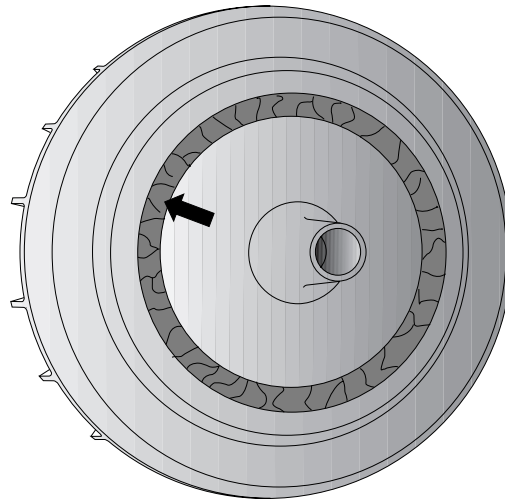


12.4 Schadensursächliche Temperatur- und Umgebungseinflüsse



Die **Problematik der Definition schadensursächlicher Temperaturen** wird in Lit. 12.4-1 wie folgt dargestellt:

„In vielen Fällen ist es nicht einfach, eine qualitative oder quantitative Aussage zur Schadensursächlichkeit der thermischen Beanspruchungen zu machen, weil eine große Zahl zum Schaden beitragender Einflüsse vorliegt (Bild 12.1-3). Bereits der Begriff der „thermischen Beanspruchung“ erweist sich bei näherer Betrachtung als problematisch. Da ist zunächst die Frage, ab welcher Temperatur die thermisch schädigende Beanspruchung beginnt. In den seltensten Fällen liegt darüber hinaus die Bauteiltemperatur als alleinige Beanspruchung vor, so wie etwa bei einer unzulässigen Gefügeveränderung auf Grund einer Übertemperatur. Gewöhnlich treten an einem Heißteil untrennbar von der Temperatureinwirkung behinderte Wärmedehnungen auf, die zu entsprechenden mechanischen Spannungen führen. Eine Menge, in ihrem Ursprung nicht temperaturabhängige Einflüsse wie mechanische Belastungen, chemischer Angriff und metallurgische Vorgänge, können zwar in vielen Fällen unter Temperatur schadenswirksam werden (Bild 12.1-3), sollen jedoch gesondert behandelt werden. Nicht immer ist es notwendig, dass die Temperatur zulässige Werte übersteigt. So ist die Temperatur also oft nicht selbst als Schadensursache zu bezeichnen, der Schaden in diesem Sinn nicht ihre Folge.“

In den weiteren Betrachtungen werden unter „Schäden als Folge thermischer Beanspruchung“, solche verstanden, die ohne den Einfluss von Temperaturen, die deutlich oberhalb der Raumtemperatur liegen ($>600^{\circ}\text{C}$), nicht aufgetreten wären.“

Die folgenden Beispiele sind im Schwerpunkt auf das Werkstoffverhalten ausgerichtet. Das bauteilspezifische Verhalten wird in den Kapiteln der Heißteile ausführlicher behandelt. Dies sind Brennkammer, Turbine, Nachbrenner, Schubdüse und Schubumkehrer.

Bild 12.4-1: Werkstoffeigenschaften reagieren auf Temperaturänderung und haben so einen bedeutenden Einfluss auf Schadensmechanismen. Neben der Festigkeit sind nahezu alle auslegungsrelevanten Werkstoffeigenschaften von einer steigenden Temperatur betroffen (Lit 12.4-7). Diese Änderungen stehen meist weder in linearem Zusammenhang mit der Temperatur, noch verändern sie sich immer in eine Richtung. Damit nimmt die Komplexität der Bauteil-Dimensionierung und -Auslegung gewaltig zu. Im Folgenden sollen, ohne Anspruch auf Vollständigkeit, einige Effekte aufgezeigt werden:

Statische Festigkeit ist zeit- und temperaturabhängig. Die Festigkeitsabnahme beschleunigt sich mit dem Temperaturanstieg (Bild 12.5.1-2). Dieses Verhalten wird zusätzlich davon beeinflusst, dass unter Belastung Veränderungen im Werkstoff auftreten. Zu nennen sind beispielsweise Porenbildung, Veränderung der Aushärtungsphase oder die Bildung spröder Phasen. Effekte, wie die Orientierung der Korngrenzen und die Korngröße, beeinflussen Lage und Häufigkeit belastungsspezifischer Schwachstellen und bedürfen besonderer Beachtung.

Bruchdehnung: Üblicherweise steigt im Warmzerreiversuch (Kurzzeit) die Bruchdehnung mit der Temperatur. Einige Ni-Basis Legierungen zeigen jedoch im Temperaturbereich um 600°C ein mehr oder weniger ausgeprägtes Minimum (Lit.12.4-10) nach dem dann die plastische Verformbarkeit exponentiell ansteigen kann (unten rechts). Unter sehr hohen Temperaturen, die bereits zum Erweichen des Werkstoffs führen (Solidustemperatur), kann sich ein bis dahin zäher Werkstoff äußerst spröde verhalten (Bild 12.4-1). Natürlich macht sich dieses Verhalten auch in der Kerbschlagzähigkeit bemerkbar. Diese ist im Containmentfall und bei FOD für das Bauteilverhalten von Bedeutung.

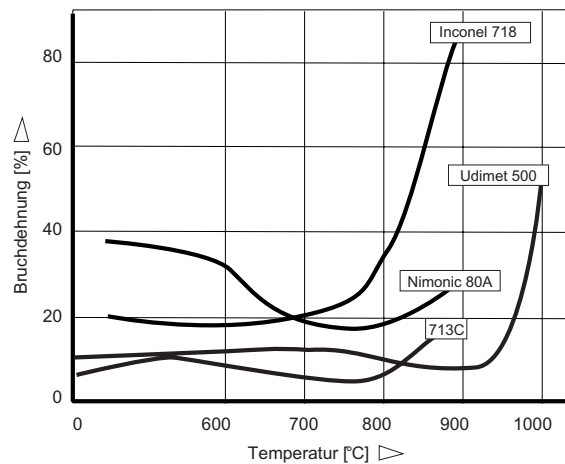
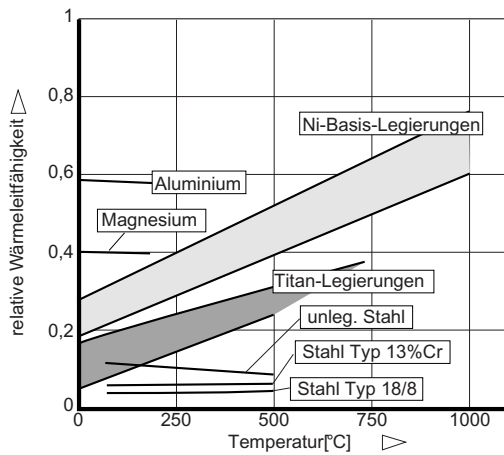
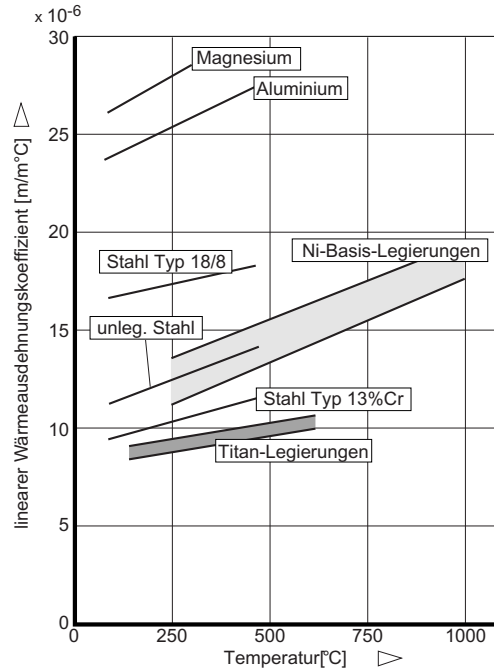
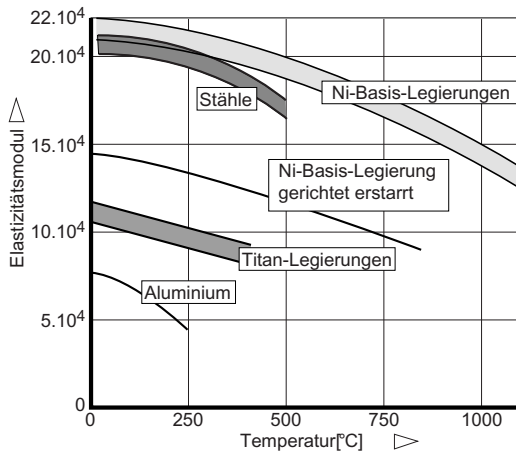
Dehnungsverhalten bei Langzeitbeanspruchung: Die **Kriechdehnung** ist temperatur- und belastungsabhängig. Üblicherweise steigt die Kriechdehnung bis zum Bruch mit der Belastung (Bild 12.5.1-3 und Bild 12.5.1-4). Werden Verformungsparameter geeignet gewählt, lässt sich ein superplastisches Verhalten erzielen. Erholungsvorgänge im Werkstoff stehen dabei mit der Schädigung durch die Dehnung im Gleichgewicht. Dieses Verhalten wird in der Umformtechnik genutzt.

Elastizität: Der E-Modul fällt üblicherweise mit steigender Temperatur in einer werkstoffspezifischen Kurve ab. Dies ist z.B. von erheblicher Bedeutung für die Schwingfrequenzen einer Turbinenschaufel und muss zur Vermeidung von Resonanzen berücksichtigt werden. Der E-Modul ist gewöhnlich nicht von der Zeit bei erhöhter Temperatur abhängig. Interessant ist die Orientierungsabhängigkeit des E-Modul in der Wärmedehnung der einkristallinen Version von Ni-Basis-Legierungen (siehe auch Bild 12.6.3.4-7) für die Vermeidung von Resonanzen. Auch im Thermomechanischen Verhalten macht sich die Kornorientierung bemerkbar (Bild 12.6.2-7).

Verfestigung bei plastischer Verformung: Schmiedeprozesse nutzen neben dem Festigkeitsabfall und einer erhöhten plastischen Verformbarkeit den Abbau von Verfestigungen bei Temperatur. Umgekehrt kann mit gezielter thermomechanischer Behandlung die Festigkeit gesteigert werden. Dies ist auf schnellere Diffusionsprozesse zurückzuführen.

Eigenspannungen und Verfestigungen: Kriechen führt zur Veränderung und Induzierung von Eigenspannungen und dem Abbau von Verfestigungen. Werden erwünschte Druckeigenspannungen und Verfestigungen aus spanender Bearbeitung oder Kugelstrahlen abgebaut, verschlechtert sich das Betriebsverhalten. So kann z.B. ein zu langes Intervall bis zum erneuten regenerativen Kugelstrahlen zum

Die Temperaturabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften kann das Betriebsverhalten der Bauteile entscheidend beeinflussen.



Wichtige temperaturabhängige
Werkstoffeigenschaften:

- Festigkeit (statisch und dynamisch)
- Bruchdehnung (Kurzzeitversuch)
- Dehnungsverhalten bei Langzeitbeanspruchung (Kriechen)
- Elastizität (E-Modul)
- Verfestigung bei plastischer Verformung
- Eigenspannungen und Verfestigungen
- Kerbverhalten
- Gefüge
- Bruchmechanisches Verhalten
- Wärmedehnung
- Wärmeleitfähigkeit

Bild 12.4-1

Schwingbruch in einem Fretting beanspruchten Schaufelfuß aus einer Titanlegierung kommen. Kriechdehnungen können aber auch Eigenspannungen umlagern und/oder induzieren. Auf diesem Effekt beruht die Thermoermüdung (Kapitel 12.6.2). Erfolgt in einem begrenzten Bauteilbereich eine Kriechverformung (z.B. Stauchen in der heißen Vorderkante einer Turbinenschaufel, Bild 12.5.1-14), bauen sich dort nach dem Abkühlen Eigenspannungen auf.

Kerbverhalten: *Lässt die Kerbwirkung bei kriechbedingtem Spannungsabbau in der Kerbe nach, steigt die Schwingfestigkeit gegenüber der bei Raumtemperatur an. Dies kann für LCF und HCF gelten. Auch die Kerbschlagzähigkeit nimmt gewöhnlich mit der Temperatur zu. Von besonderer Bedeutung ist dieses Verhalten für Beschichtungen wie Diffusionsschichten und metallische Auflagschichten vom Typ MCrAlY. Diese zeigen, ähnlich Bauteilen aus intermetallischen Phasen, bis zu einigen hundert °C ein sprödes Verhalten und werden erst dann befriedigend duktil. Damit sind sie bei niedrigen Betriebstemperaturen (Anfahren und Abstellen) rissempfindlich, was das Thermoermüdungsverhalten negativ beeinflusst (Kapitel 12.6-2). Hohe Betriebstemperaturen führen dagegen zu Kriechdehnungen in der Schicht, die eine „Runzelbildung“ auslösen (Bild 12.6.2-15). Bei sehr hohen Temperaturen im Solidusbereich kann es jedoch zu einem deutlichen Abfall kommen.*

Gefüge: *Gefüge können sich bei erhöhten Temperaturen verändern. Bei sehr hohen Temperaturen kann es im Bereich plastischer Verformungen zur Rekristallisation mit der Bildung neuer Körner kommen. Wird die Lösungsglüh-temperatur einer Aushärtungsphase überschritten, so kann der Werkstoff einen bleibenden Festigkeitsabfall erleiden. Während einer folgenden längeren Betriebszeit kann diese Phase wieder ausscheiden. Die Aushärtungsphase kann sich auch abhängig von der Haupt-*

Belastungsrichtung ausrichten (z.B. Floßbildung). Die Ausscheidung spröder Phasen (z.B. Sigma-Phase, Laves-Phase) über längere Zeit kann die Zähigkeit und damit z.B. das FOD-Verhalten beeinflussen.

Diffusionsschichten erfahren unter Temperatureinwirkung Veränderungen wie Porenbildung oder in der Verteilung von Legierungsbestandteilen (Bild 12.4-4 und Bild 12.4-6).

Riss- und Kerbschlagzähigkeit, bruchmechanisches Verhalten: *Beide Kennwerte nehmen üblicherweise mit einem charakteristischen Steilanstieg mit steigender Temperatur zu (Bild 12.3-5). Der Steilanstieg der Risszähigkeit erfolgt jedoch bei einer niedrigeren Temperatur als der Kerbschlagzähigkeit. Dies beeinflusst auch Eigenschaften wie die wachstumsfähige Fehlergröße oder den Rissfortschritt unter zyklischer Belastung.*

Wärmedehnung: *Der Wärmedehnungskoeffizient steigt gewöhnlich mit der Temperatur linear an. Die Wärmedehnung ist von großer Bedeutung für die Spalthaltung im Bereich von Dichtungen (Band 2, Kapitel 7.1.2). Nickellegierungen haben eine größere Wärmedehnung als Titanlegierungen. Dies erschwert den Übergang von Titan- zu Ni-Legierungen an Gehäusen und Rotoren im hinteren Verdichterbereich. Aus diesem Grund wird eine **Scheibe aus einem Stahl mit geeigneter Wärmedehnung (13%-Cr Stahl) zwischen Ni- und Ti-Scheiben eingefügt**. An dieser Stahlscheibe können im Betrieb Korrosionsprobleme auftreten. Passungen und Verschraubungen, die sich bei Temperatur nicht lockern, erfordern abgestimmte Wärmedehnung über den gesamten Betriebs-Temperaturbereich. Die Wärmedehnung beeinflusst natürlich auch das Thermoermüdungsverhalten. Ein hoher Wärmedehnungskoeffizient dürfte sich dabei ungünstig verhalten. Besonders bei keramischen Wärmedämmschichten ist die Wärme-*

dehnung gegenüber dem metallischen Grundmaterial entscheidend.

Wärmeleitfähigkeit: Die Wärmeleitfähigkeit ist für das Aufheiz- und Abkühlverhalten der Bauteile und damit für die Spalthaltung von Bedeutung. Bei Anstreifvorgängen beeinflusst sie die Aufheizung und Schädigung der Bauteile. Es gibt Werkstoffe wie Aluminium und Magnesium, bei denen für die einsatzrelevanten Temperaturen die Wärmeleitfähigkeit nahezu temperaturunabhängig ist. Ni-Basis-Legierungen und Titan-Legierungen zeigen dagegen einen deutlichen Anstieg der Wärmeleitfähigkeit mit der Temperatur. Niedrig legierte Stähle lassen einen deutlichen Abfall der Wärmeleitfähigkeit bis zu Temperaturen um 500°C erkennen. Hochlegierte Stähle vom Typ 13%Cr-Stähle und 18/8 CrNi-Stähle zeigen bis 500 °C einen Anstieg der Wärmeleitfähigkeit (Lit 12.5.1-2).

Die Lösungsglühung der γ' -Phase ist für den Fachmann ein Hinweis auf Überhitzung und die Betriebstemperaturen.

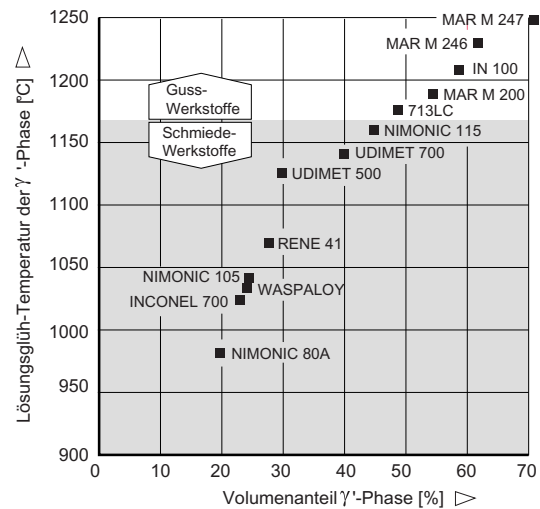


Bild 12.4-2

Bild 12.4-2 (Lit 12.4-8): Je warmfester Ni-Basis-Legierungen, um so höher ist ihr Volumenanteil der γ' -Phase. Dieses Bild zeigt, dass sich die Lösungsglühtemperatur mit steigendem hohem γ' -Anteil erhöht. Weil die γ' -Phase ein wichtiger Indikator für eine schädigende Überhitzung darstellt, sind diese Temperaturen von Bedeutung. In einer metallografischen Untersuchung kann der erfahrene Fachmann aus der Veränderung der γ' -Phase Aussagen zu der überschrittenen Mindesttemperatur machen (Lit 12.4-12). Diese Angaben werden unsicher, wenn längere Betriebszeiten nach der Überhitzung wieder zur Ausscheidung der γ' -Phase führten.

Überhitzung: typische Hinweise und Nachweise bei Turbinenschaufeln.

Typische makroskopische Überhitzungsbilder an Turbinenrotorschaukeln

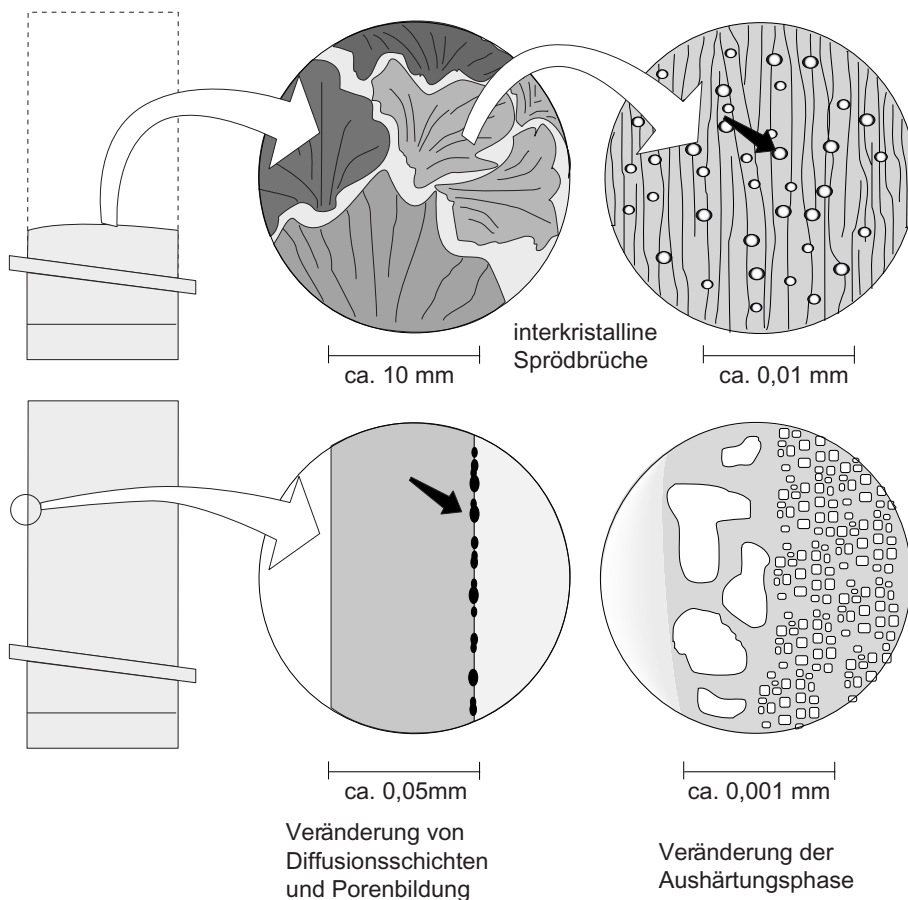
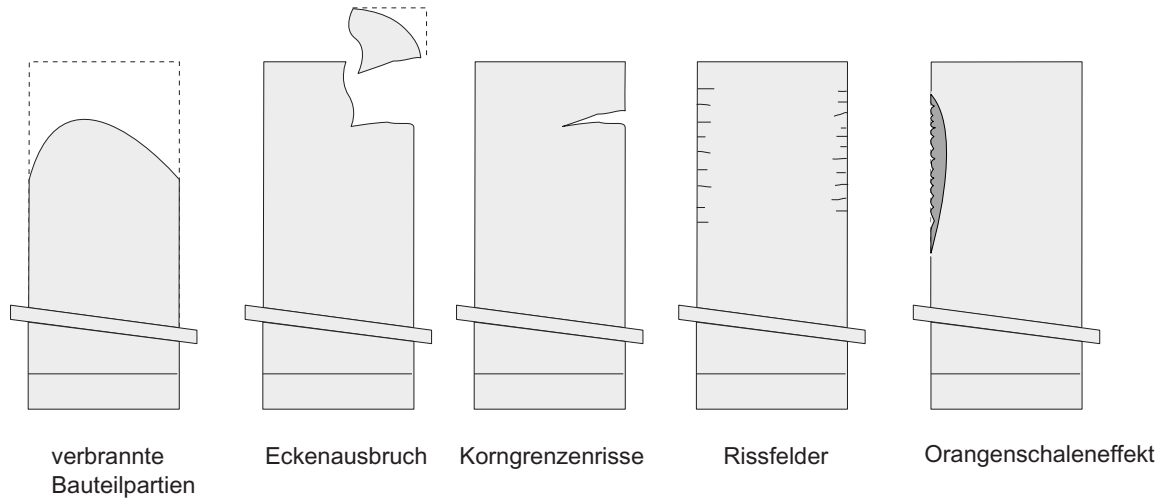


Bild 12.4-3

Bild 12.4-3: Der Nachweis einer Überhitzung, vielleicht auch noch Aussagen über **Zeitpunkt, Dauer und Höhe der Übertemperaturen**, ist von großer Bedeutung für die Schadensklärung und damit eine Voraussetzung für gezielte und erfolgreiche Abhilfen. Bereits das Makro-Schadensbild einer Schaufel lässt wichtige Schlüsse zu (Skizzen oben). Im Extremfall, bei Bauteiltemperaturen im Schmelzbereich (Liquidustemperatur) und/oder starker Oxidation („**Verbrennen**“, Bild 11.2.3.2-7 und Bild 11.2.3.1-9) fehlen Blattpartien, ohne dass Bruchflächen identifizierbar sind. Stattdessen sind die Trennflächen abgerundet und rau.

Lagen die Temperaturen etwas tiefer, im Bereich der Korngrenzenenerweichung (Solidustemperatur), kommt es zum Aufreißen und Aufklaffen und/oder Ausbrechen von Blattzonen. Diese liegt meist im Spitzenbereich und an der besonders dünnen Hinterkante. In allen Fällen sind trotz Oxidation Bruchstrukturen erkennbar.

In den genannten Fällen ist davon auszugehen, dass es sich um Folgeschäden handelt und andere Bauteile ebenfalls unzulässig geschädigt wurden. So verlangen Überholhandbücher triebwerksspezifisch in solchen Fällen auch die Verschrottung der **Turbinenräder** folgender Stufen.

Parallel orientierte Rissfelder im Kantenbereich, ohne ausgeprägten Orangenschaleneffekt, sind ein Hinweis auf eine Thermoschockbeanspruchung. Dies ist eine sehr kurzzeitig auftretende Überhitzung (Bild 12.6.2-3). Diese Rissbildung kann bei Bauteilen mit einer temperaturabhängig spröden Diffusionsbeschichtung besonders ausgeprägt auftreten (Bild 12.6.2-15).

Wirken über lange Zeit hohe Temperaturen (im Grenzbereich der Auslegung) konstant und/oder wechselnd auf Bauteilzonen ein (insbesondere Schaufeleintrittskanten), kommt es zu „ausgewaschenen“ kurzen Rissen (durch Erosion und Abplatzen der Oxide, Bild 12.6.2-10) und einem „runzeligen“ **flächigen meist dunkel verfärbten Abtrag, dem sog. „Orangenschaleneffekt“** (Bild 11.2.3.2-1. Bild

11.2.3.2-7 und Bild 12.6.2-10). Diese Situation weist z.B. auf eine verschlechterte Kühlung (teilweise Verstopfung von Kühlluftkanälen) oder schlechte Temperaturverteilung im Gasstrom hin. Sie ist z.B. bei **Boroskopinspektionen** ein Zeichen, dass das Lebensdauerende der Beschaufelung nicht mehr weit ist. Von einem spontanen Versagen muss jedoch noch nicht ausgegangen werden.

Die unteren Skizzen zeigen typische Überhitzungsmerkmale im Mikrobereich. Brüche, die im Bereich der Solidustemperatur auftreten, insbesondere von Einkristallschaufeln, können eine markante kristalline Struktur (**spiegelnde Spaltflächen, engl. cleavage cracks**) zeigen. Diese ähnelt Ermüdungsbrüchen, die bei Schwingbeanspruchung unter normalen Betriebstemperaturen entstehen. Charakteristisches Überhitzungsmerkmal sind unter einer elektronenmikroskopischen Vergrößerung (Lit 12.4-4) erkennbare Tropfen auf den Spaltflächen (Skizzen Mitte). Damit lässt sich das Bruchbild von Bruchflächen mit „Stadium 1-Rissen“ (Bild 12.2-4 und Bild 12.2-6) unterscheiden.

Kurzfristige Temperaturen, die deutlich über der **Lösungsglühtemperatur** liegen, zeigen sich in einer Veränderung der Aushärtungsphase (**□-Phase**). Lösungsglühtemperaturen liegen werkstoffspezifisch für Ni-Basis-Legierungen zwischen 950 °C und 1250 °C (Bild 12.4-2). Diese Phase geht je nach Bauteiltemperatur und Überhitzungsdauer ganz oder teilweise in Lösung (Skizze unten rechts). Gewarnt sei vor **Fehlinterpretationen, wenn seit der Überhitzung wieder längere Zeit (Stunden) normale Betriebstemperaturen herrschten**. Dann ist bereits mit einem erneuten Aushärtungseffekt zu rechnen.

Ein „Glücksfall“ kann vorliegen, wenn das Bauteil eine **Beschichtung aufweist, die nachvollziehbar auf Übertemperaturen reagiert**. Solche Anzeichen können z.B. Rissbildung, Diffusion mit veränderter Verteilung von Legierungselementen, Gefügeveränderung und Anschmelzungen sein (Skizze unten Mitte, Bild 12.4-6).

Bild 12.4-4: Lötrissigkeit (engl. **Liquid Metal Embrittlement = LME**) hat in seinen Voraussetzungen gewisse Ähnlichkeiten mit Spannungsrissskorrosion (Band 1, Kapitel 5.4.2.1). Die Gefahr der Lötrissigkeit besteht bei **Kontakt einer benetzenden Metallschmelze mit einem metallischen Bauteil unter ausreichend hohen Zugspannungen**. Voraussetzung für eine gefährliche Benetzung ist der **metallische Kontakt**. Dies erfordert z.B. **Neuteiloberflächen** oder bis zum Grundmaterial frisch aufgerissene Oxidschichten. Für solche Bedingungen kann eine LCF-Belastung sorgen, die definitionsgemäß unter merklichen plastischen Verformungen abläuft. Die Metallschmelze „schießt“ auf den Korngrenzen in den Werkstoff. Sie wirkt auf diese Weise versprödet und rissbildend. Diese Schädigungen können sowohl unmittelbar beim Kontakt mit der Schmelze als auch später, z.B. während des Aufschmelzens von Oberflächen-Verunreinigungen unter Betriebstemperaturen entstehen. Die Skizze oben links zeigt einen Fall, in dem während der Wärmebehandlung eines Neuteils (metallische, nicht oxidierte Oberfläche) in einem Vakuumofen (Skizze oben rechts) **Silber** auf die Bauteiloberfläche tropfte. Der Ofen war vorher für Lötungen mit Silberlot verwendet worden. Offenbar waren dabei Lotreste in den isolierenden Grafitmatten oberhalb des Bauteils verblieben. Ein winziger Lottropfen (kleiner als ein Stecknadelkopf) drang dabei Zentimeter durch die Scheibe. Diese stand unter ausreichend hohen Zugspannungen (wahrscheinlich Schmiedespannungen und/oder Wärmespannungen, Skizze oben Mitte). Die unteren Bilder entsprechen REM-Aufnahmen (Lit 12.4-3). Links erkennt man den Rissverlauf im Bereich des bereits ausgelaufenen Silbertropfens der von kleinen Spritzern umgeben ist. Dieses Merkmal ist typisch für einen benetzenden Tropfen und unterscheidet sich von, ebenfalls gefährlichen, Aufschmierungen.

Das Bild rechts lässt die für Lötrissigkeit typische „**Röschenbildung**“ erkennen. Es handelt sich um kleine Lotansammlungen auf den klaffenden, interkristallinen Bruchflächen (Korngrenzen) am Rissbeginn.

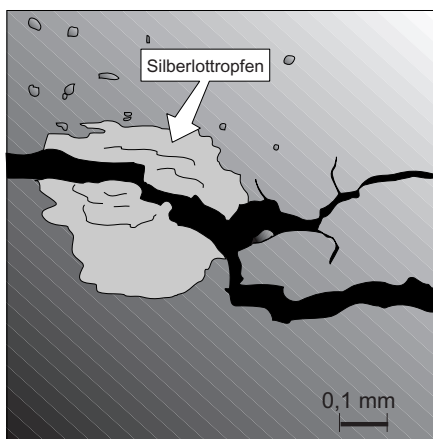
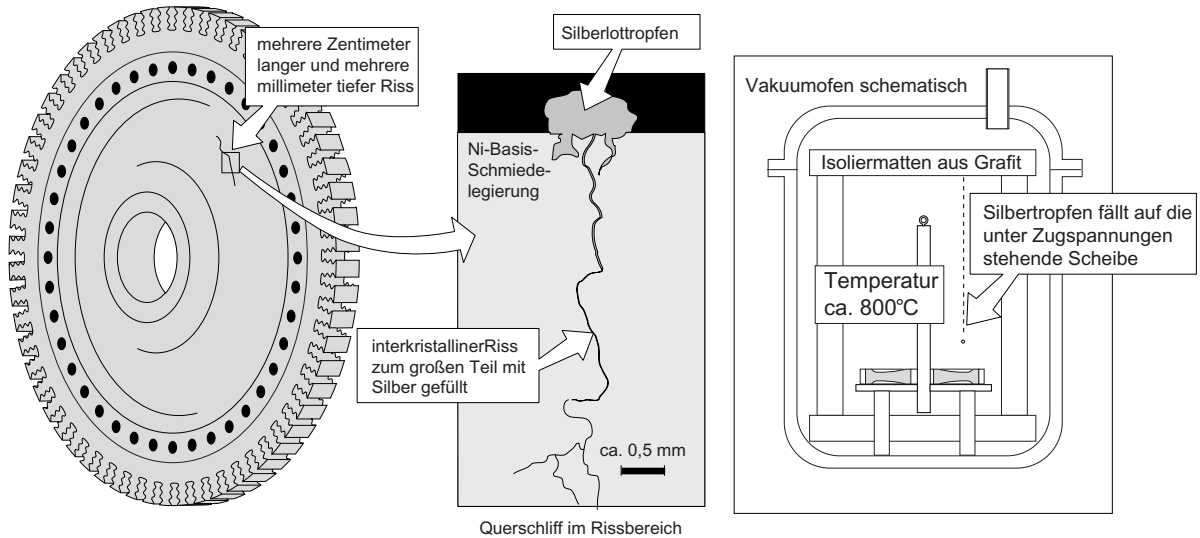
Gefährliche metallische Verunreinigungen können auf vielfältige Weise auf Bauteiloberflächen geraten. Hier sei besonders auf Fertigung und Montage hingewiesen.

Bild 12.4-5: Der äußere Befund geschädigter, thermisch beanspruchter Bauteile kann helfen, Rückschlüsse auf Ursachen, Abläufe sowie Schädigungsart und -ausmaß zu ziehen. Daraus lassen sich Maßnahmen für weitere Untersuchungen oder Abhilfen ableiten.

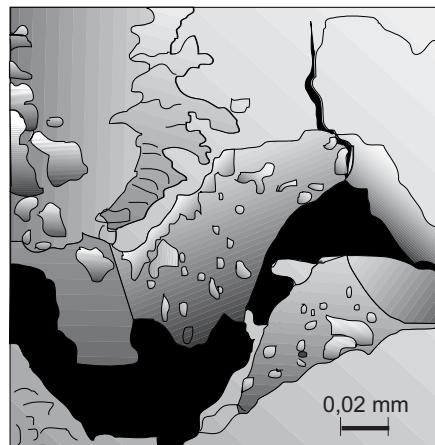
Rissbildung: Das Aussehen der Risse kann viel über Entstehung und schädigende Einflüsse aussagen. Ein erstes Merkmal ist der Rissverlauf im Gefüge. Handelt es sich um einen interkristallinen Riss (entlang der Korngrenzen), spricht dies für einen Kriecheffekt und/oder eine Schädigung infolge Korrosion und/oder Oxidation. Verläuft der Riss transkristallin (durch die Körner) ist eine dynamische Ermüdung (Schwingbruch, Thermoermüdung, LCF) wahrscheinlicher. Ein nicht „ausgewaschener“ klaffender Riss (Rissufer passen zusammen) ohne deutliche plastische Verformungen weist auf **sprödes Verhalten unter Eigenspannungen** hin. Zu prüfen ist, ob versprödetende Medien wie Metallschmelzen (Bild 12.4-2) eingewirkt haben. Plastische Verformungen sind Merkmale hoher Dehnungen bei Überlastung. Aufgestauchte und klaffende Rissufer sind ein Zeichen für zeitweise hohe Druckspannungen oberhalb der Fließgrenze (z.B. Thermoermüdung, Bild 12.6.2-10). Fest geschlossene Risse lassen auf vorhandene hohe Druckspannungen schließen, z.B. als Folge einer Eigenspannungs-Verlagerung durch eine

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Temperatur- und Umgebungseinflüsse

Lötrissigkeit (Liquid Metal Embrittlement, "LME") kann zur Rissbildung und Schwächung von Bauteilen aus Superlegierungen führen.



Am Rissausgang befindet sich ein Tropfen Silberlot.



Für LME typische "Röschenbildung" auf den aufgerissenen Kornflächen

Bild 12.4-4

Äußerer Befund und zerstörungsfreie Untersuchung thermisch beanspruchter Bauteile

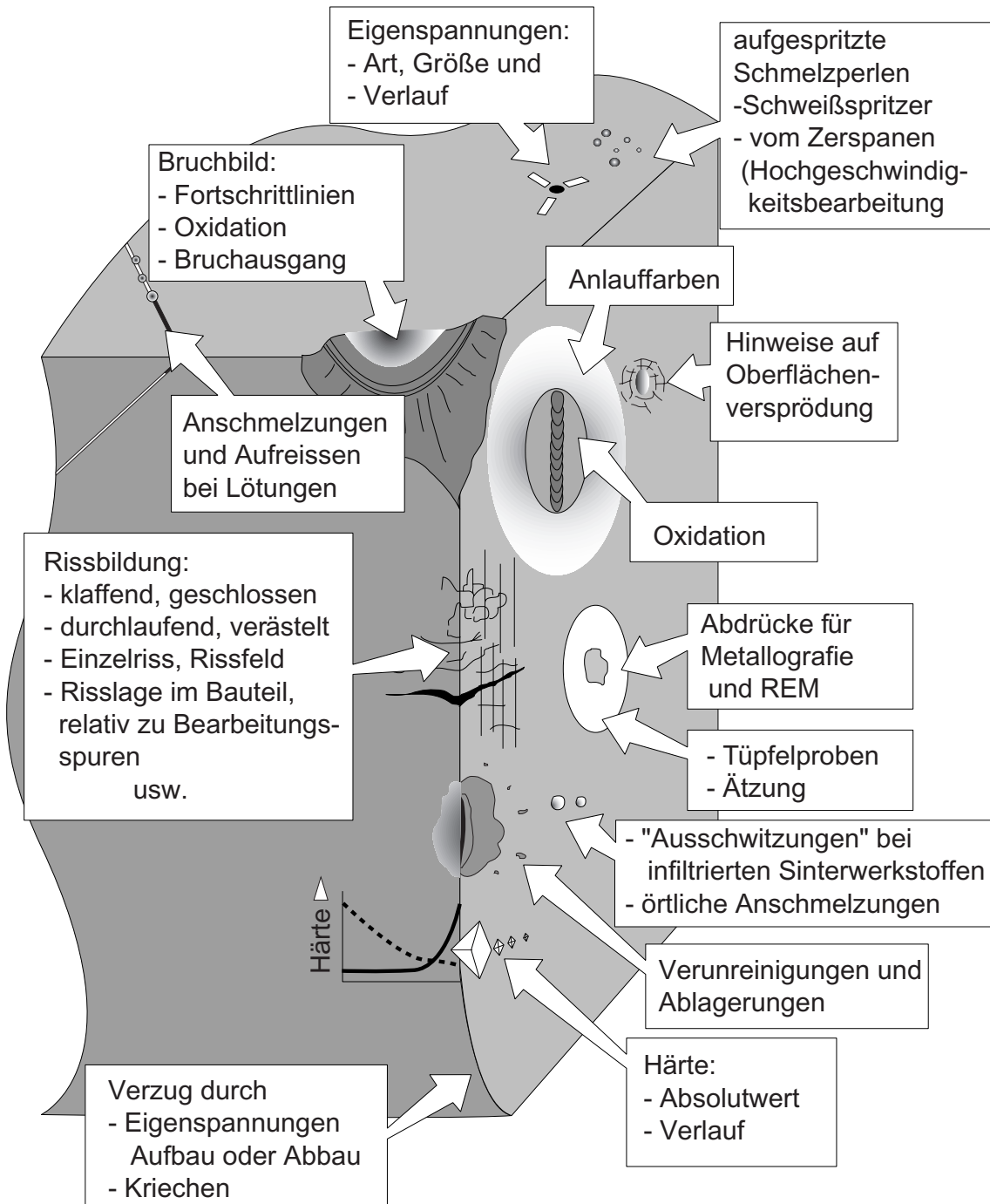


Bild 12.4-5

plastische Verformung. Von besonderer Bedeutung kann der Rissgrund sein (Bild 12.6.2-10). Ausrundung, Oxidation, Verästelung, Rissfelder sind wichtige Merkmale für die **Fortschritts-geschwindigkeit** des Risses und eventueller Umgebungseinflüsse. Die **Risslage am Bauteil und die Rissorientierung** gibt Hinweise auf die Richtung der schadensursächlichen Belastung. Einflüsse, die vor oder nach der Rissentstehung datierbar sind (z.B. Bearbeitungsriefen, Kratzer, aufgespritztes Material), können wichtige Informationen über zeitliche Abläufe enthalten.

Bruchbild: Meist ist **trotz Oxidation das Bruchbild makroskopisch ähnlich bewertbar** wie von Brüchen und Rissen die bei „nicht oxidierenden“ Temperaturen entstanden sind. Einen Vorteil können sogar Anlauffarben bieten, die auf zeitliche Abläufe und den Rissfortschritt hinweisen.

Obwohl heiße Bruchoberflächen, insbesondere reaktive frische Bruchflächen, Oxidschichten aufweisen, zeigt die Erfahrung, dass eine erfolgreiche mikroskopische Auswertung (REM) meist noch möglich ist (Bild 12.4-7).

Anschmelzungen und Aufreißen von Lötungen: Der Schmelzpunkt von Hochtemperaturlöten steigt beim Lötvorgang mit der Abdiffusion der Schmelzpunkt absenkenden Bestandteile (z.B. Bor). Auf Grund der gegenüber dem Grundwerkstoff niedrigeren Festigkeit und Sprödigkeit ist trotz des ausreichend hohen Schmelzpunkts mit einem Aufreißen der Lötung bei sehr hohen Temperaturen zu rechnen (Bild 12.4-7). Wird die Liquidustemperatur des Lotes überschritten, können, wegen der damit verbundenen Volumenvergrößerung, **Lotperlen an der Oberfläche** austreten („**ausschwitzen**“). Eine mikroskopische Untersuchung solcher Bruchflächen hat die Chance, anhand von Schmelzstrukturen und einem teigigen Verhalten (im REM sind „kaugummiartige“ Bruchstrukturen erkennbar), Rückschlüsse auf Übertemperaturen zu ziehen. Ähnliche Ausschwitzungen kann man an **infiltrier-**

ten Sinterwerkstoffen (z.B. bei Gleitlagern und Andruckscheiben; Band 1, Bild 5.1.5-2) oder sehr inhomogenen Werkstoffen oder im Bereich von Seigerungen bei Ni-Basis-Gusslegierungen finden.

Aufgespritzte Schmelzperlen: Auch dies ist eine Form örtlicher Überhitzung und Schädigung. Schmelzperlen von Schweißungen und Bearbeitungsverfahren können die Festigkeit der Auftrefffläche beeinträchtigen, sowie Zug-Eigen-spannungen induzieren. Die Schwingfestigkeit wird so deutlich abgesenkt. Bekannt sind Fälle an Elektronenstrahl geschweißten Titanteilen (Verdichterleitapparate, Trommelläufer). Aber auch beim Reibschweißen oder bei Fräs-, Trenn- und Schleifarbeiten können schädigende heiße Partikel abgeschleudert werden. **Titanteile sind für Schweißspritzer auf doppelte Weise empfindlich:**

Schmelztropfen von Titanlegierungen brennen während des Flugs an Luft und sind deshalb sehr heiß. Die schlechte Wärmeleitfähigkeit von Titanlegierungen verzögert zusätzlich die Abkühlung.

Titanwerkstoffe oxidieren stark und verspröden so im Bereich des Tropfens. Zusätzlich sind Titanlegierungen kerbempfindlich. Die Versprödung begünstigt Mikrorisse bei Verformung und damit von diesen Anrissen ausgehende Schwingbrüche.

Hinweise auf Oberflächenversprödung: Rissbildung, insbesondere als konzentrische Ringe um Eindrücke oder Ausplatzungen, weist auf eine Versprödung der Oberfläche hin. Bei Titanlegierungen handelt es sich meist um eine Oxidschicht, die sich unter Sauerstoffzutritt (Luft) und Temperaturen über 600°C bildet. Anlauffarben sind ein Hinweis, grau matte Oxidationsflächen ein sicheres Zeichen für eine gefährlich versprödete Titanoberfläche. Versprödungsverdacht besteht generell auch für Nickellegierungen, wenn Fremdmittel auf der Oberfläche geschmolzen ist (spröde Pha-

sen, Versprödung der Korngrenzen durch Lötrissigkeit, Bild 12.4-4).

Anlauffarben: Anlauffarben sind gewöhnlich ein Zeichen für Sauerstoffzutritt an einer heißen Oberfläche. Die Farben hängen lediglich von der Schichtdicke ab („Farben dünner Plättchen“). Die Oxidschichtdicke wird außer von der Temperatur von vielen anderen Einflüssen wie Reaktivität der Oberfläche (z.B. Werkstoff, Bruchflächen), Atmosphäre, Verunreinigungen und der Reaktionszeit beeinflusst. Deshalb sind nur sehr weiche Aussagen zur maximalen Temperatur möglich. Für eine einigermaßen verlässliche Temperaturabschätzung sind viel Erfahrung und zusätzliche Informationen (z.B. Zeit) notwendig. Besondere Vorsicht ist bei Titanlegierungen geboten. Deren Anlauffarben verändern sich schon unter der Einwirkung kleinster **Verschmutzungen** entscheidend.

Verunreinigungen und Ablagerungen: Besondere Aufmerksamkeit ist auf Flecken, Spritzer oder Aufschmierungen zu richten, die offenbar das Oxidationsverhalten der Oberfläche verändert haben. Hier besteht die Möglichkeit einer schädigenden Oberflächenreaktion wie Korngrenzenangriff und Diffusion. So entsteht die Gefahr, dass sich in dieser Zone keine schützende Oxidschicht aufbauen kann.

Verzug eines Bauteils kann als reine Kriechverformung unter äußeren Belastungen oder/und die Folge frei werdender oder umgelagerter Eigenspannungen sein. Dafür können auch ausreichend hohe Bauteiltemperaturen bei normalem Betrieb ausreichen. Eine weitere Möglichkeit für Verzug sind ungewöhnlich große behinderte Wärmedehnungen als Folge von Temperaturgradienten. Verformungen sind immer im Zusammenhang mit hohen **Eigenspannungen** zu sehen. Diese lassen sich bei Zugänglichkeit und geeigneten Bedingungen in Höhe und Verlauf vor Ort oder im Labor messen. Verfahren mit Röntgenstrahlen können nur

Eigenspannungen in einer dünnen Oberflächenzone messen. Für den Spannungsverlauf auch unter der Oberfläche ist die Bohrlochmethode zu bevorzugen. Aufwändig (teuer) aber sehr aussagefähig sind „tomografieähnliche“ Verfahren mit Neutronen, die auch in dicken Querschnitten Aussagen über den Spannungszustand und die Spannungsverteilung zulassen. Sie bewegt sich an der Grenze zur zerstörenden Prüfung, denn das Teil muss angebohrt werden. Unbehinderte Kriechverformungen bauen keine nennenswerten Eigenspannungen auf.

Härte: Härteänderungen lassen sich in verdächtigen Bauteilzonen messen. Deutliche Härteveränderungen außerhalb der für das Bauteil spezifizierten Werte sind ein Hinweis auf eine Gefügeveränderung. Hohe Betriebstemperaturen können eine Erklärung für diesen Befund sein. Dies gilt sowohl für zu hohe Härten als auch für einen Härteabfall.

Metallografische Untersuchung (siehe hierzu Bild 12.4-8 und Bild 12.4-10): Wird die Oberfläche eines Bauteils wie ein metallografischer Schliff behandelt (polieren, ätzen), lässt sie sich, bei Zugänglichkeit, direkt mikroskopisch untersuchen. Andernfalls ist eine indirekte Untersuchung über einen Kunststoffabdruck (aushärtende Abdruckmasse oder Abdruckfolie) möglich.

Bild 12.4-6 (siehe auch Bild 12.4-5, Bild 12.4-7 und Bild 12.4-8): Der metallografische Befund thermisch beanspruchter Bauteile ist ein wichtiges Hilfsmittel zur Bewertung des Schädigungsmaßes und der Klärung von Schadensmechanismen, -abläufen und -ursachen. Auch elektronenmikroskopische Untersuchungen (Raster-Elektronen-Mikroskop = REM, engl. scanning electron microscopy = SEM) haben diese Untersuchungsmethode nicht entwertet. Beide können sich hervorragend ergänzen. Dies gilt besonders für Mikroanalysen und die Bewertung sehr kleiner Par-

tikel wie Aushärtungsphasen oder Korngrenzenbelegungen.

Gefügeänderungen: Vorgänge wie Lösungs-glühen, Aushärten (z.B. Ni-Legierungen), Härten, Anlassen (z.B. C-Stähle, Cr-Stähle) und Sensibilisieren (z.B. CrNi-Stähle) können erkannt bzw. nachgewiesen werden. Von besonderer Bedeutung ist die Auswertung des Erscheinungsbilds der γ' -Phase in Ni-Legierungen der Heißeile (Bild 12.4-2). Die Aushärtungspartikel sind für eine befriedigende lichtoptische Bewertung gewöhnlich zu klein. Diese erfolgt bei ausreichender Erfahrung und Hintergrundinformation vorzugsweise durch eine Kombination von metallografischer Schliifferstellung und Präparation in Kombination mit einer REM-Untersuchung. Größe, Form, Volumenanteil, Anordnung und Orientierung (**Floßbildung**, engl. **raftening** siehe Lit. 12.5.1-6) sind wichtige Merkmale für betriebsbedingte Veränderungen und geben Hinweise auf Temperaturen, Zeiten und Belastungsrichtung.

Kriechporen: Die Chance des Nachweises einer Lebensdauer bestimmenden Kriechbelastung bieten Kriechporen. Verbrauchte Lebensdauer bzw. die **Restlebensdauer** lassen sich damit abschätzen (Bild 12.5.1-7 und Bild 12.5.1-9). Ausreichend sichere Lebensdauerabschätzungen sind trotz viel Erfahrung allenfalls dann möglich, wenn die Porenbildung noch nicht zu intensiv ist. Dann kann über einen erneuten Einbau und/oder eine Regeneration entschieden werden.

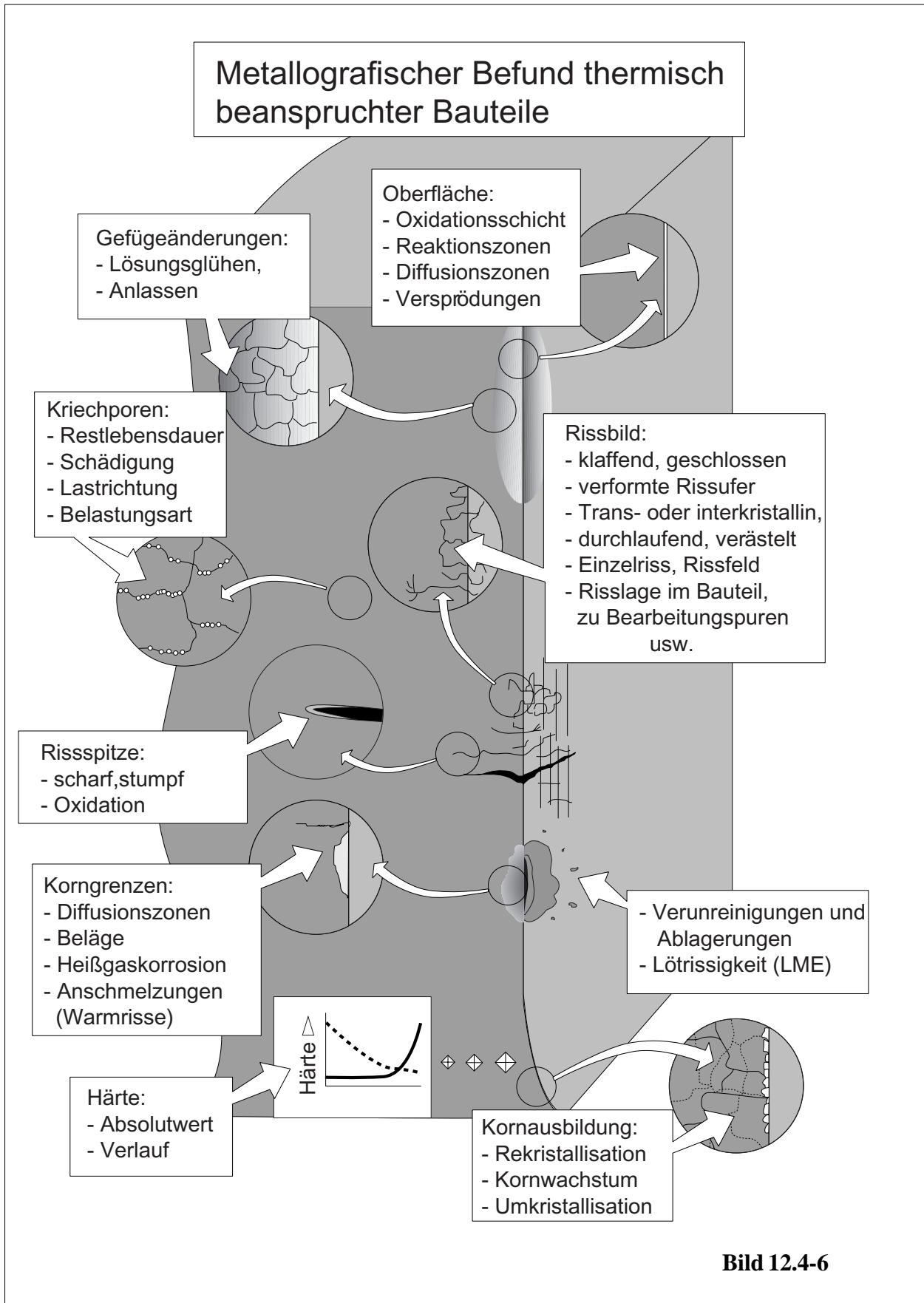
Die Orientierung der mit Poren belegten Korngrenzen ermöglicht Rückschlüsse auf kriechbelastete Bauteilzonen und die Belastungsrichtung. Der angeregte Kriechmechanismus kann etwas über Art und Höhe der Belastung aussagen (Bild 12.5.1-8).

Korngrenzen: Lage und Ausmaß geschädigter Korngrenzen (z.B. Kornausbrüche) in Oberflächennähe oder im Querschnitt können be-

reits wichtige Hinweise auf schädliche Einflüsse geben. Anreicherung oder Verarmung von Legierungsbestandteilen und Fremdelementen weisen auf Werkstoffschwächen und/oder Schadensmechanismen hin. Es kann sich dabei um Oxidation oder um Reaktionen mit Oberflächenverschmutzungen handeln. Ein typischer Fall ist die sog. Löttrissigkeit (Bild 12.4-4).

Die **Sensibilisierung** von Korngrenzen, wie sie bei nicht ausreichend stabilisierten CrNi-Stählen in bestimmten Temperaturbereichen (Band 1, Bild 5.4.1.1-9 und Bild 5.4.1.1-10) z.B. neben Schweißnähten auftritt, kann zu einer unzulässigen Korrosionsanfälligkeit führen. Ist das Bauteil beschichtet (z.B. Diffusionsschicht oder Auftragschicht), können Veränderungen wichtige Indizien für Schädigungen sein (Bild 12.4-8). Korngrenzen unterliegen bevorzugt Oxidation und Heißgaskorrosion (z.B. Sulfidation). Diese Schädigungen sind im Schliiff gut erkennbar und bewertbar. Eine solche Bewertung wird für die Abschätzung erforderlicher Nacharbeit bei einer Reparatur benötigt. Korngrenzenbeläge oder -verarmungen geben wichtige Hinweise auf die Empfindlichkeit des Werkstoffs gegenüber Schadensmechanismen. Anschmelzungen der Korngrenzen lassen auf Temperaturen im Solidusbereich schließen. In diesem Zusammenhang sind **Warmrisse** zu nennen (Band 2, Bild 7.2.2-9.2) die bei Schweißungen, Anstreifvorgängen (Bild 12.4-10) und Schleifüberhitzungen beobachtet werden.

Flächige Schädigungen: Werkstoffe die bei Temperaturen mit lebensdauerbestimmender Oxidation zum Einsatz kommen „leben“ gewöhnlich von der Ausbildung einer schützenden dichten Oxidschicht. Besonderheiten und **Störungen der erwünschten Oxidationsschicht** wie Al-Spritzer nach einem Verdichterschaden, sind deshalb als schadensrelevant anzusehen. Hierzu gehören **Reaktionszonen mit Verschmutzungen**. Ein Beispiel sind Fremdmetalle wie Silber aus Labyrinthbelägen und versilberten Bauteilen. Solche Ablagerungen



können die Sulfidation erheblich begünstigen (Bild 12.4-14). Besonders gefährlich sind **Reaktionen mit Metallschmelzen**, welche den Grundwerkstoff entfestigen und verspröden. Typische Beispiele sind **Blei aus vergessenen Röntgenmarkierungen, Strahlgut-Verunreinigungen von ungeeigneten Abdeckbändern oder niedrig schmelzende Eingießlegierungen** (z.B. Zinn/Wismuth).

Oxidschichten wachsen an Titanlegierungen bei Temperaturen über 600°C schnell auf. Dies führt zusammen mit Gefüge-Veränderungen zur Versprödung mit der Gefahr einer Rissbildung und Schwingfestigkeitsabfall. Geschädigte bzw. nicht ausreichend gegen fortschreitende Oxidation schützende Oxidschichten können sich unter Einwirkung äußerer Einflüsse (Atmosphäre, Verunreinigungen) bilden. Sulfidation wird besonders von Oxidschichten begünstigt, die sich wegen fehlenden Sauerstoffangebots (z.B. in schlecht belüfteten Hohlräumen, Band 1, Bild 5.4.5.2-2) nicht ausreichend dicht ausbilden können.

Rissbild: Ob ein Riss klaffend oder geschlossen ist, seine Rissufer im Anrissbereich gestaucht oder gedehnt wirken, hängt von plastischen Verformungen und induzierten Eigenspannungen ab. Umgekehrt kann kaum von solchen Merkmalen auf diese Vorgänge (bestenfalls qualitativ) rückgeschlossen werden. Der trans- oder interkristalline, durchlaufende oder verästelte Rissverlauf lässt sich im günstigen Fall Schadensmechanismen und der Belastungshöhe zuordnen (z.B. Kriechen oder Schwingungen). Die Anrisslage und der Rissverlauf, relativ zu Schwachstellen, sagt etwas über weitere schadensrelevante Einflüsse aus. Solche Schwachstellen können eine besondere Kornorientierung, Lunker oder fertigungsbedingte Kerben wie Bearbeitungsriefen und Funkenerosionsflächen sein.

Besonders aussagekräftig kann die Ausbildung der Risspitze für die **Rissfortschrittsgeschwindigkeit** sein (Bild 12.6.2-10). Starke Oxidation mit Ausrundung des Rissgrunds weist auf eine

sehr langsame Fortschrittsgeschwindigkeit hin. Umgekehrt lässt eine scharfe Risspitze ohne Oxidation einen schnellen und damit gefährlichen Rissfortschritt vermuten.

Kornausbildung: Rekristallisation zeigt sehr hohe Betriebstemperaturen (dicht unter der Solidustemperatur) an. Neue Körner entstehen an Einkristallen im Bereich **kritischer plastischer Verformung**. Solche Gefügeveränderungen lösen Fremdkörpereinschlüsse oder eine verfestigungsgestahlte Oberfläche aus. „**Fehlkörner**“ in Einkristallen sind auf Abweichungen im Gießprozess zurückzuführen. Typisch sind plastische Verformungen infolge der Schrumpfung beim Abkühlvorgang in einer zu steifen Formschale.

In Schmiedematerial kann eine ungewöhnliche Korngröße (zu groß oder zu klein) mit einer Wärmebehandlung in Zusammenhang stehen (Bild 12.5.1-16). Kornwachstum weist auf zu lange Glühzeiten in der Fertigung oder ungewöhnlich hohe Betriebstemperaturen über längere Zeit hin. Dies dürfte eher für statische Bauteile wie Brennkammer-Komponenten gelten, deren mechanische Belastung relativ niedrig ist.

Härte: Absolutwerte und Verläufe von Mikrohärtungen bei metallografischer Untersuchung lassen werkstoffspezifisch in Kombination mit anderen Befunden (z.B. Gefügebesonderheiten) schädigende Einflüsse bewerten. So zeigt sich eine gefährliche Überhitzung des Kranzbereichs von Turbinenscheiben (Heißgaseinbruch, Bild 11.2.3.1-11) bei der Überholung in einem **Härteabfall gegenüber spezifizierten Mindestwerten**.

REM-Befund thermisch beanspruchter Bauteile

- Oberflächenabdrücke: (Folie, Abdruckmasse)
- Thermisch bedingte Gefügeveränderung (Temperaturen)
- Schädigungsart (z.B. Anschmelzung)
- Zeitliche Reihenfolge des Schadensablaufs
- Restlebensdauerbestimmung (Kriechporen)

Bruchflächenauswertung:

- Rissfortschritt (Richtung, Geschwindigkeit)
- Oxidation (Entstehungszeit)
- Bruchausgang
- Schadensmechanismus

Analyse und/oder Bewertung abgelöster Partikel oder Oberflächenschichten

Rissbildungsmechanismus:

- Zeitstand / Kriechen
- Schwingbelastung im HCF-Bereich
- Thermoermüdung (LCF)
- Heißriss
- Löttrissigkeit (LME)

Verunreinigungen und Ablagerungen identifizieren

lichtoptisch nicht erkennbare Gefügeveränderungen (γ')

Konzentr.

Mikroanalysen (Verlauf, Verteilung):

- Diffusionsvorgänge
- Abzehrung von Schichten / Lebensdauer
- Identifikation von Verunreinigungen
- Falsche Hilfsstoffe (z.B. Schmiermittel)
- Korrosive Umgebungsbestandteile

Bild 12.4-7

Bild 12.4-7: Thermisch beanspruchte Bauteile können in vielen Fällen erfolgreich mit dem **Raster-Elektronen-Mikroskop** (REM, engl. Scanning Electron Microscopy = SEM) untersucht werden. Im REM lassen sich sowohl die Bruchflächenstrukturen auswerten und dokumentieren als auch Analysen der Zusammensetzungen durchführen.

Dazu ist es nicht immer notwendig, das Bauteil selbst oder eine zerstörend entnommene Probe für die Probenkammer des REM zu präparieren. In manchen Fällen genügen **Abdrücke mit Folien oder Abdruckmassen**, die zur Untersuchung mit Gold bedampft werden.

Abgelöste Partikel und Schichten können im REM auf ihre Zusammensetzung hin analysiert werden. Zusätzlich kann die Struktur (z.B. Porosität) von Ablagerungen und Partikeln Rückschlüsse auf Entstehungsort (z.B. Verdichterabrieb) und -zeit (z.B. bestimmte angesaugte Stäube) ermöglichen (Bild 11.2.3.1-14).

Bruchflächenauswertung: In vielen Fällen, ist die Oxidation der Bruchfläche nicht so weit fortgeschritten, dass dies eine Auswertung im REM verhindert. **Falsch ist es in jedem Fall zu versuchen, die (aufgewachsene!) Oxidschicht abzulösen, im irrigen Glauben darunter die unbeschädigte auswertbare Bruchfläche zu finden.**

Eine andere Situation liegt vor, wenn sich aufgespritzte Beläge, z.B. nach intensiven Anstreichvorgängen, auf der Bruchfläche befinden. Es ist eine Frage des Mediums, das unter geeigneten Bedingungen einwirkt (z.B. im Ultraschall-Bad), ob die Beläge ohne Beschädigung der Bruchfläche entfernt werden können.

Rissfortschrittslinien (engl. *striations*), die im HCF-Bereich entstehen (Bild 12.2-6) sind gewöhnlich so fein, dass sie nach kurzen Oxidationszeiten nicht mehr erkennbar sind. Der Rissfortschritt von Thermoermüdungsrissen (LCF) lässt sich dagegen häufig noch anhand der Rissfortschrittslinien gut erkennen, der Ausgangspunkt identifizieren (eventuelle Initial-

schwachstelle) sowie Geschwindigkeit und Zyklenzahl bewerten. Auch der Anrissbereich lässt sich oft noch auf ursächliche Schwachstellen (z.B. Lunker) untersuchen. Stärke und Verlauf der Oxidationsschicht können über zeitliche Abläufe Auskunft geben. Schmelzperlen oder Poren (Kriechporen) sind kennzeichnende Merkmale. Es sei hier noch erwähnt, dass im Labor hergestellte Brüche (vorteilhaft nach Abkühlung der Probe in flüssigem Stickstoff) im Bereich vermuteter Kriechschädigung erzeugt werden sollten. Auf diesen nicht oxidierten Bruchflächen ist gegebenenfalls eine hervorragende Auswertung auf Kriechporen möglich. Zu beachten ist, dass zusammengewachsene Kriechporen „weiche“ Bruchstrukturen zeigen, die leicht mit angeschmolzenen Zonen bei extremer Überhitzung verwechselt werden können.

Auswertung von metallografischen Schlifflinien oder metallografisch präparierten Oberflächen: Mit Hilfe einer geeigneten Folge von Poliervorgängen und Ätzungen gelingt es, die Aushärtungsphase (γ' -Phase) auswertbar zu machen. Dies ist auf Grund der geringen Partikelgröße lichtoptisch nicht befriedigend möglich und muss im REM erfolgen. So lassen sich Rückschlüsse auf überschrittene Grenztemperaturen (Lösungsglühen, Bild 12.4-2), Beanspruchungsrichtung und Langzeitveränderungen ziehen. Ähnliche Techniken haben sich auch in der Auswertung von Kriechporosität bewährt. So wurde eine Abschätzungen der Schädigung bzw. Restlebensdauer und der Beanspruchungsrichtung möglich (Bild 12.5.1-7).

Mikroanalysen: Neben der Untersuchung von Oberflächen und abgelösten Partikeln besteht auch die Möglichkeit, die Verteilung bzw. den Verlauf von Element-Konzentrationen zu bestimmen. Dies kann z.B. für die Bewertung der Veränderung von Diffusionsschichten sehr hilfreich sein (Bild 12.4-8). Auch die Identifikation der Diffusion von schädigenden Elementen

ten wie Silber oder Schwefel (bei Sulfidation, Band 1, Bild 5.4.5.1-4), ist in der Schadensklärung von erheblicher Bedeutung.

Bild 12.4-8 (Lit. 12.4-1): Diffusionsschichten dienen der Vermeidung unzulässiger Oxidation und Heißgaskorrosion an Heißeiloberflächen. Häufig werden sie mit Hilfe von **Aluminium-Diffusion** bei hoher Temperatur in geeigneten Atmosphären hergestellt. Das Aluminium bildet bei Betriebstemperatur eine schützende Aluminiumoxid-Schicht. Diese Schichten sind besonders geeignet **Oxidation zu verringern**. Bei anderen Anforderungen mit merklichem Korrosionsanteil, z.B. als **Sulfidationsschutz**, werden andere Metalle, z.B. **Chrom** eindiffundiert (Inchromierung). Während des Diffusionsprozesses in der Fertigung wächst ein Teil der Schicht mit besonders hohem Al-Gehalt auf dem Grundmaterial (Aufbauzone). Ein weiterer Teil diffundiert in den Grundwerkstoff (Diffusionszone). Diffusionsschichten sind gewöhnlich bei niedrigen Betriebstemperaturen bis zu einigen hundert °C spröde (Bild 12.6.2-15). Erst dann können sie Dehnungen im plastischen Bereich, wie sie bei Thermoermüdung auftreten, aufnehmen. Deshalb sind der Anfahr- und Abstellvorgang für die Rissbildung in Diffusionsschichten von besonderer Bedeutung. Diese Rissbildung beeinflusst wiederum das Thermoermüdungsverhalten. Die Schichten können sich im Betrieb verändern. Dabei treten typische Effekte auf (Bild 12.6.2-15):

“A”: **Rissbildung** (sog. Schichtrisse = “Coating Cracks”) entstehen bei niedrigen Temperaturen, wenn die Schicht noch relativ spröde ist.

“B”: Bildung von „**Oxidnägeln**“ an Schicht-rissen im Bereich des Schichtgrunds. Hier bietet der relativ niedrige Al-Gehalt keinen ausreichenden Oxidationsschutz mehr.

“C”: „**Riffelbildung**“ (“Rippling”) durch zyklische Wärmedehnungen und plastische Schichtverformung bei hohen Betriebstemperaturen.

“D”: **Ablösung der Schicht** infolge Rissbildung im Bereich spröder Phasen.

“E”: Diffusionsvorgänge lösen im Betrieb die **Bildung spröder Phasen** aus. Betroffen sind Grundwerkstoff und Schicht in Abhängigkeit von Temperatur und Zeit.

“F”: **Porenbildung am Übergang** zum Grundwerkstoff im Zusammenhang mit dem “Kirkendalleffekt” (Diffusionsvorgänge zum Ausgleich von Legierungsbestandteilen).

“G”: **Abzehrung** der Schicht aus einem Zusammenwirken von Oxidation, Erosion und zyklischen Wärmedehnungen. Sie ist das **Hauptkriterium der Schichtlebensdauer**.

“H”: **Gefügeänderungen** in der Schicht können dem Fachmann wichtige Hinweise auf die tatsächlich aufgetretenen Betriebstemperaturen geben. So lässt sich aus bestimmten Gefügeveränderungen erkennen, ob schädigende Überhitzungen stattgefunden haben.

“I”: **Interdiffusion** zwischen Grundwerkstoff und Schicht verändert die Struktur und Zusammensetzung beider. Solche Diffusionsvorgänge können, wenn auch langsam, auch bei normalen Betriebstemperaturen auftreten. Sie werden mit Hilfe sogenannter **Diffusions-Barrieren** minimiert. Hierfür eignet sich z.B. eine Zwischenschicht aus Platin.

“K”: **Anschmelzungen der Übergangszone** mit Schichtablösungen bei Temperaturen im Bereich von 1250 °C.

Diffusionsschichten sind ein wichtiger Schutz der Heiteile und ein sensibler berhitzungsindikator.

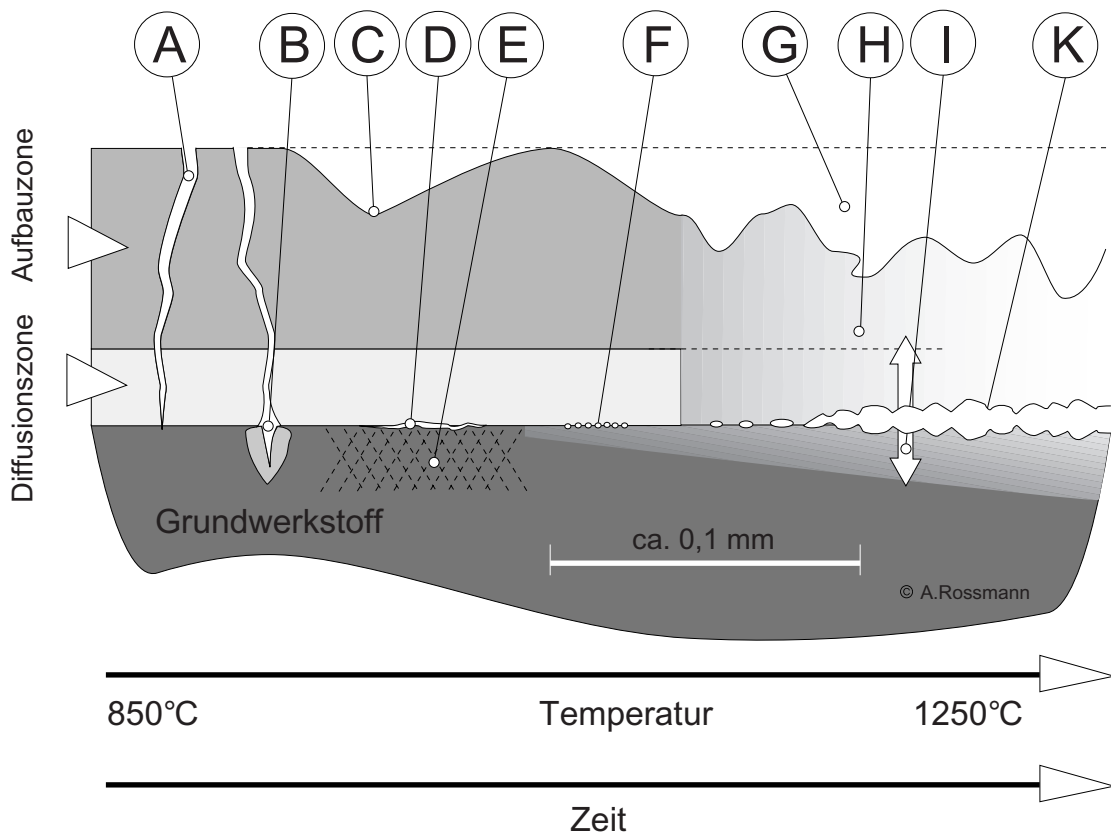


Bild 12.4-8

Auch Hochtemperatur-Lötungen können als Überhitzungsindikatoren dienen.

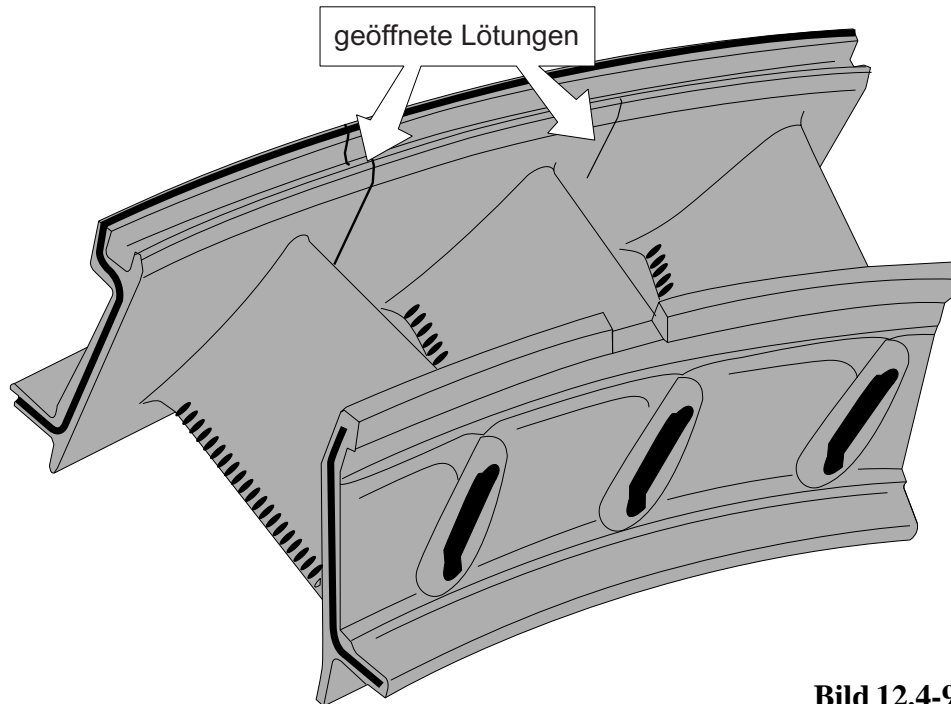


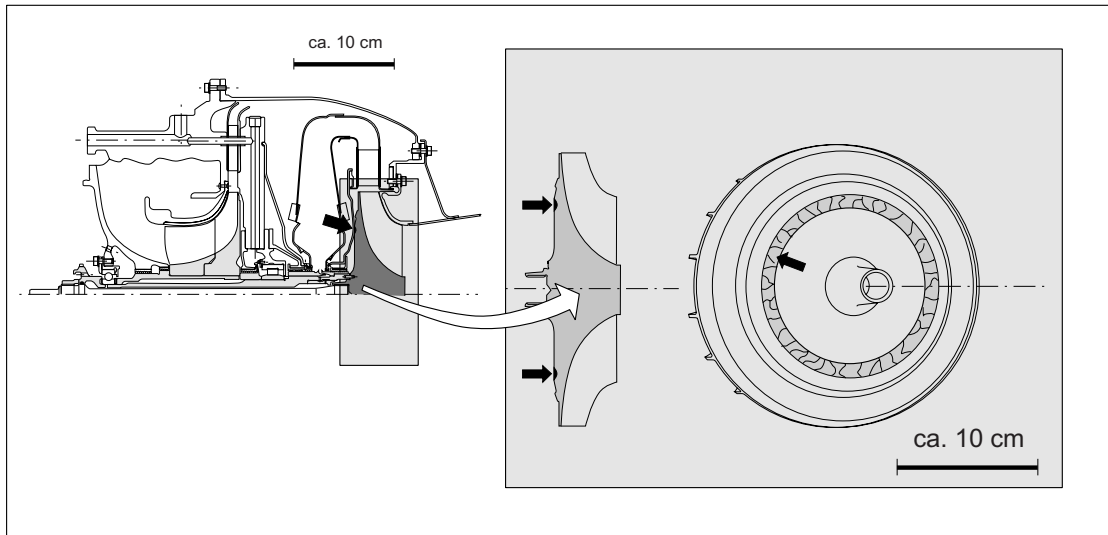
Bild 12.4-9

Bild 12.4-9: Häufig werden Turbinen-Leitschaufeln aus mehreren einzeln gegossenen **Schaufeln zu Segmenten verlötet**. In der Reparatur werden umfangreiche Lötungen zum Schließen von Rissen und/oder dem Aufbau geschädigter Bauteilzonen (Oxidation) verwendet. Das Lot wird aus, mit dem Schaufelwerkstoff artgleichem Pulver hergestellt. Um einen ausreichend unterhalb der Erweichung des Grundwerkstoffs liegenden Schmelzpunkt zu erhalten, wird das Pulver mit einem schmelzpunktabsenkenden Zusatz wie Bor gemischt. Ein pastenförmiger Binder sorgt für gute Verarbeitbarkeit. Der Schmelzpunkt dieser Verbindungen steigt durch Diffusion beim Lötvorgang in die Nähe des Grundmaterials. Trotzdem tritt **bei Überhitzung eine Erweichung des Lots** ein, bevor der Grundwerkstoff seine Solidustemperatur erreicht. Diese führt zum **Aufreißen der Lötung** und /oder „Aus-schwitzen“ von **Schmelzperlen**. Derartige Er-

scheinungen können also als **Hinweis auf hohe Übertemperaturen** gewertet werden.

Bild 12.4-10: Anstreifvorgänge können mit gefährlichen Überhitzungen ablaufen (Band 2, Bild 7.2.2-9.2 und Bild 8.2-21.2). Dabei erweichen oder schmelzen die Korngrenzen und reißen unter den gleichzeitig auftretenden Wärmespannungen auf (Warmrisse, Detail unten links). Diese Rissbildung ist vorzugsweise quer zur Anstreifrichtung orientiert. In der oberen Skizze ist das Beispiel einer Kleingasturbine dargestellt. Ein Luftführungsblech streifte an der Rückseite des Zentripetal-Turbinenrads an. Es kam zu einer geschädigten Ringzone mit einem radial orientierten Rissfeld (Pfeil). Ähnliche Schäden treten bei der Bearbeitung im Fertigungsprozess (Schleifen, hochoberflächiges Fräsen, Trennen) auf, wenn die Verfahrensparameter ungünstig gewählt wurden. Weil die bearbeitete Oberfläche meist verschmiert ist,

Anstreifvorgänge haben ein hohes Schädigungspotential.



Typische Hinweise und Nachweise von Überhitzungen an Turbinenscheiben

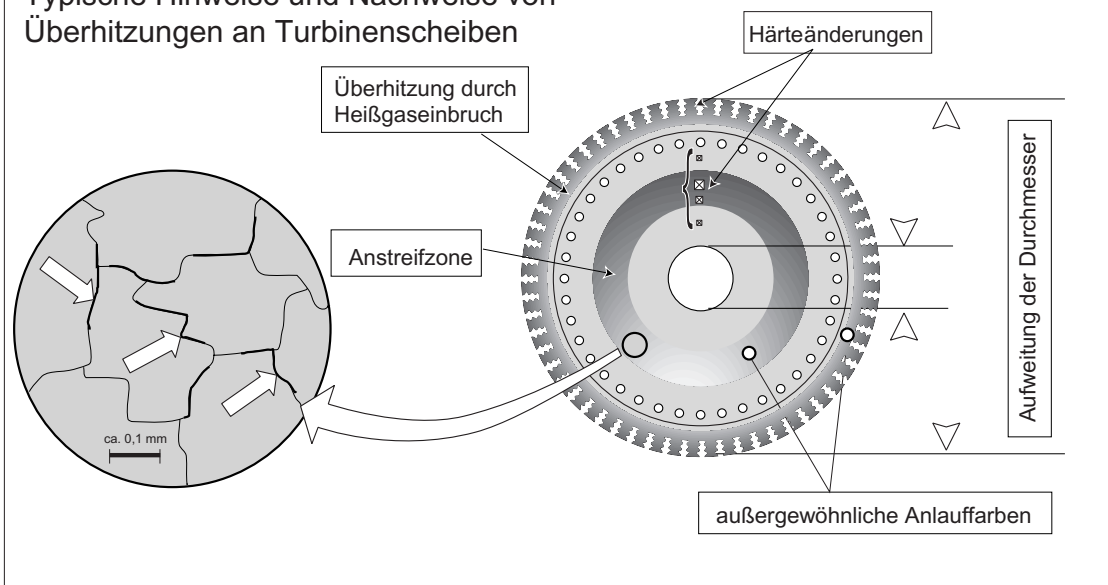


Bild 12.4-10

werden die Risse oft erst nach einem Wärmebehandlungszyklus oder nach einiger Betriebszeit (z.B. bei der Überholung) oder nach einem Ätzen erkannt.

Außergewöhnliche Anlauffarben können ein Hinweis auf schädigend hohe Betriebstemperaturen sein. Zonen mit ungewöhnlich intensiven Anlauffarben können auch aus an-

deren Gründen im **Kranzbereich** (Heißgaseinbruch) oder im **Nabenbereich** (z.B. Ölfeuer) auftreten. Als Anzeichen für eine gefährliche Überhitzung kann ein **Härteabfall** unter spezifizierte Werte und eine **Durchmesservergrößerung** infolge einer bleibenden Aufweitung der Scheibe dienen (Skizze unten).

Oxidation und Heißgaskorrosion

Schädigungen durch **Oxidation und Heißgaskorrosion** wurden in Band 1, Kapitel 5.4.5 bereits behandelt. Im Folgenden sollen diese Angaben lediglich ergänzt werden.

Begriffe (siehe auch Band 1, Kapitel 5.4.5): Unter **Oxidation** werden in der Literatur unterschiedliche Schadensmechanismen verstanden, die letztlich alle zur Oxidbildung führen. Oxidation kann man sowohl als Oberbegriff für verschiedene Schädigungen finden, als auch als Unterbegriff der Hochtemperaturkorrosion. Dabei kann die Oxidation direkt, durch Reaktion des Grundwerkstoffs mit Sauerstoff aus der Umgebung erfolgen oder über Zwischenreaktionen und Diffusionsvorgänge (z.B. bei der Sulfidation).

- **Hochtemperaturkorrosion (engl. high temperature corrosion):** Schädigung bzw. Angriff an einem Werkstoff durch Umgebungseinflüsse bei hoher Temperatur.
- **Heißgaskorrosion:** Korrosionsangriff eines Werkstoffs durch heiße Gase (O_2 , N_2 , CO/CO_2 , SO_2/SO_3).
- (Hochtemperatur-) **Oxidation:** Korrosionsangriff durch O_2 unter Bildung von Oxiden.
- **Sulfidation:** Korrosionsangriff unter Einwirkung von Schwefelverbindungen und Bildung von Sulfiden. Sulfidation kann von Silber-Ablagerungen ausgelöst und stark beschleunigt werden (Bild 12.4-11).
- **Hot corrosion:** Korrosionsangriff bei hoher Temperatur unter Einwirkung flüssiger Ablagerungen (Salze, Staub, Bild 12.4-11). Hierzu gehört in den meisten Fällen die Sulfidation.

Unerwünschte Oxidbildung schädigt das Bauteil auf unterschiedliche Weise. **Geometrische Veränderung, Festigkeitsabfall, Kerbwirkung (Korngrenzenangriff) und beschleunigter Rissfortschritt** können einzeln und in Kombination wirken. Die Oxidation von Haftsichten **verschlechtert die Haftfestigkeit** der darüber liegenden Beschichtung (z.B. keramische Wärmedämmschicht, Bild 12.4-12).

Oxidation lässt sich bei triebwerkstypischen Heißteilmperaturen nicht vermeiden. Sie ist sogar eine Voraussetzung um schädigende Oxidation zu verhindern, indem schützende dichte Oxidschichten (gewöhnlich Al_2O_3) gebildet werden. Deshalb werden **Neuteile nicht selten voroxidiert**. Es gilt diese schützenden Eigenschaften zu optimieren. Hierzu dient eine geeignete Legierungszusammensetzung des Grundwerkstoffs (in der Hauptsache hoher Al-Anteil) und/oder Al-haltige Oberflächenbeschichtungen. **Schützende Oxidschichten** sind thermisch stabil, dicht gegen oxidierende Gase, inert für schädigende Umwelteinflüsse, langsam wachsend und gut haftend.

Bei hohen Temperaturen bilden alle Legierungsbestandteile in unterschiedlicher Menge Oxide. Sind Oxide nicht ausreichend stabil, gehen sie chemisch ineinander über. Übrig bleiben nach längerer Zeit die besonders stabilen Oxide. Die Oxidationsrate hängt besonders von der **Legierungszusammensetzung** und von der Topografie bzw. **Form** der Oberfläche ab (Bild 12.4-13). Auf Hochtemperatur-Loten, wie sie an Heißteilen oft verwendet werden, ist die Schutzwirkung einer Al-Diffusionsschicht nicht gut.

Eine Oxidschicht wächst durch die bereits vorhandene Oxidschicht infolge Diffusion von Metall und/oder Sauerstoff. Oxidschichten weisen ein größeres Volumen als das Metall auf, aus dem sie sich gebildet haben. Dies führt zu **inneren Spannungen im Oxid** zwischen Oxid und Grundwerkstoff. Zugspannungen bringen die Oxide zum Abplatzen was die Oberfläche abzehrt. Der Grad der **Abzehrung bestimmt die Lebensdauer von Oxidations-Schutzschichten**. Dies gilt für Diffusionsschichten und Auftrageschichten (z.B. MCrAlY-Schichten; Bild 12.4-13). Die Oxidationslebensdauer einer Alitierschicht steigt mit der Schichtdicke und dem Al-Gehalt.

Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Temperatur- und Umgebungseinflüsse

Oxide auf länger gelaufenen Heiteilen sind auch gegenüber Medien der Reparatur- und Fertigungsprozesse (z.B. Säuren) chemisch stabiler als der Grundwerkstoff. Dies führt zu erheblichen **Problemen bei der chemischen Entfernung von Oxiden** (z.B. zur Eindringprüfung). Bevor das Oxid befriedigend entfernt ist besteht die Gefahr, dass der Werkstoff unzulässig geschädigt wurde (z.B. interkristalline Korrosion). Deshalb erfolgt die Entfernung gewöhnlich mit einer Kombination abrasiver (z.B. Strahlen) und chemischer Verfahren.

Bild 12.4-11 (Lit 12.4-4): Diese Diagramme zeigen das **Verhalten von metallischen und keramischen Beschichtungen** von Turbinenschaufeln im Heißgasstrom entsprechend Berechnungen eines Lebensdauer-Modells. Vergleiche Band 1 Bild 5.4.5.1-4, Sulfidation an metallischen Werkstoffen und Bild 5.4.5.2-4 für ZrO_2 -Thermobarrieren. Das graue Feld gibt den **Temperaturbereich an, in dem sich aggressive Salzschnmelzen bilden**. Im schematischen Diagramm links oben sind die Zonen der Sulfidation für metallische Schutzschichten vom Typ NiCrAlY in Abhängigkeit von Betriebs- und Werkstoffparametern gekennzeichnet. Die gestrichelte bzw. durchgehende Begrenzungslinie gibt die Lebensdauer ohne Sulfidationsangriff, bei reiner Oxidation an. Das Diagramm oben rechts zeigt die Schädigung von ZrO_2 -Thermobarrieren unter Einwirkung typischer Salzschnmelzen (Band 1, Bild 5.4.5.2-4 und Bild 5.4.5.2-5). Wie zu erkennen ist, wird auch die Keramikschnicht von Salzschnmelzen geschädigt. Die Lebensdauergerenze ohne die Einwirkung einer Salzschnmelze entspricht der Oxidation der Haftschnicht vom NiCrAlY-Typ (Bild 12.4-13). Es lässt sich erkennen, dass die Keramikschnicht anders als die metallische Schnicht keine ausgeprägten Minima aufweist.

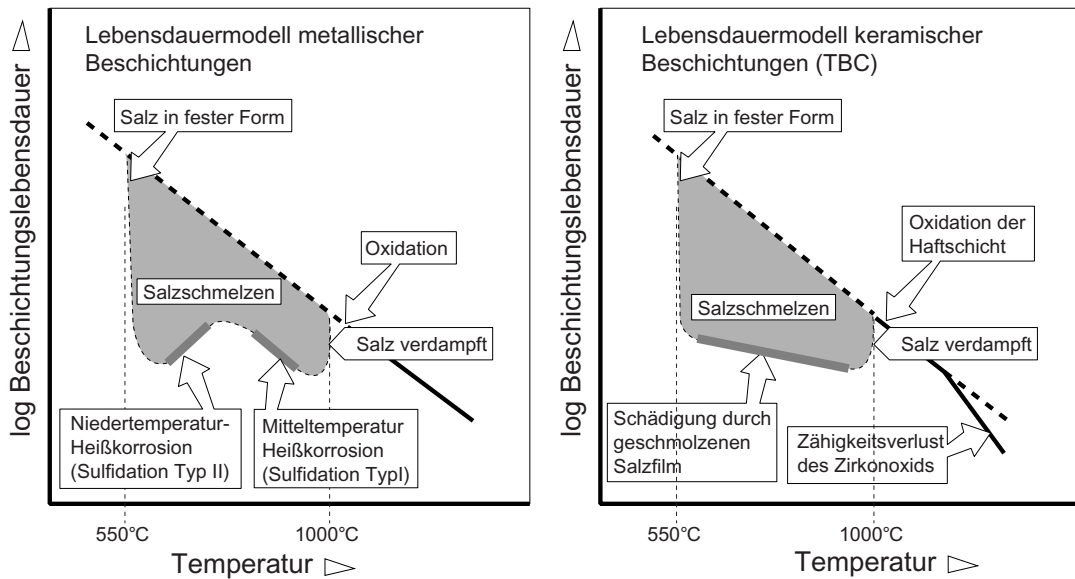
Die unteren Diagramme stellen das Verhalten von ZrO_2 -Wärmedämmschnichten mit einer NiCrAlY-Haftschnicht auf der Mar-M 247 Ni-Basis-Gusslegierung dar. Sie lassen den Einfluss wichtiger Betriebsparameter wie Flughöhe, Schwefelgehalt und Druck des Heißgases in der Turbine erkennen. Es ist wichtig sich zu vergegenwärtigen, dass es sich bei diesen Diagrammen um Abschätzungen handelt, die auf Computerrechnungen beruhen und daher wohl nur in der Tendenz der Realität entsprechen.

Einfluss der Flughöhe: Das Diagramm unten links lässt den deutlichen Anstieg der Sulfidation mit abnehmender Flughöhe erkennen. Dies ist auf den Anstieg des Salzgehalts in der Ansaugluft zurückzuführen. Meeressalz ist

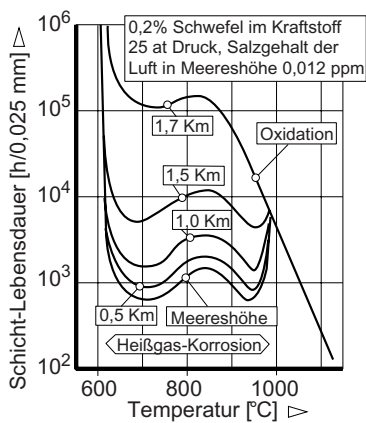
Fortsetzung auf Seite 12.4-26

Heißgas-Korrosion in Abhängigkeit von den Betriebsparametern eines Triebwerks.

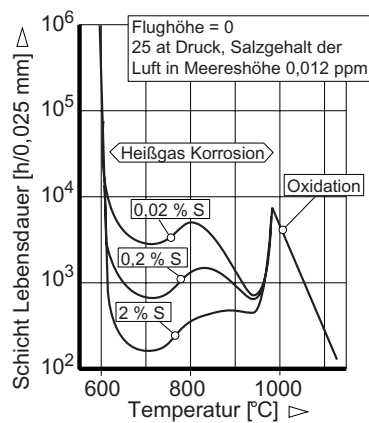
Einfluss der Betriebstemperatur (schematisch)



Einfluss der Flughöhe



Einfluss des Schwefelgehalts



Einfluss des Drucks in der Turbine

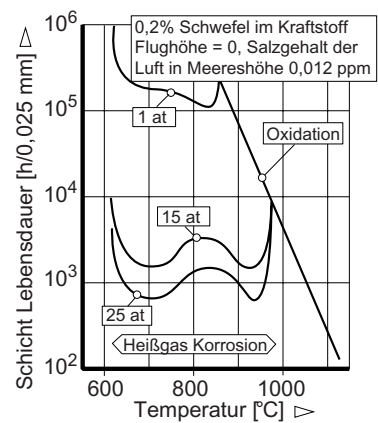


Bild 12.4-11

Fortsetzung von Seite 12.4-24

notwendig, um die schützende Oxidschicht „aufzubrechen“ damit der Schwefel korrosiv wirken kann. So ist bei Flugzeugen die in niedrigen Höhen über Wasser operieren (z.B. U-Boot-Jäger) und/oder deren Start- und Landebahnen sich in Meeresnähe befinden verständlicherweise mit besonders intensiver Heißgaskorrosion zu rechnen. Diese kann durch das **Waschen des Verdichters sogar verstärkt** werden, wenn dabei Salzablagerungen in die Turbine transportiert werden. Triebwerke von Verkehrsflugzeugen, insbesondere für Langstreckenverbindungen, dürften dagegen vergleichsweise wenig von Sulfidation betroffen sein, da bereits oberhalb einer Flughöhe von wenigen tausend Metern die Oxidation Lebensdauer bestimmend wird. Dass diese Schlussfolgerung nur bedingt zutrifft, zeigt die intensive Sulfidation an hohlen NDT-Schaufeln von Ziviltriebwerken (Band 1, Bild 5.4.5.2-2).

Einfluss des Schwefelgehalts: Verständlicherweise fällt die Schichtlebensdauer mit dem Schwefelgehalt steil ab (Diagramm unten Mitte). Erst um 1000 °C wird die Oxidation dominierend, weil die schädigende Salzsäure bei diesen Temperaturen abdampft.

Einfluss des Heißgas-Drucks: Man erkennt im Diagramm unten rechts, dass der Druck des Heißgases die Sulfidation merklich unterstützt. Die angegebenen Drücke müssen im Zusammenhang mit dem „Temperaturfenster“ für Sulfidation zwischen 550°C und 950 °C gesehen werden. Niedertemperatur-Sulfidation (Sulfidation Typ II) ist eher in der Niederdruckturbinen zu erwarten wo die Gasdrücke bereits recht niedrig sind. Drücke um 25 bar treten dagegen in der Hochdruckturbinen auf. Hier liegen die Bauteiltemperaturen um 900 °C. Moderne Triebwerke im zivilen Einsatz haben Verdichter-Austrittsdrücke bis 40 bar. Aus dieser Perspektive ist in solchen Triebwerken besonders Sulfidation vom Typ I zu erwarten. Die **Schädigungsrate einer Wärmedämmschicht** wird vom Zusammenspiel folgender Einflüsse bestimmt:

- „Mechanische Einflüsse“:

- Spannungen in der Schicht
- Temperatur
- Werkstoffkombination
 - Bruchzähigkeit (K_{IC})
 - Fehlergröße
 - Elastizitätsmodul
 - Dehnung die zum Abplatzen führt

- Oxidation:

- Temperatur
- Zeitverlauf eines Start/Abstell-Zyklus
- Werkstoffkombination

- Salzablagerung:

- Flughöhe (Ansaugen)
- Druck in der Turbinen
- Salz-Verdampfung
- Salz-Erstarrung
- Temperatur
- Gas-Geschwindigkeit
- Einsatzort des Flugzeugs
- Werkstoffkombination

Bild 12.4-12 (Lit 12.4-3): Wärmedämmschichten (= WDS, engl. thermal barrier coatings = TBC) verändern unter Einwirkung hoher Temperaturen, mechanischer Belastungen und von Verunreinigungen (z.B. Staubablagerungen) ihre chemischen und physikalischen Eigenschaften (Lit. 12.4-11). **Davon sind die Betriebseigenschaften betroffen. Es kommt zu Phasenumwandlungen, Kornwachstum und Sintereffekten.** Zur Minimierung dieser Effekte wird dem ZrO_2 das Oxid Y_2O_3 zugefügt. **Die TBC wird so stabilisiert. Sintereffekte** führen bereits nach kurzer Zeit zu einem Anstieg des E- Moduls. Schon eine Wärmebehandlung von einer Stunde bei 1250°C ergibt einen deutlichen Sintereffekt (Lit. 12.4-4). Dieser Effekt verstärkt sich mit höheren Temperaturen (Diagramm rechts). Er führt zu einem **Abfall der Bruchzähigkeit** und so zu früher **Rissbildung** wenn (Wärme-) Dehnung aufgebracht wird.

Veränderung der Eigenschaften von Wärmedämmschichten unter Temperatureinwirkung.

Schicht-Ausplatzungen in einem Heißgas-Prüfstand in Abhängigkeit von der Temperatur

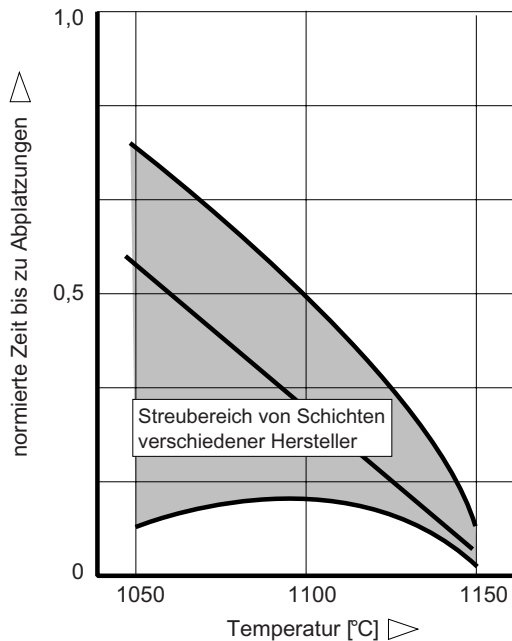
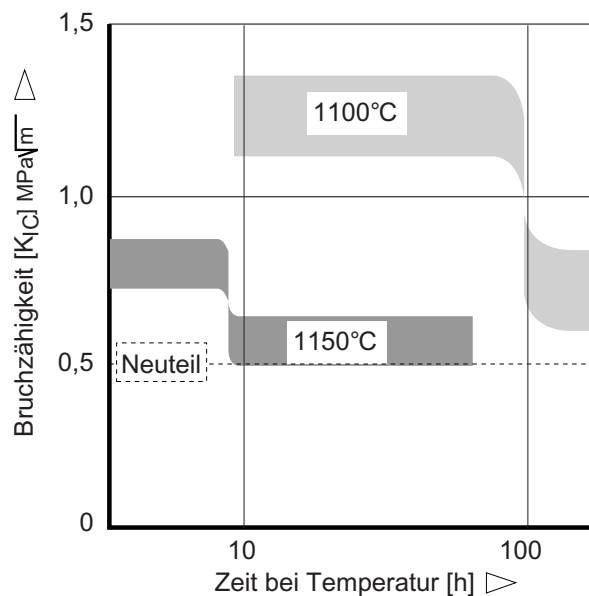
Bruchzähigkeit von Plasma gespritztem ZrO_2 nach einer Lagerungszeit unter Temperatur.

Bild 12.4-12

Silikate aus, während der Schubumkehrer-Betätigung, angesaugtem und in der Brennkammer **aufgeschmolzenem Staub** lagern sich auf der HD-Turbinen-Beschaufelung ab. In den TBC werden von den Ablagerungen Sinterprozesse beschleunigt. Besonders **Silizium und Kalzium können in die Keramiksicht eindringen**. Damit wird die thermische Schrumpfung beeinträchtigt, wenn bei PVD-Schichten die Spalte zwischen den kolumnaren Kristallen und bei thermisch gespritzten Schichten die **Segmentierungsrisse von der Staubschmelze aufgefüllt** werden (Bild 11.2.3.1-4). Bei der Abkühlung können sich die Spalte in der TBC nicht mehr schließen und es entstehen Druckspannungen. Diese induzieren **hohe Zugspannungen in der Haftschicht** (Band 1, 5.4.5.2-4 und Bild 5.4.5.2-4). So werden **Anrisse und Rissfortschritt** unterstützt .

*Lokale Oxidschichten (engl. thermally grown oxide = TGO) unter der TBC, auf der Haftschicht, mit Dicken von 0,005 mm führen bereits zu örtlichen Delaminationen der Keramik und unterstützen Thermoermüdung im Bereich von Schwachstellen des Grundwerkstoffs. Das linke Diagramm zeigt den Einfluss der **Oxidation der Substrat-Oberfläche oder der Haftschicht** auf die von **Abplatzungen** charakterisierte Lebensdauer. Sauerstoff kann auf zweierlei Weise zur Haftfläche dringen. Durch Spalte und Risse und/oder er wird von der als Ionenleiter wirkenden TBC über Diffusion transportiert. Hat sich eine Oxidschicht so weit gebildet, dass die Haftfestigkeit nicht mehr ausreicht, kommt es zu Abplatzungen. Die Empfindlichkeit der Systeme gegenüber diesem Schadensmechanismus ist sehr unterschiedlich (graues Feld im Diagramm links).*

Bild 12.4-13: Sieht man einmal von der Rissbildung durch Thermoermüdung ab (Bild 12.6.2-15) ist das Lebensdauer bestimmende Kriterium für **Oxidationsschutzschichten der Abtrag**. Dieser wird von einer Kombination mehrerer Einflüsse wie Oxidation, Schichtveränderungen (Diffusion), Abplatzen der Oxid-schichten (zyklische Wärmedehnung) und Erosion durch Partikel und/oder Heißgas (Band 1, Kapitel 5.3.1) bestimmt. Die Praxis zeigt übereinstimmend mit zyklischen Versuchen im Heißgas, dass der **Abtrag bzw. ein Ausbrechen offenbar in deutlichem Zusammenhang mit der Krümmung der beschichteten Fläche** steht (Skizze oben). Konvexe Flächen brechen bevorzugt aus. Diese Schäden nehmen zu, je flacher die Krümmung (je größer der Radius), je dicker die Schicht und je höher die Druckspannungen (Lit. 12.4-13). Ebene Flächen verhalten sich vergleichsweise gut, konkave Flächen deutlich besser. Eine Erklärung für dieses Phänomen dürfte in den, während Temperaturzyklen auftretenden, Eigenspannungen in der Schicht und dem Grundmaterial zu suchen sein. Druckspannungen wirken bei einer konvexen Schicht abhebend, während sich die Schicht an konkave Flächen schmiegt (Skizze oben). Das Diagramm unten zeigt das Verhalten von Diffusionsschichten und Auflageschichten wie thermischen Spritzschichten. **Oxidationsbeständigkeit** und **Beständigkeit gegen Heißgaskorrosion** schließen einander nicht unbedingt ein. Hoch Cr-haltige Systeme sollen z.B. eine hohe Beständigkeit gegen Sulfidation aufweisen, dagegen schützen sie schlecht gegen Oxidation. Ähnliches gilt für CoCrAlY-Schichten. Umgekehrt haben NiCrAlY Schichten eine hohe Oxidationsbeständigkeit, schützen aber recht wenig vor Heißgaskorrosion. CoNiCrAlY-Schichten scheinen einen guten Kompromiss zu bilden und einen akzeptablen Schutz gegen beide Schädigungsformen zu gewährleisten. Die am häufigsten angewendeten Al-Diffusionsschichten bestehen aus Aluminiden und sind besonders oxidationsfest. Platin verbessert das Heißgas-Korrosions-Verhalten der Aluminide.

Voraussetzung für befriedigende Abhilfen gegen Schäden infolge Oxidation und Heißgaskorrosion ist zuerst die Art der Schädigung bzw. den Hauptschadenseinfluss zu ermitteln. Erst dann kann mit einiger Aussicht auf Erfolg die geeignete Schutzschicht ausgewählt werden. Der Verbesserungsnachweis erfordert immer erst die ausreichend betriebsnahe Schadensreproduktion.

Beispiel 12.4-1 (Bild 12.4-14, Lit 12.4-11):

Zitat: „... (The OEM) is planning to replace silver coating on F110-GE-100 engine high pressure turbine disk front and rear fasteners after an inspection revealed that small cracks had developed in the disk during intensive testing... after more than 4,000 ground operation cycles (equivalent to about 2,000 flight hours). Small cracks were found after a routine inspection with a fluorescent penetrant of a disk...“

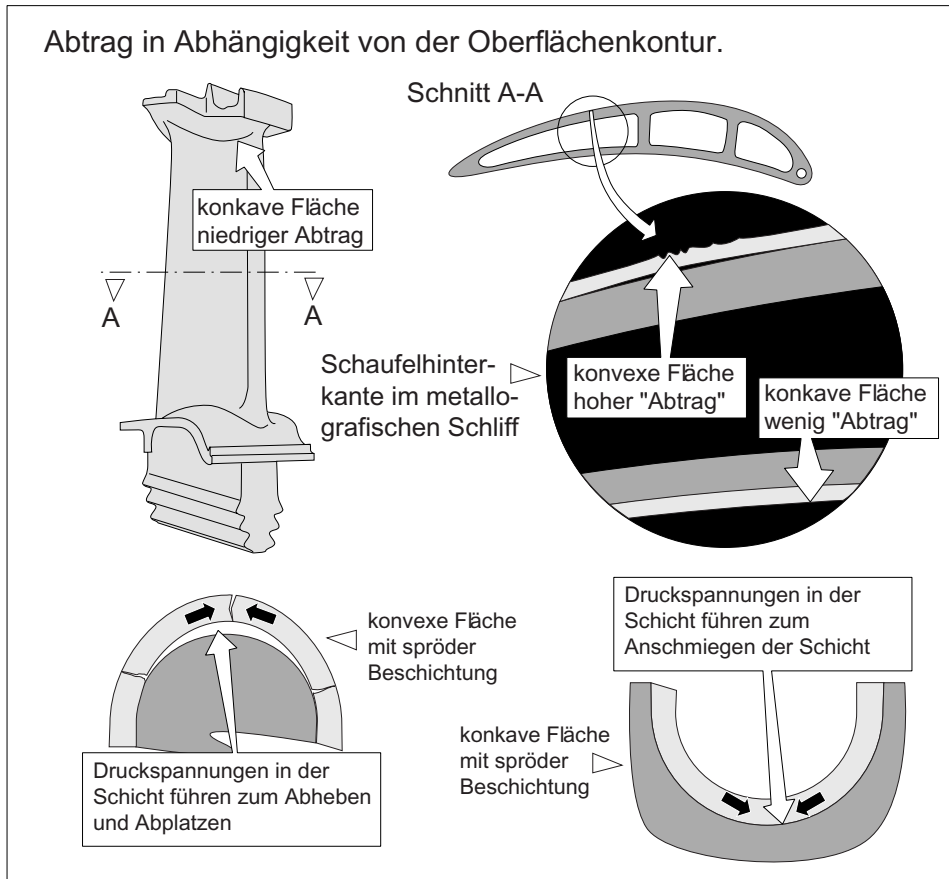
The silver coating used on nuts and bolts securing the disk's front and rear retainer had reacted with sulfur in the engine's jet fuel, creating a sulfate compound that exposed the disk surface to acid. The acid led to corrosion and about half a dozen cracks in the disk.

Appearance of the cracks on the rear edge of the disk rather than the forward edge indicated that the problem was not structural... Forward edge cracks are related to structural changes in the engine because of the heat generated during the engine operations. The silver material was used to prevent the fasteners from seizing and to allow bolt removal after engine run.

...(the OEM) is planning to **replace the silver coating on all disk nuts and bolts** to prevent the cracks from developing in other ... engines.“

Kommentar: Das beschriebene Phänomen ist offenbar bereits länger bekannt (Lit 12.4-5) und wurde in mehreren Fällen beobachtet (Lit 12.4-7). Es ist falsche Sparsamkeit, wenn weiterhin in potentiell gefährdeten Bereichen versilberte Verschraubungen verwendet werden.

Oxidationsbedingter Abtrag von Schutzschichten.



Schematische Darstellung der Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit verschiedener Schichtgruppen.

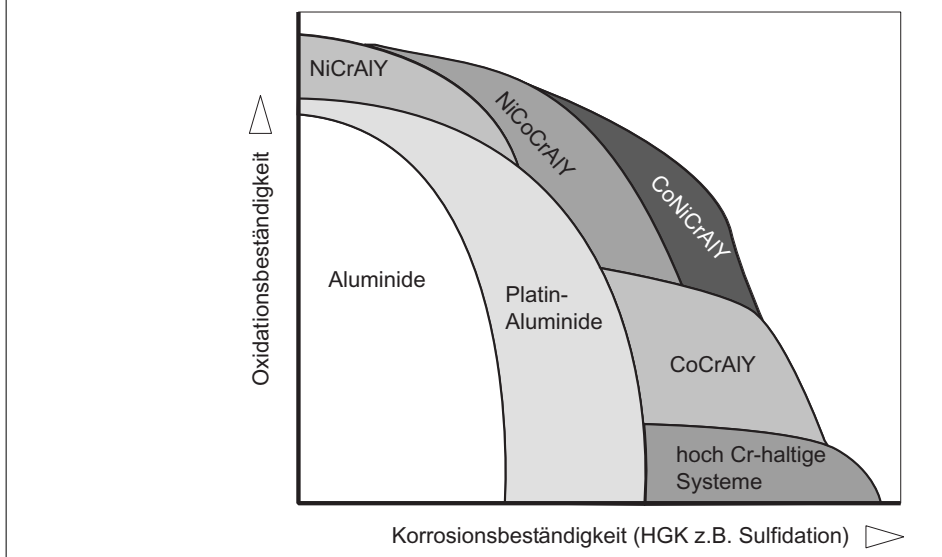


Bild 12.4-13

Bild 12.4-14: Silber wird bei Heiteilen aus Ni-Basis-Werkstoffen und hochlegierten Sthlen verwendet, um „Fressen“ (Verschweißen) und Fretting (Schwingverschlei) zu vermeiden und einen kontrollierbaren Reibbeiwert zu erhalten. Deswegen werden besonders Schrauben, Muttern und Passflächen von Bolzen versilbert. **Silber kann Bauteile aus Nickel- (Band 1, Seite 5.4.1.1-7) und Titanlegierungen auf gefährliche Weise schädigen.**

Skizze 1: Auslösen und Unterstützen von Sulfidation durch eine Art katalytische Wirkung von Silber auf Heiteilerflchen (siehe auch Band 1, Bild 5.4.5.1-4).

Skizze 2: Bei erhöhten Bauteiltemperaturen (vermutlich >700 °C) kann Silber gefährlich in Ni-Legierungen und hochlegierte Stähle **eindiffundieren**. Besonders wenn diese, wie bei Schrauben und Bolzen üblich, unter hohen Zugspannungen stehen. Solche Schäden bevorzugen den Gewindebereich. Es kommt zu **Versprödung, unzulässigem Festigkeitsabfall** und zum Bruch. Die Diffusion wird bei **versilberten Bauteilen** vom metallischen Kontakt des Silbers mit dem Grundmaterial begünstigt. Eine Schädigung durch Diffusion ist an Bauteilen mit schtzenden oxidierten Oberflächen bei Kontakt mit Silber weniger wahrscheinlich.

Skizze 3: Auslösen von Sulfidation an Heiteilen aus Ni-Legierungen im Kontakt mit versilberten Flächen. Dadurch kann auch die Ermüdungsfestigkeit unzulässig verringert werden (Lit 12.4-5; Lit 12.4-11 siehe Beispiel 12.4-1)

Skizze 4: In Literatur 12.4-5 wird beschrieben, dass zwei **Verdichterscheiben aus der Titanlegierung Ti-7Al-4Mo barsten**, nachdem Risse in den Bolzenbohrungen der Verschraubung des Rotorverbands auftraten. Die **Rissbildung wird auf den Kontakt der Titanlegierung mit gegen Fretting versilberten Bolzen** aus hochlegiertem Stahl (A-286) zurückgeführt. Cl-

haltiges Schwitzwasser hat offenbar zur **Bildung von Silber-Chlorid** bei den erhöhten Betriebstemperaturen geführt und daraus Silberablagerungen in den Bolzenbohrungen entstehen lassen. Mit derartigen Verunreinigungen, insbesondere Chloriden, ist in Meeresatmosphre immer zu rechnen. In Lit. 12.4-7 wird erwähnt, dass bei Langzeiteinwirkung von Ag Schädigungen am Scheibenwerkstoff Waspaloy beobachtet wurden. Es wurde auch beobachtet, dass sich Ag von den Verschraubungen ablöst und benachbarte Bauteile schädigen kann.

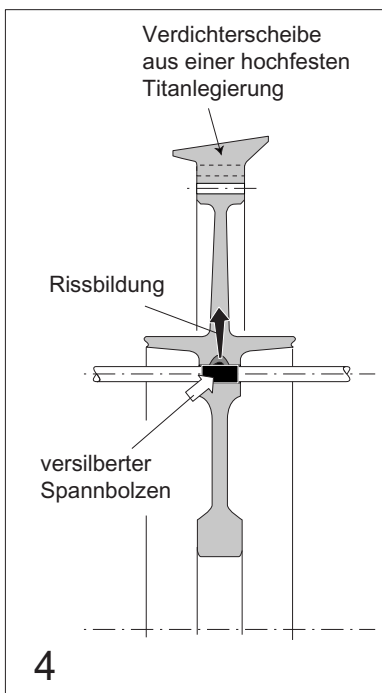
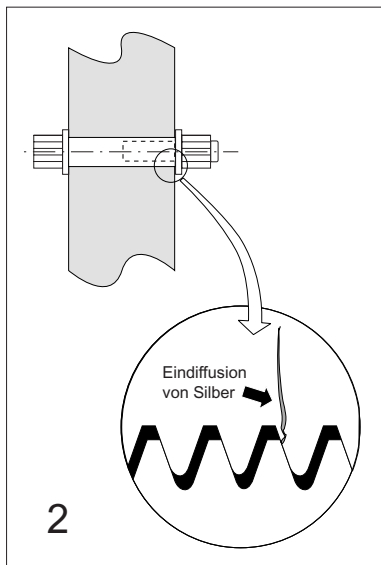
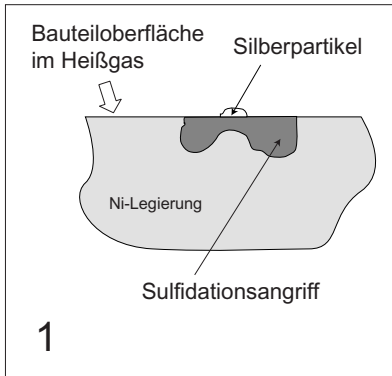
Skizze 5: Im Rotor einer Niederdruckturbine aus einer Ni-Legierung trat Lochfraß im Bereich von Silberablagerungen auf. Die Ablagerungen entstanden wahrscheinlich aus **eingedampftem Schwitzwasser in dem Silberverbindungen gelöst waren**. Das aggressive Wasser (Meeresatmosphre?) **hatte anscheinend die Verschraubung im Stillstand entsilbert** und wurde dann beim Anfahren des Triebwerks nach außen in die Flanschanstze geschleudert, wo es verdampfte. Es handelt sich also um eine Kombination der Schadensmechanismen aus Skizze 1 und 4.

Skizze 6: Diese HDT-Scheibe eines Kampfflugzeugtriebwerks besteht aus einer Ni-Legierung. An beiden Flanschen entstanden nach längeren Versuchsläufen (siehe Beispiel 12.4-1) Risse. Sie wurden von Silber der Verschraubung ausgelöst.

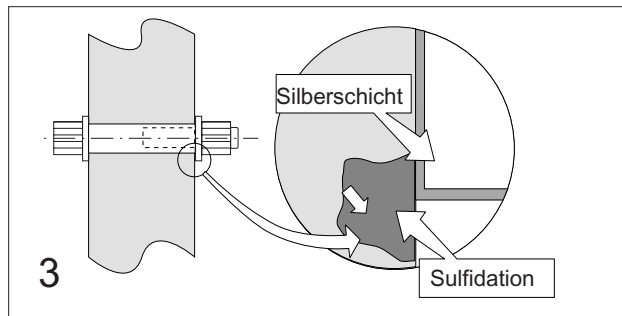
Um derartige Schäden in Verbindung mit Silber zu vermeiden, muss auf ein Versilbern der Kontakt- und Gleitflächen verzichtet werden. Dies hat den zu akzeptierenden Nachteil, dass lösbare Verbindungen (z.B. Schrauben) bei der Demontage so geschädigt werden, dass eine Wiederverwendung nicht mehr möglich ist.

Merksatz: Versilberte Befestigungselemente wie Schrauben und Muttern sollten im Heiteilerbereich nicht verwendet werden.

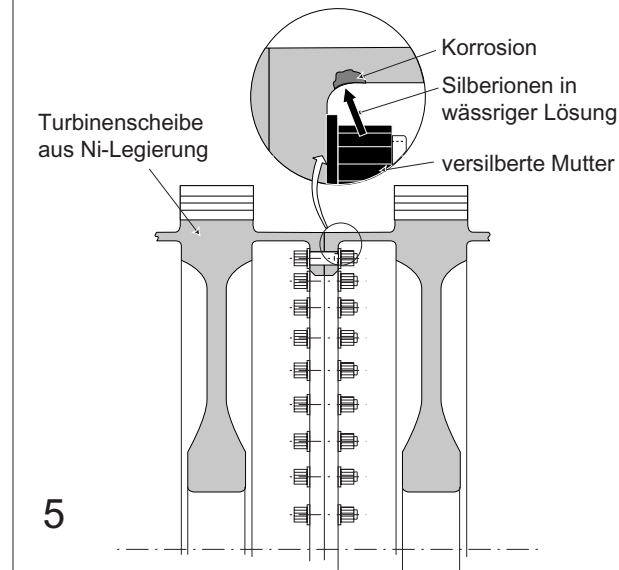
Betriebsbelastung und Werkstoffverhalten: Temperatur- und Umgebungseinflüsse



Die Anwendung von Silber ist im Triebwerk mit vielen Problemen verbunden.



Lochfraß an ND-Turbinenscheiben. Ausgelöst durch Silber von den Flanschverschraubungen



Rissbildung (Pfeile) in der HD-Turbinenscheibe. Ausgelöst durch Silber von den Flanschverschraubungen.

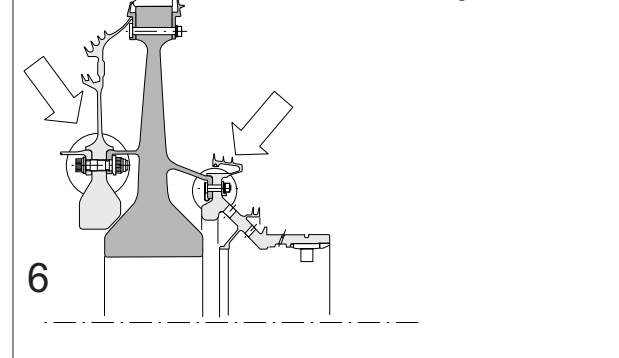


Bild 12.4-14

Literatur zu Kapitel 12.4

- 12.4-1** A.Rossmann, „Untersuchung von Schäden als Folge thermischer Beanspruchung“, Beitrag aus J.Grosch „Schadenskunde im Maschinenbau“, Band 308, aus der Reihe „Kontakt & Studium Maschinenbau“, Expert Verlag, ISBN 3-8169-1202-8, 2. Auflage 1995, Seite 162-187.
- 12.4-2** L. Engel, H. Klingele, „Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden“, Carl Hanser Verlag München Wien, ISBN 3-446-13416-6, Seite 58.
- 12.4-3** T.E. Strangman, J.F. Neumann, A. Tasooji, „Thermal Barrier Coating Life Prediction, Model Development“, NASA Host Program (NAS3-23945). Proceedings N88-11183.
- 12.4-4** P.A. Langjahr, R. Oberacker, M.J. Hoffmann, „Langzeitverhalten und Einsatzgrenzen von plasmagespritzten CeO_2 - und Y_2O_3 -stabilisierten ZrO_2 -Wärmedämmschichten“, Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, 32, (2001), Seite 665-668.
- 12.4-5** ASM Handbook, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Volume 13, Corrosion, Kapitel „Corrosion in Aircraft Industry“, Seite 1041.
- 12.4-6** Ch.W. Siry, H. Wanzek, C.-P. Dau, „Aspects of TBC service experience in aero engines“, Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, 32, 2001, Seite 650-653.
- 12.4-7** Rabi.S.Bhattacharya, S.Krishnamurthy, A.K. Rai, J.A.Kramer, „Threaded Fastener Coatings for Aerospace Applications“, Zeitschrift „Lubrication Engineering“, Volume 52, 3, Seite 237-242.
- 12.4-8** A.K.Koul, „Hot Section Materials for Small Turbines“, Proceedings des AGARD Meeting „Technology Requirements for Small Gas Turbines“, October 1993, Seite 40-1 bis 40-9.
- 12.4-9** C. Sommer, M. Bayerlein, W. Hartnagel, „Deformation and Failure Mechanisms of DS CM 247 LC Under TMF and LCF Loading“, Proceedings CP-569 des AGARD Meeting „Thermal Mechanical Fatigue of Aircraft Engine Materials“, 2-4 October 1995, Seite 11-1 bis 11-11.
- 12.4-10** Fa. Inco, Prospektangaben aus „High Temperature High Strength Nickel Base Alloys“, July 1977.
- 12.4-11** „F110 Disk Crack Traced to Coating“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, August 6, 1984, Seite 18.
- 12.4-12** J.M. Aurrecoechea, W.D. Brentnall, J.R. Gast, „Service Temperature Estimation of Turbine Blades Based on Microstructural Observations“, Zeitschrift „Journal of Engineering for Gas Turbines and Power“, April 1991, Vol.113, Seite 251-259.
- 12.4-13** 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 91-98.