rauchgas 5.6.1.4-10 Multilayer Schutzschicht. Siehe Sanderosion: Multillagenschutzschicht Muttern (Schrauben), Fressen 5.9.2-4

N

Nachweis
Korrosionsschutzsysteme 5.6.1.3-3 Sulfidation 5.6.1.4-14
Nahrungsmittelindustrie, Staubexplosion 5.11.1-4
Nassdampfstufe, Regenerosion/Tropfenschlag 5.5.1.2-9
Neuteilfertigung, Korrosion 5.6.1.2-4
Nickel als Erosionsschutz 5.5.1.1-10
Nickellegierungen/Ni-Legierungen Fressneigung 5.9.2-2
Korrosion 5.6.3.2-3 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-2
Metallfeuer 5.10-8
No start (engl.). Siehe Fehlstart

0

Oberflächenbehandlung gegen Reibverschleiß (Fretting) 5.9.3-9
Oberflächenstrukturierung, Einfluss auf Schwingverschleiß 5.9.3-20
Oberflächenzustand als passiver Korrosionsschutz 5.6.1.3-1
Öl Kavitation durch Wassergehalt 5.5.1.3-10 Viskosität, Einfluss auf Kavitation 5.5.1.3-10
Ölsystem, Kavitation 5.5.1.3-1
Orangenschaleneffekt 5.6.1.4-11, 5.6.1.4-15
Oszillation/Oszillierende Bewegung Einfluss auf Reibwert 5.9.1-11 Verschleiß 5.9.1-18 **Oxidation** 5.6.1.2-5 Angriff 5.6.1.4-2 der Haftfläche einer Wärmedämmschicht 5.6.1.4-12 verstärkte Erosion 5.5.1-5 **Oxidschicht** Versagensmodus 5.6.1.4-5 Zerstörende Reaktionen 5.6.1.4-10

P

Panzerung gegen Erosion 5.5.1.4-1 **Parameter** Partikelerosion 5.5.1.1-1 Staubexplosion 5.11.1-4 Zündtemperatur von Metallfeuern 5.10-6 Partikel Abrasive Erosion 5.6.2-1 in einer Strömung 5.5.1.1-1 Bewegungsbahn 5.5.1.1-7 Partikelerosion 5.5.1.1-1 betroffene Maschinen 5.5.1.1-2 in wasserführenden Maschinen 5.5.1.1-2 Parameter 5.5.1.1-1 Passflächenkorrosion 5.9.3-1. Siehe auch Fretting Passiver kathodischer Korrosionsschutz 5.6.1.3-6 Passiver Korrosionsschutz 5.6.1.2-2, 5.6.1.3-1 schützender Oberflächenzustand 5.6.1.3-1 Passsitze Einpressen 5.9.1-15 Fressen 5.9.2-4 Passungsrost (Reibrost) 5.9.3-1. Siehe auch Fretting Perchloräthylen ('PER') - Entfettungsbäder, auslösen von SpRK 5.6.3.1.2-13 Phasen bei der Biogaserzeugung 5.6.1.2-10 Pittingbildung. Siehe Lochfraß Pittingcorrosion (engl.). Siehe Lochfraßkorrosion Polyurethan, Erosionsfestigkeit 5.5.1-8 Primärschaden durch Korrosion 5.6.1.2-1 Produktion, Probleme mit Kohlefasern 5.12-7 Propeller eines Schiffs, Kavitation 5.5.1.3-1 Prozessbäder, Korrosion in 5.6.1.2-4 Prozessschritte der Biogaserzeugung 5.6.1.2-10 Prüfstände Staubexplosionsgefahr 5.11.1-4 Tribologie 5.9.1-22 Prüfstandsversuche, Schwingverschleiß 5.9.3-17 Prüfungen, Tribologie 5.9.1-22 Pumpe Kavitation 5.5.1.3-1 an Laufrad 5.5.1.3-8 Metallfeuer 5.10.3-1 Pumpwirkung einer Verschleißbewegung 5.9.3-19

Pyrometer, Schaden durch SpRK 5.6.3.1-12

Q

Quellverhalten, Lösungsmittelparameter für Kunststoffe 5.6.3.1-16

R

Räder von Fahrzeugen Schwingungen 5.9.1-13 Stick-Slip-Effekt 5.9.1-13 Rauchgas 5.6.1.4-11 Müllverbrennungsanlagen 5.6.1.4-10 Reaktionen mit Schwermetallen 5.6.1.4-10 von Alkalimetallen 5.6.1.4-10 saure Kondensate 5.6.1.2-7 Rauigkeit durch Erosion 5.5.1.2-5 Einfluss auf Kavitation 5.5.1.3-2, 5.5.1.3-4 Einfluss auf Regenerosion 5.5.1.2-7 Reaktionen, Zerstörende für Oxidschichten 5.6.1.4-10 Regen/-tropfen Erosionswirkung 5.5.1-3, 5.5.1.2-1 Tropfengröße 5.5.1.2-7 Regenerosion 5.5.1-5, 5.5.1-6, 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-6, 5.5.1.2-7. Siehe auch Tropfenschlag Axialverdichter 5.5.1.2-8 Cockpitverglasung 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-2 Dampfturbine 5.5.1.2-9 durch Kondensationströpfchen 5.5.1.2-2 durch Tröpfchen in Verdichterluft 5.5.1.2-2 Einfluss der Auftreffgeschwindigkeit 5.5.1.2-7 Einfluss des Aufprallwinkels 5.5.1.2-7 Enfluss der Rauigkeit 5.5.1.2-7 Einfluss der Temperatur 5.5.1.2-1 Hochgeschwindigkeitsflug 5.5.1.2-1 Hubschrauber Rotorblätter 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-2 Inkubationszeit 5.5.1.2-1 Nassdampfstufe 5.5.1.2-9 Wasserstrahlentschichten 5.5.1.2-2 Windkraftanlagen 5.5.1.2-2 Reibbeiwert. Siehe Reibwert Einfluss auf Fretting 5.9.3-11 in einer Kontaktzone 5.9.3-11 Reibkorrosion 5.6-2. Siehe auch Fretting Reibrost 5.9.3-1. Siehe auch Fretting; Reibkorrosion Reibschweißen 5.9.2-1 Reibung Adhäsionsanteil 5.9.1-10 Coulombschen Bereich 5.9.1-9 Deformationsanteil 5.9.1-10 Einflüsse auf Maschinen 5.9.1-6

Hydrodynamische 5.9.1-9 Klebeeffekt 5.9.1-9 Vorgänge bei Zündung von Metallfeuer 5.10-1 Reibungskoeffizient (Reibungszahl, Reibwert, Reibbeiwert) 5.9.1-8 Reibverschleiß 5.9.1-1, 5.9.3-1. Siehe auch Fretting Einfluss der Oberflächenbehandlung 5.9.3-9 Einfluss von Korrosion 5.6-2 Gleitschichten als Abhilfe 5.9.3-9 Reproduzierbarkeit 5.9.1-6 Schaufelfüße von Turbomaschinen 5.9.3-9 **Reibwert** 5.9.1-8 Betriebseinflüsse 5.9.1-9 Dichtungsmaterial 5.9.1-11 Einflüsse 5.9.1-10 der Frequenz 5.9.1-11 der Gleitgeschwindigkeit 5.9.1-10 der Ruhezeit 5.9.1-11 der Temperatur 5.9.1-11 einer Oszillation 5.9.1-11 von Stillstandszeiten 5.9.1-9 Streuung 5.9.1-9 **Reifenreibung** (Fahrzeug) auf Eis 5.9.1-11 Einfluss der Eistemperatur 5.9.1-13 **Reinigung**/Reinigungsverfahren vor einem Korrosionsschutz 5.6.1.3-1 mechanisch 5.6.1.3-1 physikalisch 5.6.1.3-1 Reparatur Korrosion bei 5.6.1.2-4 Ursache für Sapnnungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-10 Reproduzierbarkeit von Reibverschleiß 5.9.1-6 Resine Transfer Moulding (engl. RTM) 5.12-7 Restgewaltbrüche. Siehe Restbruch Restmagnetismus 5.12-4, 5.12-15 durch Fertigungsprozesse 5.12-15 Entstehungsursachen 5.12-15 Magnetische Rissprüfung 5.12-15 Wirkung von Vibrationen 5.12-15 Reversible Schädigung, durch Fertigungsprozesse 5.12-15 Wasserstoffversprödung 5.7-7 Richtvorgang, auslösen von Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-7 Riementrieb, Schlupf 5.9.4-4 **Riffelbildung** bei Stromdurchgang 5.12-9 Ringnuten, Schwingverschleiß 5.9.3-4 Risiken/Risiko LME-empfindlicher Werkstoffkombinationen 5.8-8 SMIE 5.8-10 Staubexplosion 5.11.1-2 Riss/-e Ausbreitungsgeschwindigkeit bei Korrosion

5.6.3.1-8 Bild, Rückschluss auf Belastung bei Korrosion 5.6.3.1-9 Bildung durch Metallschmelze 5.8-1 Wasserstoffeinfluss 5.7-4 wasserstoffinduziert 5.6.3.1-4 von Keimen bei Korrosion 5.6.3.2-7 Fortpflanzung bei Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-7 Fortschritt Geschwindigkeit Einfluss der Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-1 unterkritisch 5.6.3.1.2-1 Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-10 Wasserstoffbeeinflusst 5.7-4 unter einer Cr-Schicht, Prüfbefund 5.6.3.1.2-9 Wachstum durch SpRK 5.6.3.1-1 Risszähigkeit, Einfluss der Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-1 Rohr- und Schlauchverschraubungen, Korrosion 5.6.3.1.2-5 Rohrleitungen Erosion 5.5.1.1-3 Mertallfeuer 5.10.3-1 Staubexplosion 5.11.1-1 Rohrwand, Korrosion 5.6.1.2-13 Rost/Rosten Blockieren von Bewegungen 5.6.1.2-1 Volumenzunahme 5.6.1.2-1 Rotorblätter, Regenerosion 5.5.1.2-2 Rückölpumpe, Kavitation 5.5.1.3-2 Ruhezeit, Einfluss auf Reibwert 5.9.1-11

S

Sägen, Staubexplosion 5.11.1-1 Salzschmelzen, Auslösen von Sulfidation 5.6.1.4-6 Salzwasserdampf, Einfluss auf die Schwingfestigkeit 5.6.3.2-4Sand als Löschmittel 5.10.3-3 - und Stauberosion 5.5.1-6 Sauerstoff Anlagen 5.10.3-1 Metallfeuer 5.10-6, 5.10.3-1 SCC. Siehe Spannungsrisskorrosion Schaden bei Magnetismus 5.12-1 durch elektrische Ströme 5.12-1 Kriechströme 5.12-2, 5.12-4 Kurzschlüsse 5.12-4 Stromdurchgang 5.12-2 Blitz 5.12-4

durch Fressen 5.9.2-2, 5.9.2-9 durch Hochtemperaturkorrosion 5.6.1.4-9 durch Metallfeuer 5.10.2-1 durch wasserstoffinduzierte Risbildung 5.7-15 durch Wirbelströme 5.12-1 Gasmotoren 5.6.1.2-10 Kriechströme Magnetismus 5.12-11 Magnetisierung 5.12-2 Mechanismus/-en Wärmedämmschicht 5.6.1.4-12 des Stromdurchgangs 5.12-10 Fressen 5.9.2-2 Schwingverschleiß 5.9.3-6 SMIE 5.8-9 -modell, Korrosion in strömender Flüssigkeit 5.6.1.1-10 Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-8 Statische Elektrizität 5.12-2 Schadstoffverbrennung in der Gasturbine 5.6.1.4-6 Schalldämpfer, Korrosion durch Schwitzwasser in Abgasanlage 5.6.1.2-5 Scharnier, Klemmen durch Rost 5.6.1.2-1 Schaufelfüße (in Turbomaschine) Flächenpressung 5.9.3-9 Reibverschleiß 5.9.3-9 Schwingermüdung 5.9.3-9 Schwingungen durch Anstreifen 5.9.1-14 Schicht als Erosionsschutz 5.5.1.1-3 gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-14 spröd, Gefahr der Rissbildung 5.5.1.4-1 Schiffspropeller, Kavitation 5.5.1.3-1 Schlauch, wasserpermeabler 5.7-19 Schleifmaschinen, Staubexplosion 5.11.1-1 Schleuderstand, Staubexplosion 5.11.1-7, 5.11.1-11 Schlupf 5.9.4-1 an stufenlosem Getriebe 5.9.4-4 bei Wälzlagern 5.9.4-2 mechanischer 5.9.4-2 Riementrieb 5.9.4-4 Zahnräder 5.9.4-2 Schmelzpunkt, Einfluss auf Metallfeuer 5.10-11 Schmelzwärme, Einfluss auf Metallfeuer 5.10-11 Schmiermittel, Einfluss auf Fressen 5.9.2-8 Schmieröl, Enfluss auf Kavitation 5.5.1.3-7 Schneckengetriebe, Fressen 5.9.2-4 Schnellschlussschieber 5.11.2-2 Schraube/-n Festsitzen durch Rost 5.6.1.2-1 Fressen (Kaltverschweißen) 5.9.2-2, 5.9.2-4 lockern 5.9.1-15 Sulfidation 5.6.1.4-8 Schutzgas, Verunreinigungen als Ursache für Wasserstoffversprödung 5.7-19

Schutzmaßnahmen 5.11.2-4 gegen Metallfeuer 5.10.3-1 Staubexplosion 5.11.2-4 Schutzschichten gegen Korrosion 5.6.1.2-2 Schutzschilde gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 Schutzwirkung Nachweis bei Heißgaskorrosion 5.6.1.4-17 Zeitlich begrenzte gegen Korrosion 5.6.1.3-2 Schwachstellen für Schädigung durch Staubexplosion 5.11.1-6 Schwefel, Auslösen von Spannungsrisskorrosion an Heißteilenv5.6.3.1-2 Schwefelhaltige Säuren im Abgas 5.6.1.4-8 Schweißen/Schweißnaht/Schweißnahtbereich/ Schweißung Korrosion 5.6.1.1-9, 5.6-3 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1 durch Sensiblisierung 5.6.1.2-7 Sensibilisierung 5.6.1.1-9 Wasserstoffversprödung 5.7-15 durch Feuchtigkeit 5.7-18 Sensibilisierung 5.6.1.1-9 Schwelbrand durch Holzkohlepartikel im Filter 5.6.1.2-8 Schwermetalle, Reaktionen im Rauchgas 5.6.1.4-10 Schwingermüdung Schaufelfüße 5.9.3-9 unter Korrosionseinfluss 5.6.3.2-2 Schwingfestigkeit, Einfluss von Salzwasserdampf 5.6.3.2-4 Schwingprüfungen Verfälschender Effekt durch Vakuum 5.6.3.2-2 Schwingungen Stick-Slip-Effekt 5.9.1-15 Anregung einer Schwingung 5.9.1-14 von Rädern 5.9.1-13 Schwingungsrisskorrosion (SwRK) 5.6-2, 5.6.1.1-9, 5.6.3.2-1 Abhilfemaßnahmen 5.6.3.2-9 Anrissbildung 5.6.3.2-7 Konstruktion 5.6.3.2-9 Lastabhängigkeit 5.6.3.2-1 Lochfraß 5.6.3.2-8 Rissfortpflanzung 5.6.3.2-7 Schäden 5.6.3.2-8 Werkstoffauswahl 5.6.3.2-9, 5.6-2, 5.6.3.2-1, 5.6.3.2-2, 5.6.3.2-3, 5.6.3.2-4, 5.6.3.2-7, 5.6.3.2-8, 5.6.3.2-9 Schwingverschleiß 5.9.1-1, 5.9.3-1, 5.9.4-1. Siehe auch Fretting Abfall der Schwingfestigkeit 5.9.3-7 Abhilfe durch Voroxidation 5.9.3-17 Abriebprodukte 5.9.3-4 durch Vibrationen im Stillstand 5.9.3-4

Einfluss der Anstrengung 5.9.3-4 Einfluss der Flächenpressung 5.9.3-17, 5.9.3-19 Einfluss der Oberflächenstrukturierung 5.9.3-20 Einfluss der Schwingweite 5.9.3-19 Gleitlackbehandlung 5.9.3-20 im Bereich von Kerben 5.9.3-9 im Bereich von Steifigkeitssprüngen 5.9.3-10 Kolbenringe 5.9.3-4 kritische Kontaktflächengröße 5.9.3-20 Kupfer als Abhilfe 5.9.3-4 Lagerschalen (Pleuel) 5.9.3-2 Lockerung von Wälzlagerringen 5.9.3-5 Maschinenelemente, Beispiele 5.9.3-2 Öl-benetzte Titanlegierung 5.9.3-4 Prüfstandsversuche 5.9.3-17 Ringnuten 5.9.3-4 Schadensmechanismus 5.9.3-6 Schädigungsparameter 5.9.3-7 Titanlegierungen 5.9.3-3 Verschleißpartikel 5.9.3-6 Versuchstechnik 5.9.3-7 Vielkeilverzahnungen 5.9.3-4 Wälzlager 5.9.3-4 Wirkung des Kugelstrahlens 5.9.3-18 Schwitzwasser Einfluss auf Fretting 5.9.3-13 Korrosion 5.6.1.2-7 in Schalldämpfer 5.6.1.2-5 Seigerungskorrosion 5.6.1.1-3 Selektive Korrosion 5.6-1 Sensibilisieren/Senbsibilisierung 5.6.1.1-9, 5.6.3.1.2-7 Schweißung 5.6.1.2-7, 5.6.1.1-9 von CrNi-Stählen 5.6.1.1-9 Sensoren, Probleme durch Magnetismus 5.12-11 Severity (engl.). Siehe Lebensdauerverbrauch Silber/Silberlegierungen auslösen von Sulfidation 5.6.1.4-14 Lötrissigkeit (LME, LMIE) 5.8-6 Metallfeuer 5.10-9 Probleme 5.9.2-10 SMIE mit Titanlegierungen 5.8-10 verhindert Fressen 5.9.2-10 Silikongummi, Staubexplosion 5.11.1-1 Silos, Staubexplosion 5.11.1-1 Simulationsversuch von Korrosion 5.6.1.2-7 Sliding fatigue wear (engl.) 5.9.1-21 SMIE (siehe auch Solid Metal Induced Embrittlement, 'Dffusionsversprödung') 5.8-5 Automatenstähle 5.8-9 Inkubationszeit 5.8-10 Kadmium mit Stählen 5.8-10 Risiko 5.8-10 Schadensmechanismus 5.8-9 Schädigungsmodell 5.8-10 Voraussetzungen 5.8-9

Werkstoffkombinationen 5.8-10 Solaranlagen, Erosion 5.5.1.1-3 Solid Metal Induced Embrittlement (SMIE) 5.8-5, 5.8-9 Spacer (engl.). Siehe Rotorzwischenstufenring Spaltkorrosion 5.6-1, 5.6.1.1-3, 5.6.1.1-4 Spannband 5.6.3.1.2-7 Spann- und Befestigungsschrauben 5.6.3.1.2-5 Spannungsinduzierte Korrosion. Siehe Spannungsrisskorrosion Spannungsintensität 5.6.3.1-8 Spannungspotenzial, Korrosion 5.6.3.1-2 Spannungsrissbildung an Kunststoffen 5.6.3.1-16, 5.6.3.1-17, 5.6.3.1-18 Medien 5.6.3.1-18 betriebsrelevanten Daten 5.6.3.1-18 Spannungsrisskorrosion= SpRK 5.6-2, 5.6.1.1-3, 5.6.1.1-9 an Gläsern 5.6.3.1-12 an Keramiken 5.6.3.1-1 an Vielkeilwellen 5.6.3.1.2-9 Arten 5.6.3.1-4 ausgelöst durch Schwefel an Heißteilen 5.6.3.1-2 von Handschweiß 5.6.3.1-11 von Perchloräthylen-Entfettungsbäder 5.6.3.1.2-13 bei Ni-Legierungen 5.6.3.1-2 bei Titanlegierungen 5.6.3.1-2 Beispiele 5.6.3.1.2-9 Definition 5.6.3.1-7 dehnungsinduziert 5.6.3.1-7 durch chemische Behandlung 5.6.3.1.2-10 durch Richtvorgang 5.6.3.1.2-7 Einfluss auf Lebensdauerreserven 5.6.3.1.2-1 Einfluss auf Risszähigkeit 5.6.3.1.2-1 Einfluss der Faserrichtung 5.6.3.1.2-12 Galvanische Behandlung 5.6.3.1.2-10 Gläser 5.6.3.1-1 Hochtemperatur 5.6.1.4-10 im Brünierbad 5.6.3.1.2-9, 5.6.3.1.2-13 in Meeresatmosphäre 5.6.3.1-2 im Schweißnahtbereich einer Titanlegierung 5.6.3.1-11 in plastisch verformten Bereichen 5.6.3.1.2-10 Kaltverformung 5.6.3.1-1 Korrosionssysteme (werkstoffspezifische Medien) 5.6.3.1-13 Kunststoffe 5.6.3.1-1 Reparatur als Ursache 5.6.3.1.2-10 Rissfortschrittsgeschwindigkeit 5.6.3.1-8 Risswachstum 5.6.3.1-1 Schutz durch Kugelstrahlen 5.6.3.1-5 Schweißen 5.6.3.1-1 Sensibilisierung durch Betriebstemperatur 5.6.3.1.2-7

Sulfidation 5.6.1.4-9 unter Chromschicht 5.6.3.1.2-9 Vermeidung durch Druckeigenspannungen 5.6.3.1.2-12 Vermeidung durch geeignet niedrige Werkstofffestigkeit 5.6.3.1.2-12 Verhalten der Konstruktionswerkstoffe 5.6.3.1-13 Voraussetzungen 5.6.3.1-3 Wärmebehandlung 5.6.3.1-1 Wasserstoffinduziert 5.6.3.1-2, 5.6-2, 5.6.3.1-1, 5.6.3.1-5, 5.6.3.1-6, 5.6.3.1-7, 5.6.3.1-8, 5.6.3.1-9, 5.6.3.1-11, 5.6.3.1.2-1, 5.6.3.1.2-2, 5.6.3.1.2-3, 5.6.3.1.2-4, 5.6.3.1.2-5, 5.6.3.1.2-7, 5.6.3.1.2-9, 5.6.3.1.2-12 Speicheranlagen, Staubexplosion 5.11.1-3 Sperrluft, Erosion durch 5.5.1.1-10 Spezifische Wärme, Einfluss auf Metallfeuer 5.10-11 Sphäroguss, Kavitationsresistenz 5.5.1.3-4 Splash-Zone (engl.), Korrosionswirkung 5.6.1.2-11 Spongiose (Entzinkung bei Messing) 5.6-1 Sprödbruch. Siehe Trennbruch Stähle hoch- und niedrig legiert, Metallfeuer 5.10-8 Verschleißprodukte 5.9.1-19 Stall. Siehe Strömungsabriss: Verdichter Standzeit, Werkzeuge 5.9.1-6 Statische Elektrizität 5.12-2, 5.12-3 Abhilfen 5.12-3 bei Treibriemen 5.12-3 bei Trennung von Stoffen 5.12-3 Entladungsströme 5.12-4 Lichtbögen 5.12-3 Schäden 5.12-2 Überschläge durch 5.12-3 Staub Ablagerung, Schmelzen 5.6.1.4-12 Erosion 5.5.1.1-3 durch Rotation 5.5.1.1-12 Explosionseigenschaften 5.11.1-11 Meridianwert 5.11.1-11 Staubexplosion 5.11.1-1 Abhilfen 5.11.2-1 Abrasive Strahlprozesse. 5.11.1-1, 5.11.1-5 Aluminium 5.11.1-5 Anstreifschichten 5.11.1-2 Auslösen bei Montage 5.11.2-3 Auslösen bei Wartung 5.11.2-3 bei Fertigungsprozessen 5.11.1-4 Beispiele 5.11.1-5 Belastungswerte für die Auslegung 5.11.1-11 Druckanstieg 5.11.1-11 durch Anstreifvorgang 5.11.1-2 durch enzündlichen Abrieb 5.11.1-4 Kunststoffabrieb 5.11.1-6 metallischen Abrieb 5.11.1-6

Titanabrieb 5.11.1-7 Einflüsse 5.11.2-3 Wassergehalt in Staub 5.11.1-11 Explosion Ablauf 5.11.1-7 Eigenschaften 5.11.1-11 Gebläse 5.11.1-1 Gefahr in Prüfständen 5.11.1-4 Gefährdete Anlagen 5.11.1-3 Komponenten 5.11.1-6 Werkstoffe 5.11.1-2 Gestaltung der Anlage 5.11.1-9 Gesteinsmehl als Abhilfe 5.11.2-2 Gruppen 5.11.1-4 Hartmannrohr (Explosionsprüfung) 5.11.1-11 Harze 5.11.1-4 Hauptgruppen von Zündquellen 5.11.1-5 in einem Schleuderstand 5.11.1-7 in Förderanlagen 5.11.1-3 in Mühlen 5.11.1-1 in Rohrleitungen 5.11.1-1 in Silos 5.11.1-1 in Speicheranlagen 5.11.1-3 in Turbomaschinen 5.11.1-4 Korngrößenverteilung, Einfluss auf 5.11.1-11 KSt-Wert 5.11.1-12 Kunstharze 5.11.1-1 Kunststoffe 5.11.1-4 Magnesium 5.11.1-5 Metalle 5.11.1-4 Nahrungsmittelindustrie 5.11.1-4 Parameter 5.11.1-4 Risiko 5.11.1-2 Risiko minimieren 5.11.1-2 Sägen 5.11.1-1 Schleifmaschinen 5.11.1-1 Schutzmaßnahmen 5.11.2-4 Schwachstellen einer Turbomaschine 5.11.1-6 Silikongummi 5.11.1-1 Staubgruppen 5.11.1-4 Titanlegierungen 5.11.1-5 Verdichter 5.11.1-2 Zündgrenze 5.11.1-11 Zündquellen 5.11.2-3 Steckkupplungen, (Steckverzahnung), Tribologie 5.9.1-6 Steckverbindung, Klemmen durch Rost 5.6.1.2-1 Steifigkeitssprünge im Bereich von Schwingverschleiß 5.9.3-10 Stick-Slip-Effekt 5.9.1-6, 5.9.1-13, 5.9.1-14 bei Anstreifvorgang 5.9.1-14 bei Bahnrädern 5.9.1-13 bei Bremsen 5.9.1-13 Mechanismus 5.9.1-13 Schwingungen 5.9.1-15

Anregung 5.9.1-14 Stillstandskorrosion 5.6-2 Stillstandszeit/-en Einfluss auf Fretting 5.9.1-9 Einfluss auf Reibwert 5.9.1-9 Stoßverschleiß 5.9.1-17 Strahlen (Abrqasiv, Kugel-), Staubesplosionsgefahr 5.11.1-5 Strahlverschleiß / Strahlerosion 5.5.1.1-15.5.1-6, 5.5.1.1-3 Stress Corrosion Cracking (engl. SCC). Siehe Spannungsrisskorrosion; Spannungsrißkorrosion Streuströme 5.6.1.2-13 Streuung, Reibwert 5.9.1-9 Stromdurchgang/Stromübergang Anschmelzungen 5.12-9 Auslösen von Korrosion 5.12-4 Frosting 5.12-9 Riffelbildung 5.12-9 Schäden 5.12-1, 5.12-2, 5.12-9, 5.6.1.2-13 an Gleitflächen 5.12-8 an Wälzflächen 5.12-8 an Windkraftanlagen 5.12-8 Mechanismus 5.12-10 bei Korrosion 5.6.1.2-13 Wälzlager 5.12-10 Zahnräder 5.12-4 Strömung Einfluss auf Erosion 5.5.1.1-1 partikelbeladene 5.5.1.1-1 Stufenloses Getriebe, Schlupf 5.9.4-4 Sulfidation. Siehe Heißgaskorrosion Sulfidationsangriff 5.6.1.4-9, 5.6.1.4-1 Auslösen durch Kraftstoff 5.6.1.4-8 Silber 5.6.1.4-14 Salzschmelzen 5.6.1.4-6 Waschen des Verdichters 5.6.1.4-15 Beeinträchtigung der Intermeshfunktion 5.6.1.4-9 durch entstehung von Magnetismus 5.12-12 in Hohlkörpern 5.6.1.4-6 in unbelüfteten Hohlräumen 5.6.1.4-15 Magnetoskopprüfung 5.6.1.4-6 Mechanismus 5.6.1.4-6 Nachweis 5.6.1.4-6, 5.6.1.4-14 durch Magnetsonde 5.6.1.4-15 Schadensmechanismus 5.6.1.4-6 Schraube 5.6.1.4-8 Spannungsrisskorrosion 5.6.1.4-9 Werkstoffeinfluss 5.6.1.4-14 SwRK. Siehe Schwingungsrißkorrosion, Maßnahmen zur Vermeidung 5.6.3.2-9 **Synthesegas** 5.6.1.2-10

Т

Tauchversuch, Korrosionsprüfung 5.6.3.2-4 Taupunkt Einfluss auf Korrosion 5.6.1.2-7 Unterschreitung, 'Regenerosion'/Tropfenschlag in Dampfturbine 5.5.1.2-8 Teilchengröße, Erosion 5.5.1.1-9 Temperatur Einfluss auf Gleitverhalten 5.9.1-12 Reibwert 5.9.1-11 Regenerosion 5.5.1.2-1 Grenzen des Kugelstrahlens 5.9.3-18 Thermisches Durchgehen, Metallfeuer 5.10-1 Thermobarriere. Siehe Wärmedämmschicht, Lebensdauer 5.6.1.4-9 Thermoermüdungsriss, aufgeweitet 5.6.1.4-11 Titanfeuer 5.10-2, 5.10-6, 5.10.3-1 Aufheizempfindlichkeit 5.10-11 Ausbreitung 5.10-2 Bedingungen für Weiterbrennen 5.10-5 Brennmodell 5.10-2 Werkstoffeigenschaften 5.10-10 Zündung 5.10-4 Titanlegierung/Ti-Legierung Abfall der Schwingfestigkeit bei Schwingverschleiß (Fretting) 5.9.3-7 Abrieb, Staubexplosion 5.11.1-7 Beispiele für Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-9 Einfluss von Fretting 5.9.3-14 Erosion 5.5.1.1-9 Fressen 5.9.2-2, 5.9.2-8 Gegenmaßnahmen 5.9.2-10 Fretting (Schwingverschleiß) 5.9.3-17 Hydridbildung 5.7-13 Korrosion 5.6.3.1-11, 5.6.3.1.2-4, 5.6.3.2-3 Metallfeuer 5.10-2, 5.10-8 Schwingverschleiß 5.9.3-3 bei Ölbentzung 5.9.3-4 SMIE mit Gold 5.8-10 Silber 5.8-10 Spannungsrisskorrosion (SpRK) 5.6.3.1-2 durch Entfettungsbäder 5.6.3.1-11, 5.6.3.1-13 im Schweißnahtbereich 5.6.3.1-11 Staubexplosionsgefahr 5.11.1-5 Tropfenschlag 5.5.1.2-4 Versprödung durch Wasserstoff 5.7-2 Wasserstoffversprödung 5.7-4 Wassertoffinduzierte Rissbildung in Hydrauliköl 5.7-11 Titanschmelze 5.10-2 **Topografie**, Einfluss auf Schwingverschleiß 5.9.3-20

Transformatorbleche. Eisenbrand 5.10.2-5 Transkristalline Korrosion 5.6-1, 5.6-3 Traps (engl.), Siehe Wasserstofffallen Treibriemen, Entstehen statischer Elektrizität 5.12-3 Trennung von Stoffen, Entstehen statischer Elektrizität 5.12-3 Tribokorrosion 5.9.3-1. Siehe auch Fretting Tribologie Bewegungsdichtungen 5.9.1-6 Bremsen 5.9.1-6 Fachbegriffe tribologischer Verschleißarten 5.9.1-1 Förderschnecken 5.9.1-6 Gleitflächen 5.9.1-6 in Maschinen 5.9.1-6 Kupplungen 5.9.1-6 Laborversuche 5.9.1-23 Prüfstände 5.9.1-22 Steckkupplungen 5.9.1-6 Wälzflächen 5.9.1-6 Werkzeuge 5.9.1-6 Zerkleinerungsprozesse 5.9.1-6 Zusammenwirken von Einflüssen 5.9.1-22 Tribologisches Verhalten, Reproduzierbarkeit 5.9.1-6 Tribosystem, (Gleitsystem) 5.9.1-2 5.9.1-3 Betriebsrelevanz 5.9.1-5 Laborprüfung 5.9.1-5 Verschleiß Ablauf 5.9.1-3 Verhalten 5.9.1-3 Tropfengrößen von Regen 5.5.1.2-7 Tropfenschlag, Siehe Regenerosion 5.5.1-6, 5.5.1.2-1, 5.6-2, 5.8-5, Siehe auch Regenerosion Titanbauteile 5.5.1.2-4 **Turbine** (Flüssigkeit) Kavitation 5.5.1.3-1 an Laufrad 5.5.1.3-8 Turbinenschaufel, Orangenschalen-Effekt 5.6.1.4-11 Turbomaschinen Erosion der Beschaufelung 5.5.1.1-3 Staubexplosion 5.11.1-4 Generator, Eisenbrand 5.10.2-5 Kompressor, Metallfeuer 5.10.3-1 Verdichter, Staubexplosion 5.11.1-2 Typ I, Sulfidation 5.6.1.4-6 Typ II, Sulfidation 5.6.1.4-6

U

Überschlag elektrischer durch Korrosion 5.6.1.2-14 Statische Elektrizität 5.12-3
Überwachung, auf Metallfeuer 5.10.3-1
Unfallverhütungsvorschriften, Metallfeuer 5.10.3-1 Unterkorrosion 5.6.1.2-5 Unterkritischer Rissfortschritt 5.6.3.1.2-1 UV-Strahlung, Zersetzung der Oberfläche 5.6.1.2-14

V

Vagabundierende Ströme 5.6.1.2-13 Vakuum, verfälschender Effekt bei Schwingprüfungen 5.6.3.2-2 Ventil Fresser 5.9.2-4 Kavitation 5.5.1.3-9 Veränderung der Oberfläche durch UV-Strahlung 5.6.1.2-14 Verästelungen, Korrosionsriss 5.6-3 Verbrennung Optimierung gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 Erosion Müll, 5.6.2-1 Vorgänge 5.5.1.1-3 Verchromen, Wasserstoffversprödung 5.7-16 Verdichter Beschaufelung, Korrosion 5.6.3.1.2-5 Regernerosion 5.5.1.2-8 Staubexplosion 5.11.1-2 Wassereinspritzung 5.5.1.2-1 Verdichterluft mit Tröpfchen, Regenerosion 5.5.1.2-2 Verfahrenstechnische Maßnahmen gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-16 Vergasung von Müll und Biostoffen, Erosion 5.6.2-1 Anlagen für Biogas 5.6.1.2-9 Verglasung, Regenerosion 5.5.1.2-1, 5.5.1.2-2 Verschleiß abrasiv 5.9.1-17 Abtrag, typische Raten 5.9.1-18 adhäsiv 5.9.1-17, 5.9.1-21, 5.9.2-1 Arten 5.9.3-2 Einteilung 5.9.1-17 chemische Reaktionen 5.9.1-17 Einfluss der Mikrobewegungen 5.9.3-9 einsinniger Bewegung 5.9.1-18 Ermüdung 5.9.1-17 Kombination mit Korrosion 5.6.2-1 korrosiv 5.9.1-21 Mechanismen 5.9.3-2 oszillierende Bewegung 5.9.1-18 Parameter 5.9.3-2 Produkte bei Stählen 5.9.1-19 Einflüsse auf die Entstehung 5.9.1-19 Vorgänge an Kontaktflächen 5.9.1-17 Einteilung 5.9.1-17 Verschleißbewegung 5.9.3-19 Verschleißfläche, Einfluss auf Erosiuon 5.5.1.1-1 Verschleißsystem. Siehe Tribosystem

Verschleißverhalten, Tribosystem 5.9.1-3 Verschleißzeit 5.9.3-11 Verschraubungen, Korrosion 5.6.3.1-9 Versprödung durch Hydridbildung 5.7-7 bei Titanlegierungen 5.7-13 durch metallischen Kontakt im festen Zustand 5.8-5, 5.8-9 durch Metallschmelzen 5.8-1 durch SpRK 5.6.3.1-1 Versuchstechnik, Schwingverschleiß 5.9.3-7 Verunreinigungen Anschmelzungen durch Fremdmetall 5.8-6 Aufschmieren von Fremdmetall 5.8-5 Diffusionsvorgänge durch Fremdmetall 5.8-6 Elementbildung 5.6.1.1-9 Verzunderung 5.6.1.2-5 Vibration/-en, Auslösen von Kavitation 5.5.1.3-9 im Stillstand, Schwingverschleiß 5.9.3-4 Restmagnetismus 5.12-15 Vielkeilverzahnungen/Vielkeilwellen Schwingverschleiß 5.9.3-4 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1.2-9 Viskoseschlupf 5.9.4-1 Volumenzunahme durch Rost 5.6.1.2-1 Voraussetzungen für Lötrissigkeit 5.8-3 Vorbehandlung zum Korrosionsschutz 5.6.1.3-1 Vorbeugende Maßnahmen, Korrosionsschutz 5.6.1.3-1 Voroxidation als Abhilfe gegen Schwingverschleiß 5.9.3-17 Vorschriften, Metallfeuer 5.10.3-1 Vorspannung, Abbau durch 'Fressen' 5.9.2-10 Vortex-Unterdrückungsvorrichtung 5.5.1.4-1

W

Waffentechnik, Nutzung von Kohlefasern 5.12-7 Wälzermüdung 5.9.1-21, 5.9.3-7 Wälzflächen Schäden durch Magnetismus 5.12-11 Schäden durch Stromdurchgang 5.12-8 Tribologie 5.9.1-6 Wälzlager Beispiel für Stromdurchgang 5.12-10 Kavitation bei Öldämpfung 5.5.1.3-6 Schlupf 5.9.4-2 Schwingverschleiß 5.9.3-4 Wälzlagerringe, Lockerung durch Schwingverschleiß 5.9.3-5 Wälzverschleiß 5.9.1-17 Wärmebehandlung, Empfindlichkeit für Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-1 Wärmedämmschicht, siehe auch Thermobarriere 5.6.1.4-9

Abheben 5.6.1.4-12 ausbröckeln 5.6.1.4-13 Chemische Reaktion mit Ablagerungen 5.6.1.4-12 Erosion 5.6.1.4-12 Krümmung der Haftfläche, Neigung zum Abplatzen 5.6.1.4-13 Oxidation der Haftfläche 5.6.1.4-12 Probleme 5.6.1.4-12 Schadensmechanismen 5.6.1.4-12 Schädigung durch Kraftstoffverunreinigungen 5.6.1.4-12 Salzschmelzen 5.6.1.4-12 Wärmespannungen 5.6.1.4-13 Wärmeleitfähigkeit, Einfluss auf Metallfeuer 5.10-11 Wärmepumpen 5.6.2-1 Wärmespannungen in Wärmedämmschicht5.6.1.4-13 Wärmetauscher in Biogasanlage 5.6.1.2-10 Wartung Auslösen einer Staubexplosion 5.11.2-3 Korrosionsverhütung 5.6.1.3-4 Waschen des Verdichters, begünstigt Sulfidation 5.6.1.4-15 Wasser im Öl, Kavitation 5.5.1.3-10 Wassereinspritzung in Verdichter 5.5.1.2-1 Wasserführende Maschinen, Partikelerosion 5.5.1.1-2 Wassergehalt in Staub, Einfluss auf Staubexplosion 5.11.1-11 Wasserlinienkorrosion 5.6-1 Wasserschlag 5.5.1.3-10 durch Kavitation 5.5.1.3-10 Wasserstoff, Beeinflussung des Rissfortschritts 5.7-4 Wasserstoffaufnahme 5.7-8 Wasserstoffeinfluss auf die Bruchdehnung 5.7-13 auf die Brucheinschnürung 5.7-13 Rissbildung 5.7-4 Wasserstofffallen (siehe auch 'Traps') 5.7-5 Wasserstoffinduzierte Rissbildung 5.7-1, 5.6.3.1-4, 5.7-13 Erscheinungsformen 5.7-15 Korrosion 5.6-1 Mechanismus 5.7-7 Schäden 5.7-15 Spannungsrisskorrosion 5.6.3.1-2 Titanlegierung in Hydrauliköl 5.7-11 Wasserstoffkrankheit, Korrosion 5.6-1 Wasserstoffquellen, Vermeidung 5.7-19 Wasserstoffversprödung 5.7-1, 5.7-2, 5.7-3, 5.7-4, 5.7-7, 5.7-8, 5.7-11, 5.7-13, 5.7-14, 5.7-15, 5.7-16, 5.7-17, 5.7-18, 5.7-19. Siehe auch Wasserstoffinduzierte Risse Abhilfen 5.7-19 Entgasen 5.7-20 bei der Einsatzhärtung 5.7-15

bei Stählen durch Aufkohlung 5.7-15 beim Kadmieren 5.7-15 beim Verchromen 5.7-16 durch Kadmiumbeschichtung 5.7-16 Kennzeichen auf Bruchflächen (Hahnenfüße/ Krähenfüße) 5.7-11 im Schweißnahtbereich 5.7-15 als Merkmal 5.7-7 Mechanismus 5.7-1 Nachweis an gekerbtern Proben (Kerbzugversuch) 5.7-13 mit dehnungsgesteuertem Zugversuch 5.7-13 reversible Schädigung 5.7-7 Schädigungsmodell 5.7-4 Schutzgas als Ursache 5.7-19 Titanlegierung 5.7-4 Wasserstrahlentschichten 5.5.1.2-2 Wasserstrahlschneiden 5.5.1.1-3 Wasserwechselzone. Siehe Splash-Zone: Korrosionswirkung Wasserzersetzung bei Metallbrand 5.10.2-1 Wechselbeanspruchung, Korrosionseinfluss 5.6.3.2-Weichlote, Metallfeuer 5.10-9 Wellenschwingungen, Auslösen von Kavitation 5.5.1.3-10 Werkstoff Auswahl bei Korrosionsbeanspruchung 5.6.1.2-2 gegen Heißgaskorrosion 5.6.1.4-17 Tests 5.6.1.4-17 gegen Metallfeuer 5.10.3-1 Schwingungsrisskorrosion 5.6.3.2-9 Einfluss auf Fressen 5.9.2-7 Festigkeitsgrenzen, Vermeidung von SpRK 5.6.3.1.2-12 Identifikation durch Magnetismus 5.12-13 **Kavitation** Empfindlichkeit 5.5.1.3-6 Resistenz, 5.5.1.3-6 Kennwerte für Metallfeuer 5.10-10 Kombinationen SMIE (Versprödung durch Diffusion) 5.8-10 zur Vermeidung von Fressen 5.9.2-10 Korrosion 5.6-2 Korrosionsfester 5.6.1.3-2 staubexplosionsgefährdete 5.11.1-2 Werkzeugabrieb, Auslösen von Korrosion 5.6.3.1.2-1 Werkzeuge, Standzeit 5.9.1-6 Wet start (engl.). Siehe Fehlstart: Restkraftstoff Windkraftanlagen Regenerosion 5.5.1.2-2 Schäden durch Stromdurchgang 5.12-8 Wirbelschichtverbrennung 5.6.1.2-8 Wirbelströme 5.12-4

Schäden durch 5.12-1
Wirbelstromprüfung, Beeinträchtigung durch Magnetismus 5.12-11
Wirksummenwert, Korrosionseinstufung 5.6.1.2-6
Wismut, Auslösen von Lötrissigkeit 5.8-6
Wolframkarbid in einer Kobaltmatrix, Elementbildung als Beschichtung 5.6.1.3-2

Ζ

Zähbruch. Siehe Scherbruch **Zahnrad** 5.7-17 Fressen 5.9.2-4 Kavitation 5.5.1-6 Korrosion 5.6.3.1.2-9 Schlupf 5.9.4-2 Stromdurchgang 5.12-4 Zahnflanken, Kavitation 5.5.1.3-1, 5.5.1.3-7 Zahnradpumpe, Kavitation 5.5.1-6, 5.5.1.3-2 Zeitlich begrenzte Schutzwirkung von kathodischem Schutz durch Beschichtung 5.6.1.3-2 Zellenradschleuse 5.11.2-2 Zentrierung einpressen 5.9.1-15 Zerkleinerungsprozesse, Tribologie 5.9.1-6 Zersetzung der Oberfläche durch UV-Strahlung 5.6.1.2-14 Zinnlegierungen, Metallfeuer 5.10-9 Zirkoniumbrand 5.10.3-3 Zündgefährlichkeit von Metallen 5.10-8 Zündgrenze für Staubexplosion 5.11.1-11 Zündquellen für Staubexplosion 5.11.2-3 Hauptgruppen 5.11.1-5 Zündtemperatur für Metallfeuer 5.10-1, 5.10-5. 5.10-6. 5.10-8 Einflüsse 5.10-6 Parameter 5.10-6 Zündung von Metallfeuer durch Reibungsvorgänge 5.10-1 eines Titanfeuers 5.10-4

Zylinderlaufbüchsen, Kavitation 5.5.1.3-9