

Axel Rossmann

Probleme der Maschinenelemente erkennen, verhüten und lösen

Unter besonderer Berücksichtigung des Leichtbaus

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

Band 3 : **Fertigung**: Typische verfahrensspezifische Fehler, Probleme, Mechanismen, Ursachen.

Verpackung und **Lagerung**.

Reparatur: Grenzen, Entwicklung, Zulassung, Eignungsnachweis/Erprobung, Verfahren.



Axel Rossmann

1. Auflage
(Serie 1.0)

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 irgend eine Haftung übernehmen. Für Verbesserungsvorschläge und Hinweise auf Fehler sind Verlag und Autor dankbar.

© 2012 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:

Fax Nr. (Deutschland) 08131 50 50 67

ISBN 978-3-00-034552-4

Vorwort

Dieser Band 3 der Reihe „**Probleme der Maschinenelemente - erkennen, verhüten und lösen**“ befasst sich mit „**Problemen der Fertigung von Maschinenelementen**“. Der Inhalt lehnt sich weitgehend an den Band 4 der Reihe „Die Sicherheit von Flugtriebwerken - problemorientierte Triebwerkstechnik“. Damit wird die Erfahrung dieses High Tech-Maschinenbaus genutzt, der bereits traditionell die Forderungen des **Leichtbaus** erfüllt.

Fragen zur **Qualitätssicherung** ist wegen der **Stofffülle ein eigener Band 4** gewidmet. Auf diesen wird häufig im Text verwiesen.

Es beginnt schon vor der Hardware mit der **Konstruktion in Entwurf und Auslegung**.

Bereits die **Auswahl des Werkstoffs** und dessen Herstellungsweg beruhen auf Vorgaben des Konstrukteurs, der sich auch um die Einhaltung kümmern sollte.

Die **geeigneten Fertigungsverfahren** sind nicht zuletzt von der konstruktiven Gestaltung und der Bauteilbelastung bestimmt. Hier muss sich der Konstrukteur bereits im Vorfeld mit der ‘Fertigung’, der Rohteilbeschaffung und der Qualitätskontrolle absprechen.

Um die **Betriebsicherheit** der Neuteile für den Einsatz zu gewährleisten, ist muss für geeigneten **Transport, Lagerung und Behandlung** zu sorgen. Auch hier ist der **Konstrukteur als technisch Gesamtverantwortlicher des Produkts** / Maschinenelements gefordert.

Die in der Produktion angewendeten und vom Konstrukteur vorteilhaft zu nutzenden **Vorschriften** sind über lange Jahre, nicht zuletzt aus der Erfahrung, entstanden. Sie gewährleisten die im ‘anspruchsvollen Maschinenbau’ wie dem Leichtbau erforderliche Bauteilsicherheit.

Deshalb soll dieses Buch dazu dienen, die Hintergründe für die Forderungen von Spezifikationen und Vorschriften zu verstehen. Dies ist eine wichtige Motivation für deren strikte Anwendung.

Der vorliegende Band befasst sich im Schwerpunkt mit Themen aus der Fertigung, deren Verständnis notwendig ist, um **Probleme und Fehler möglichst vorbeugend zu vermeiden**. Natürlich geht es auch um die **Minimierung von Ausschuss**. Dieser entsteht insbesondere durch die gegenseitige Beeinflussung von Problemen verschiedener Fertigungsschritte. Intensiv werden Fehler an Bauteilen behandelt, für die erfahrungsgemäß eine größere Wahrscheinlichkeit besteht Betriebschäden zu verursachen. Hervorragende Fachliteratur wird in ausreichender Menge angeboten. Hier geht es jedoch in erster Linie um die Beschreibung der Verfahren, deren Anwendung und optimale Prozessparameter. Dagegen sucht man eine zusammenfassende **Darstellung von Produktionsfehlern an Halbzeug und Fertigteil** und deren Einfluss auf das Bauteilverhalten vergeblich.

Viele Bilder entsprechen häufigen Fragestellungen aus unterschiedlichen Blickwinkeln. Ähnlich einem Nachschlagewerk wurden die Bildtexte mit möglichst umfassenden Informationen ausgestattet. Gegebenenfalls werden Hinweise auf weitere Bilder gegeben, die das Thema ebenfalls behandeln. Das soll dem Leser ein mühsames Zusammensuchen von Informationen ersparen. So wird jedes Bild zu einem „Informationsknoten“ in einer Vernetzung von Bildern und Literatur. Entsprechend dieser Zielsetzung wurde bewusst in Kauf genommen, dass manche Erklärungen an verschiedenen Stellen wieder auftreten.

Was mit der besonderen Form dieses Buchs erreicht werden soll.

Motivation: Interessante 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. Das sollte bereits ohne den theoretischen Teil eines Studiums für die Industrie von Interesse sein.

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. Dabei soll ein umfangreiches Sachregister helfen..

Vertiefungsmöglichkeit mit Hilfe von Literaturhinweisen. Viele haben Angaben zum kostenlosen Down-Load im Internet.

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. Das 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** ermöglicht die Nutzung als Nachschlagewerk in der Praxis. In pdf-Form kann das Buch hervorragend mit einer **Suchmaschine** im Reader auch in tragbaren elektronischen Geräten genutzt werden.

Beispiel:

Siehe Bild 6.1.1.2-2 (Lit. 6.1.1.2-3): Die weitaus meisten **Brüche und Risse in Schrauben** des Triebwerksbaus haben, bis auf Gewaltbrüche (Bild 6.1.1.2-1) bei denen es sich gewöhnlich um Folgeschäden handelt, ein zumindest **makroskopisch sprödes Aussehen**. Dies kann verschiedene Ursachen haben.

Schadensursächliche Versprödungen:

Spannungsrissskorrosion (Band 1 Kapitel 5.6.3.1) ist eine potenzielle **Bedrohung hochfester Schrauben und Muttern** aus Stählen („A1“, „A2“). Zu Rissen und Brüchen kommt es unter auslegungskonformen Betriebseinflüssen nur, wenn das **Gefüge/der Werkstoff von den Vorschriften abweicht**. Meist lässt sich dies mit dem **Überschreiten spezifizierter Härtegrenzen** (meist 32 HRc) nachweisen. Die Bruchbilder (Bild 6.1.1.2-3 und Band 1 Bild 5.6.3.1.1-6) erscheinen oft ausgeprägt kristallin (Bild 6.1.1.2-3) und weisen Korrosionsmerkmale (Rost), insbesondere im Ausgangsbereich auf. Mikroskopisch lässt sich an auswertbaren Bruchflächen diese Schadensart vom Fachmann problemlos und sicher identifizieren. Merkmale zeigen die **Verwandtschaft des Schädigungsprozesses zur Wasserstoffversprödung** (Band 1 Bild 5.7.1-2).

Wasserstoffversprödung („B1“, „B2“, „B3“) wird von Wasserstoff verursacht, der bei einem **nicht vorschriftsgemäßen** (zu langer Zeitraum bis zur Entsprödung) **Fertigungs- oder Überholungsprozess** in das Material eingedrungen (diffundiert) ist (Band 1 Bild 5.7.1-3 und Bild 5.7.1-4). Diese Versprödung entwickelt sich über **längere Zeit** (Lagerung, Betrieb), ist **irreversibel** und **nicht mit einem Schlagversuch nachweisbar** (Band 1 Bild 5.7.1-6). Typische Verfahren, die eine Wasserstoffversprödung verursachen können sind galvanische Beschichtungen, Ätzen und das Abziehen von Schichten (Band 1 Bild 5.7.1-3)

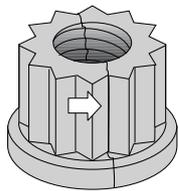
Versprödung durch Eindiffusion von Fremdmetallen (SMIE, Band 1 Bild 5.8.2-1). Diese Gefahr besteht bei unvorgesehen **hohen Betriebstemperaturen**. Risse gehen **bevorzugt vom Gewinde** („C1“) aus (Bild 6.1.1.2-9).

Versprödung durch ‘Einschießen’ von Fremdmetallschmelze (Lötrissigkeit, engl. LME, Band 1 Bild 5.8.1-2 und Bild 5.8.1-3). Dabei dringt in einem schnellen Vorgang benetzende **Metallschmelze** in den unter ausreichender **Zugspannung** stehenden Werkstoff („D1“). Die Bruchfläche kann im Anrissbereich eine **ungewöhnliche Verfärbung** aufweisen (z.B. silbrig) die mit Oxidation nicht zu erklären ist.

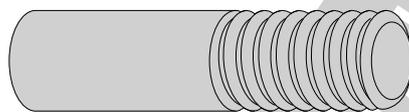
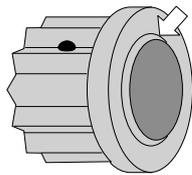
Versprödung durch ‘Werkstoffalterung’ (Band 1 Bild 5.3-1.2). Beispielsweise können warmfeste Stähle mit Chrom, Molybdän und Vanadium bei zu hohem Vergüten nur noch ein Zehntel der geforderten Kerbschlagzähigkeit aufweisen. In diesem Fall der Flanschschraube eines Dampfturbinengehäuses lag die Zugfestigkeit mit über 1000 MPa deutlich über der maximal zulässigen von 850 MPa. Damit besteht im Betrieb die Gefahr von **Warmsprödbrüchen** („E1“, Lit- 6.1.1.3-6). Auch hier zeigt sich wieder, dass bei der Werkstofffestigkeit ‘weniger mehr’ sein kann.

Bild zum Beispiel siehe folgende Seite.

Wichtige Schadensbilder und Ursachen für Sprödbrüche an Schrauben und Muttern.

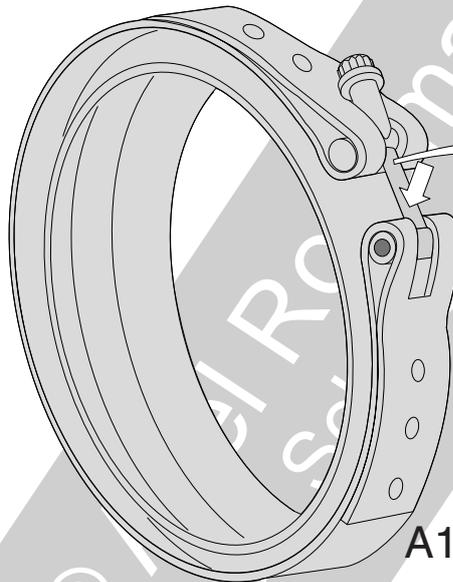


D1 Spröd durchgerissene Schraubenmutter. Material Typ 12%-Cr-Stahl, Härte 44 HRC, mit Kadmium-Korrosionsschutzschicht. Das bei Betrieb geschmolzene Kadmium führte zur Löttrissigkeit (LME)



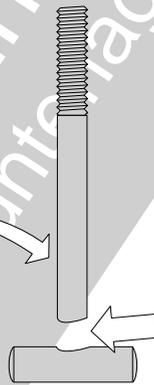
B1 Spröd durchgerissene Schraube. Material Typ 12%-Cr-Stahl. Härte/Festigkeit (bis 1480 MPa) über der max. zulässigen Grenze von 1380 MPa. Bei der Beschichtung mit Kadmium drang Wasserstoff ein und führte zur Wasserstoffversprödung.

Spannschraube
(12% Cr-Stahl)



A1

Spröd gebrochene Schrauben. Material Typ 12%-Cr-Stahl. Härte/Festigkeit über der max. zulässigen Grenze. Im Betrieb unter Meeresatmosphäre und/oder Schwitzwasser (Cl-Einwirkung) erfolgte Spannungsrisskorrosion.

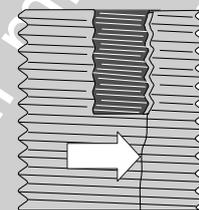


A1

Schubstange (Vergütungsstahl verkadmet) mit Rissen durch Wasserstoffversprödung



B3

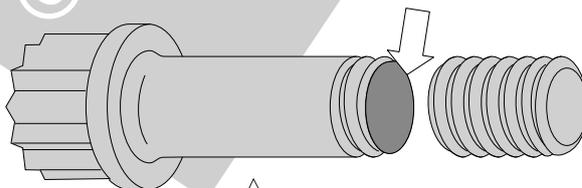
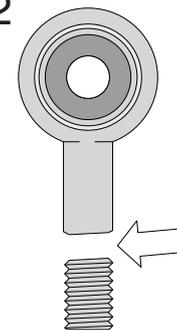


B2

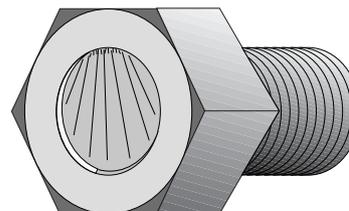
Gewindeeinsatz (Einsatzstahl verkadmet) mit Riss durch Wasserstoffversprödung

Schubstange (Vergütungsstahl) mit Bruch infolge Spannungsrisskorrosion wegen ungünstigem Gefüge (zu hart).

A2



C1 Sprödbruch durch Diffusion im festen Zustand (SMIE) von Metallen wie Silber oder Kadmium bei erhöhter Betriebstemperatur



48 mm

E1

Versprödung durch 'Werkstoffalterung'

Bild zum Beispiel

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 Verhalten der Maschinenelemente.

Berater

- Gräter, Reinhold (Wärmebehandlungen und Werkstoffbesonderheiten)
- Linska, Josef (galv. Prozesse)
- Buchmann, Werner (Schmiedeteile)
- Wege, Robert (Gussteile)
- Friedberger, Katrin (Zerspanung)
- Bronn. Horst (Zerspanung),
- Sikorski, Siegfried (FVK, Konzepte und Technologie der Flugtriebwerksanwendungen)
- Schober, Michael (FVK - Produktionstechnik)
- Schönacher, Reinhold (FVK Produktionsrealisierung)

Inhalt

Vorwort

Konstruktionseinflüsse auf die Fertigung

10. Die fertigungsrelevanten Aufgaben des Konstrukteurs:

Gestaltung, Werkstoffauswahl, Verfahrensauswahl, Arbeitsfolgen, Reparatur

Halbzeug

11. Werkstofffehler - Probleme bei Rohteilen und Halbzeug

11.1 Ursachen für Probleme bei Rohteilen und Halbzeug

11.2 Schäden durch Probleme bei Rohteilen und Halbzeug

11.2.1 Gussteile

11.2.2 Schmiedeteil

11.2.2.1 Schadensbeispiele

11.2.3 Heißisostatpressen (HIP)

11.2.3.1 Regeneration von Heißteilen

11.3 Abhilfen gegen Schäden aus Problemen an Rohteilen und Halbzeug

Herstellung

12. Fertigungsverfahren

12.1 Faktoren die Fertigungsprobleme und Schäden begünstigen

12.2 Fertigung und Betriebsverhalten der Bauteile

12.2.1 Verfahrensspezifische Probleme und Schäden

12.2.1.1 Spanende Bearbeitung

- 12.1.1.1.1 Schleifen
- 12.2.1.1.2 Drehen, Bohren und Fräsen
- 12.2.1.2 Spanlose Bearbeitung (ECM und EDM)
- 12.2.1.3 Schweißen
 - 12.2.1.3.1 Konventionelle elektrische Schmelzschweißverfahren
 - 12.2.1.3.1.1 Abhilfen bei Problemen an WIG und MIG Schweißungen
 - 12.2.1.3.2 Widerstandsschweißen: Punkt- und Rollnahtschweißen
 - 12.2.1.3.3 Elektronenstrahlschweißen
 - 12.2.1.3.4 Reibschweißen
 - 12.2.1.3.5 Diffusionsschweißen
- 12.2.1.4 Löten
- 12.2.1.5 Klebverbindungen
- 12.2.1.6 Verfestigungs- und Abrasionsstrahlen
- 12.2.1.7 Reinigung und Ätzen
- 12.2.1.8 Beschichtungen
 - 12.2.1.8.1 Diffusionsschichten
 - 12.2.1.8.2 Thermische Spritzschichten
 - 12.2.1.8.3 Galvanische Schichten
 - 12.2.1.8.4 Lacke und Elastomere
- 12.2.1.9 Wärmebehandlungen
- 12.2.1.10 Fasertechnik
 - 12.2.1.10.1 Oberflächenbehandlung von Formwerkzeugen - Trennmittel
 - 12.2.1.10.2 Spanende Bearbeitung von FVK
 - 12.2.1.10.3 Konstruktive Gestaltung

Handling

13. Verpackung, Transport und Lagerung

Reparatur

14. Reparatur gelaufener Bauteile

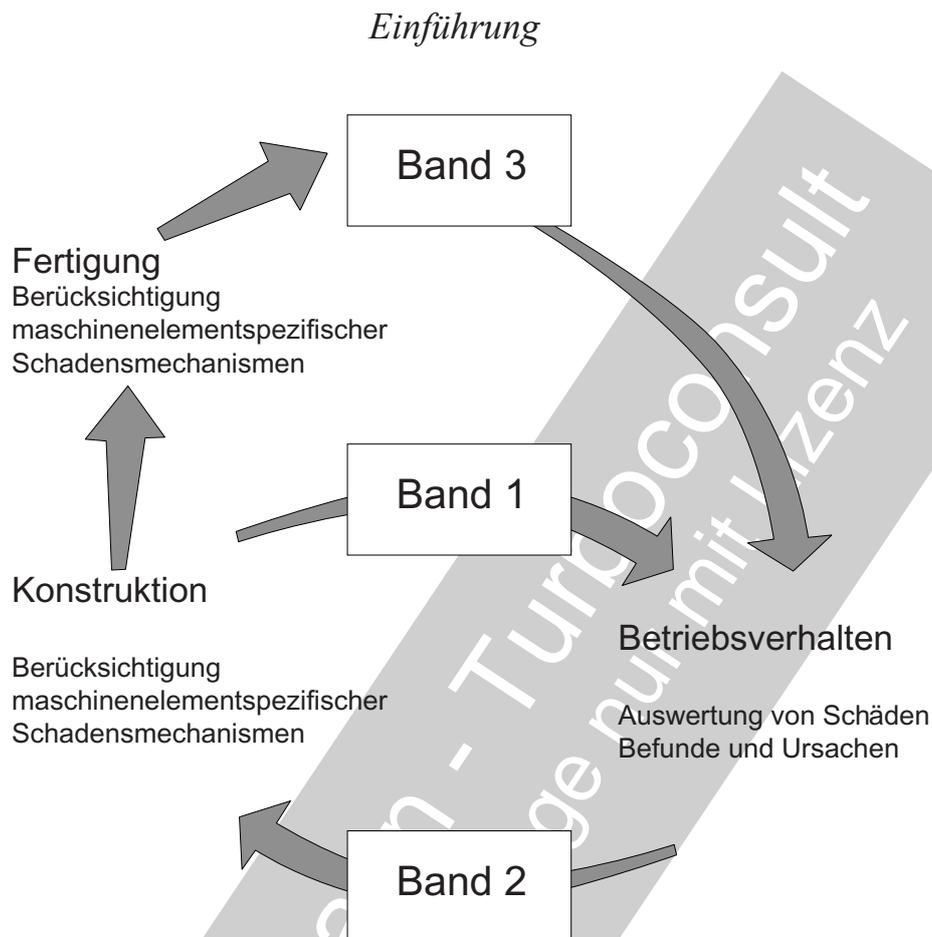
- 14.1 Grenzen der Reparierbarkeit
- 14.2 Entwicklung von Reparaturverfahren
- 14.3 Zulassung von Reparaturen
- 14.4 Reparaturprüfung

Sachregister

© Axel Rossmann - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

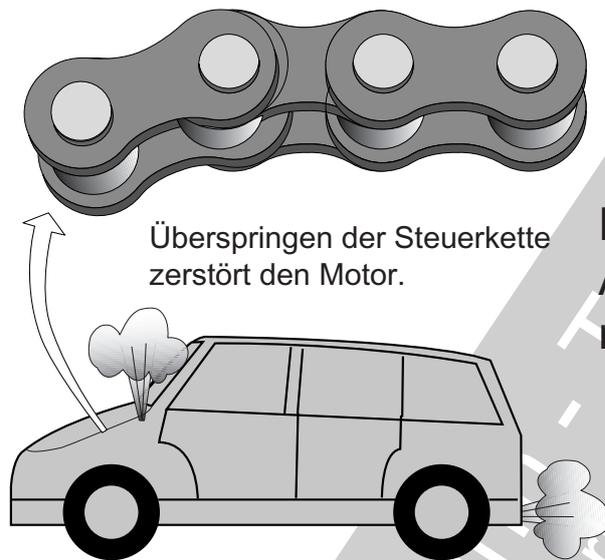
Herstellungsprobleme von Maschinenelementen

© Axel Rossmann Turboconsult
als Schulungsunterlag nur mit Lenz



Mit der **Tendenz zum Leichtbau** und damit zu **Strukturen hoher Festigkeitsauslastung** eines möglichst großen Volumenanteils und damit meist zwangsläufig einer großen Oberfläche nehmen die Anforderungen an die Fertigung von Bauteilen hoher Sicherheit gegenüber dem konventionellen Maschinenbau deutlich zu. Die **Fertigung beeinflusst** (Eigenspannungen, Verfestigung/Entfestigung, Verformung/Härte, Rauigkeit/Topografie, Korrosionsverhalten usw.) gerade die oft besonders hoch belastete **Oberfläche** (Biegung, Torsion). Das gilt gerade für die **Schwingerermüdung**. Die bauteilspezifisch optimale Fertigung beruht in hohem Maß auf Empirie. Dazu gehören viele Qualitätsmerkmale und/oder charakteristische Anzeichen von Problemen, insbesondere der Bauteiloberfläche. Ihr wird im vorliegenden Band 3 besondere Aufmerksamkeit zuteil. Konstrukteur und Fertigung sind zur engen Zusammenarbeit verpflichtet. Gewöhnlich wird eine Auffälligkeit in der Fertigung entdeckt und vom Konstrukteur beurteilt. Er kann Untersuchungen wie im Werkstofflabor (Metallografie) und zerstörungsfreie Prüfungen anfordern. Die **Zusammenarbeit mit der Fertigung** beginnt bereits vor der eigentlichen 'Hardwarephase'. Das gilt insbesondere für die Erstellung von Arbeitsplänen (Arbeitsvorbereitung). Sie müssen nach der Optimierungsphase festgeschrieben werden und sind damit als **stabile Fertigungsprozesse** die Basis einer Qualitätssicherung. Besonders im angelsächsischen Raum ist es Inzwischen üblich, dass Zeichnungen genaue Angaben zu den Fertigungsprozessen enthalten. Sie schließen Spezifikationen und Qualitätsmerkmale ein. Diese werden in Prüfverfahren gewährleistet. Bei Abweichungen vom geforderten Bauteilzustand ist es in vielen Fällen der Konstrukteur als Auslegungsverantwortlicher, der über Weiterverwendung oder gegebenenfalls Nacharbeit entscheidet. Voraussetzung ist ausreichendes Hintergrundwissen über Einflüsse im späteren Betrieb (Band 1) und Versagensmechanismen (Band 2).

10. Die fertigungsrelevanten Aufgaben des Konstrukteurs



Eine scheinbar geringfügige Änderung in der Fertigung mit gravierenden Folgen.

Die Standardwerke der Maschinenelemente befassen sich in eigenen Kapiteln mit **Konstruktionsoptimierung und -systematiken** (Lit. 10-7). Dabei handelt es sich meist um allgemeingültige Überlegungen des 'konventionellen' Maschinenbaus. Sie reichen jedoch für den 'modernen Maschinenbau' nicht mehr aus. Mit dem **Trend zum Leichtbau** und damit zu **hochausgelasteten Strukturen**, rücken Vorgehensweisen in Konstruktion, Auslegung und Fertigung in den Vordergrund, die man im Flugtriebwerksbau seit Langem anwendet. Dabei stehen sowohl **sicherheitsrelevante Risiken** als auch **Kosten** (Produkt haftung!) und **Prestigeverlust** verstärkt im Blickpunkt. Die häufig primäre Forderung nach Kostenminimierung dürfte insbesondere bei Großserien wie im Automobilbau ein wichtiger Risikofaktor sein. Leider sind aus den Rückrufaktionen (Lit. 10-8) kaum in einem Fachbuch nutzbare 'belastbare' Informationen zu entnehmen. Darüber hinaus ist mit einer großen Dunkelziffer an Fällen zu rechnen, die nicht zu offiziellen Rückrufaktionen führten und firmenintern gelöst wurden.

Aus diesen Überlegungen soll sich das folgende Kapitel mit Problemen beschäftigen, welche besonders die Aufgaben des **Konstrukteurs im Zusammenhang mit Bauteilsicherheit und Qualitätssicherung** sehen.

Die Beispiele stammen in der Hauptsache von Flugtriebwerken. Sie entsprechen den Anforderungen des Leichtbaus und sind über Unfallberichte der Sicherheitsbehörden international zugänglich. Solche Berichte sind fachlich weitgehend neutral, zuverlässig und detailgenau.

Ein weiteres wichtiges Thema sind **stabile Fertigungs-/Verfahrensprozesse**. Gerade hier sollte die Sensibilität des Praktikers mit Aufmunterung und Bestätigung weiter geschärft werden.

Besonders in mittelständischen 'kleineren' Firmen gilt für den Konstrukteur noch das Berufsbild des **Verantwortlichen für das Bauteil**. Dies wird in großen Strukturen mit einer organisatorisch starken Aufsplitterung immer mehr beschnitten. In jedem Fall wird von einem Konstrukteur erwartet, direkt oder indirekt die **Realisierung des Bauteils** zu begleiten. Das gilt gerade auch für Fertigung und Reparatur, deren Voraussetzungen er letztendlich zu einem großen Teil schafft.

Bild 10-0 (Lit. 10-9): Die Fertigung ist in ein Netzwerk unterschiedlichster Fachbereiche eingebunden (Bild 12.1-3). Dabei spielt der **erfahrene Konstrukteur eine zentrale, koordinierende Rolle**. Das sollte seinem **Selbstverständnis** entsprechen und gilt zumindest für kleinere mittelständische Unternehmen auch heute noch. Größere verlassen sich dagegen (notgedrungen) eher auf straff organisierte Strukturen mit klar abgegrenzten Gebieten/Kompetenzen. Dies befindet sich in einem EDV-gestützten Netzwerk für die gesamte Produktion wie Planung, Fertigung, Qualitätssicherung. Solche Strukturen sind eine Herausforderung für eine optimale Nutzung weitgestreuter Erfahrungen. Hier ist **gelebtes Wissensmanagement** gefordert. Zu den unterstützenden Aufgaben der 'Schnittstellen' **während der Fertigung** gehören Beratung und Unterstützung. Dabei nimmt die **Konstruktion** eine besondere, zentrale Stellung bei der **'technischen Optimierung'** ein.

Eine **Parameteroptimierung** beeinflusst die **Stabilität des Prozesses**. Sie erfolgt bereits an Prototypen in der **Vorserie**. Dabei nutzt man vorteilhaft die Erfahrung mit vergleichbaren Bauteilen und des Betriebsverhaltens in Versuch und Serie. So beeinflussen **Zerspanungsparameter** für die Auslegung und das Betriebsverhalten wichtige Oberflächeneigenschaften. Dazu gehören Verfestigung, Eigenspannungen, Rauigkeit und Schädigungen. Auch **Veränderungen der Bearbeitungsmaschinen**, wie der Einsatz **neuerer Typen**, sind kritisch in ihrer Auswirkung auf das Betriebsverhalten der Bauteile zu prüfen. So können Steifigkeitsunterschiede über die Zerspanungskräfte selbst bei Einhaltung der Maßtoleranzen den Oberflächenzustand unerwartet verändern.

Steht in der laufenden **Serienfertigung** die **Kostensenkung** im Vordergrund (**Kostenoptimierung/-reduzierung**) ist ebenfalls entsprechend der Parameteroptimierung vorzugehen. Jede auch scheinbar technisch vernachlässigbare Veränderung kann unter Serienbedingungen (**statistische Ausfallwahrschein-**

lichkeit) weitreichende Folgen (z.B. Sicherheit, Lebensdauer) haben (Bild 10-2). Dies gilt besonders für hochbelastete Leichtbauten.

Deshalb sind die technisch verantwortlichen Fachleute auch bei kostenreduzierenden Maßnahmen zu konsultieren.

Wurden **außerhalb des festgelegten Ablaufs Änderungen**, insbesondere an den Prozessparametern vorgenommen, können diese die Verwendung der betroffenen Bauteile in Frage stellen. Typischer Fall ist eine eigenmächtig genutzte höhere Zerspanungsgeschwindigkeit oder ein größerer Vorschub. Dafür 'eignet' sich besonders eine Nachtschicht unter Akkordbedingungen.

Es ist Aufgabe der Konstruktion, das mit der Beurteilung der **Weiterverwendung** beauftragte Team, was den Aspekt **technischer Risiken** betrifft, zu unterstützen. Vergleichbares gilt auch bei fertigungsbedingten **Bauteilabweichungen im stabilen Prozess (Ausschuss)**. Dazu gehören Beschädigungen durch Werkzeuge (Werkzeugbruch Band 4, Bild 18.5-5) oder beim 'Handling' (Band 4, Bild 18.5-12).

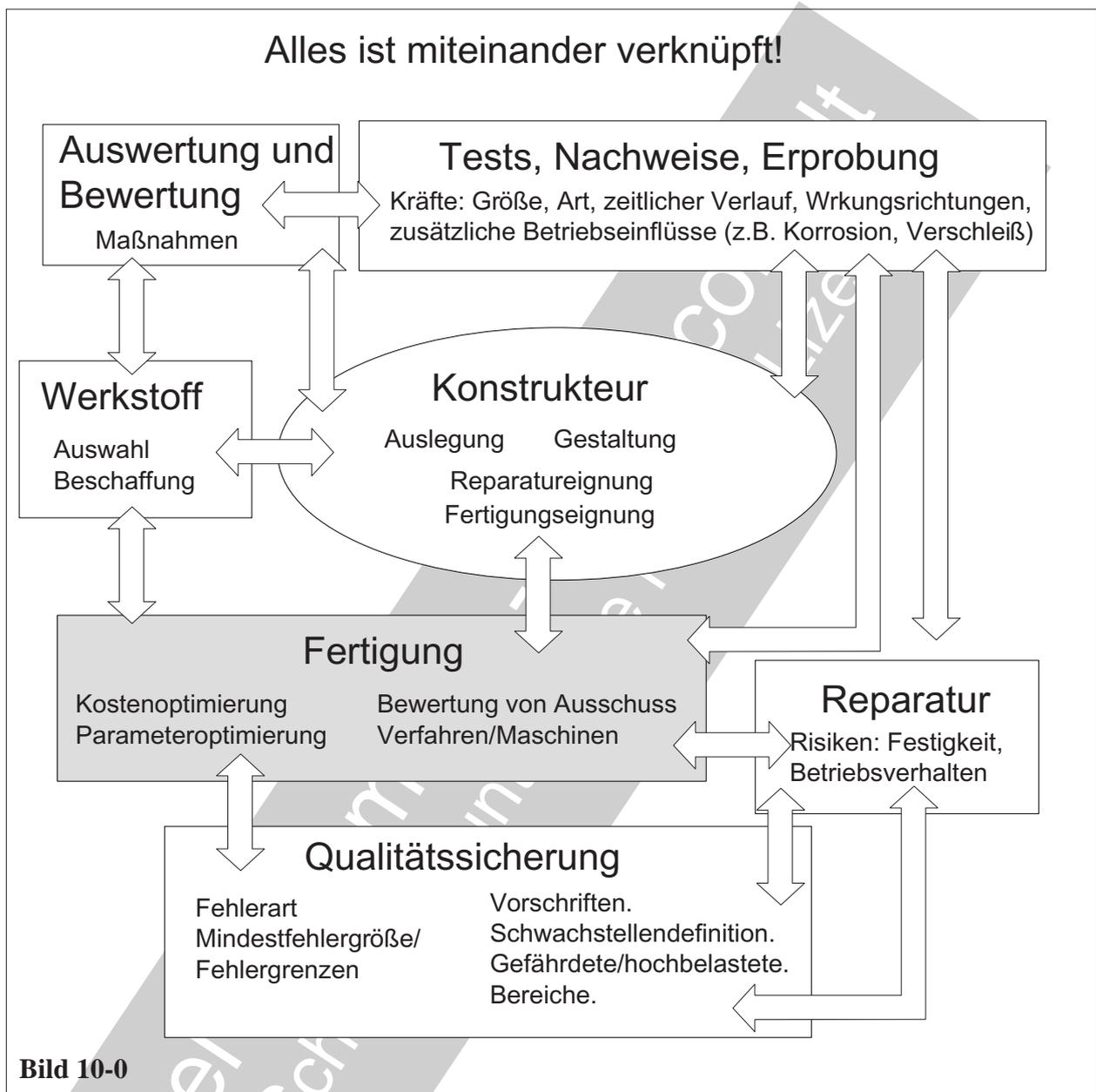


Bild 10-1 (Lit. 10-9): Das in der Literatur beschriebene, hier gezeigte Problem, stellt den Fachmann vor einige Fragen. Diese zeigen auch exemplarisch die vielfältigen **Berührungspunkte und Abhängigkeiten zwischen Konstruktion und Fertigung**. Man darf davon ausgehen, dass für Luftfahrzeuge die entsprechenden scharfen Regeln und Vorschriften der Flugbehörden gelten. Sie sind eine Voraussetzung für eine Entwicklung zur notwendigen Sicherheit. Natürlich **beeinflussen sich Problemkreise wie Werkstoffauswahl und Auslegung gegenseitig**. Dies macht die Lösung von Problemen und die Gewähr der Betriebseigenschaften besonders anspruchsvoll. Die

nachfolgende Diskussion solcher Einflüsse soll das berücksichtigen.

Werkstoff: Besonders bedenklich ist im vorliegenden Beispiel, dass man den Werkstoff nachträglich für die gefährdete Bauteilzone als **problematisch/ungeeignet** ansieht. Deshalb wird er durch eine gebräuchlichere Legierung, trotz deutlichem Gewichtsanstieg, ersetzt. Natürlich nutzt man entsprechend dem bei Luftfahrtentwicklungen gültigen Evolutionsprinzip nach Möglichkeit 'bekannte' Werkstoffe. Dagegen wird man 'neue', in Fertigung und Betrieb nicht genügend 'bekannte' Werkstoffe vermeiden. Dafür gibt es eine Reihe von Gründen. Ein

‘neuer’ luftfahrtzugelassener Werkstoff dürfte eine mehrjährige Entwicklungszeit beanspruchen und Kosten im 10⁶ EUR-Bereich verschlingen (Bild 11.1-1).

Dazu gehört die Erarbeitung und Festschreibung des Produktionsvorgangs (Parameter) des Rohmaterials und Halbzeugs. Einen großen Anteil nimmt die statistische Ermittlung der Auslegungskennwerte (Festigkeiten). Sie manifestieren sich in den sog. ‘Design Lines’ die sich als ein Know-How-Schatz bezeichnen lassen. Bei Lizenz- und Kooperationsverhandlungen bilden sie einen hohen Wertanteil den ein Partner einbringt.

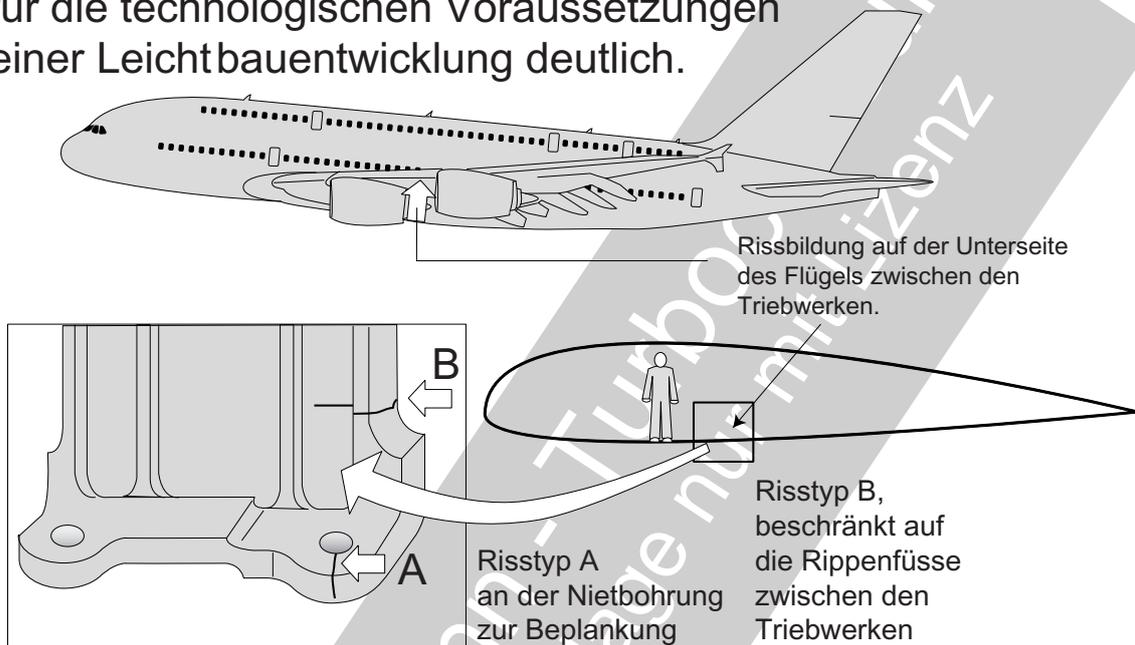
Die nutzbare Festigkeit, insbesondere eines Leichtbauteils, muss mit einer Definition der (unvermeidlichen) Schwachstellen (Band 1 Bild 3.2.2-1.1 und Bild 3.2.2-1.2) gewährleistet werden. Sie hängen von der Fertigung mit der Beeinflussung der Gefügestruktur sowie Orientierung und Größe von Schwachstellen und Fehlern ab (Bild 11.1-3, Band 1 Bild 5.4.2.1-8). Jede scheinbar kleine Änderung im Herstellungsprozess des Rohteils erfordert eine erneute Bewertung der Schwachstellen. Diese sind umso kleiner anzusetzen, je höher die Beanspruchung ist. Kriterium ist, dass im Betrieb kein Risswachstum eintritt. Damit steigt die Forderung an eine ausreichend sichere zerstörungsfreie Prüfung (ZfP, Band 4, Bild 17.3-1). Es ist nicht unwahrscheinlich, dass eine solche Prüfung nicht zur Verfügung steht. Der Erfolg einer Entwicklung bzw. Verbesserung der Empfindlichkeit einer zerstörungsfreien Prüfung ist erfahrungsgemäß kaum einschätzbar sowie zeit- und kostenaufwändig.

Fertigung: Gerade **hochfeste Werkstoffe** erfordern nicht selten komplexe Fertigungsabläufe. So ist es möglich, dass zwischen Zerspanungs- oder Umformvorgängen eine Wärmebehandlung (Kapitel 12.2.1.9) für die auslegungsgemäße Bauteilfestigkeit erforderlich ist. Bei der Optimierung der Fertigungsverfahren bzw. deren Parameter sind die **Einflüsse auf**

die Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen (Bild 12.2.1.1-3.1). Die Zerspanung beeinflusst beispielsweise die **Eigenspannungen** in der Oberfläche (Bild 12.2.2.4-3) und damit die **Schwingfestigkeit** (Band 1 Bild 5.4.3.2-5) und gegebenenfalls die Empfindlichkeit gegen Risskorrosion (Spannungsrissskorrosion, Band 1 Kapitel 5.6.3.1.1). Bekannt ist die besondere Neigung hochfester Werkstoffe zur **Rissbildung an Kanten** (engl. corner cracks). Sie sind für Einflüsse der Zerspanung (z.B. Schädigung durch Aufheizung) besonders sensibel. Auf solche Probleme könnte die Rissbildung in bearbeiteten Kanten und der Bohrung im Beispiel hinweisen. Dazu gehört auch die Wirkung von Graten als Rissauslöser (Band 1 Bild 5.4.1.1-8 und Band 4 Kapitel 18.2). Voraussetzung für ausreichend sichere Bauteile sind **stabile** (Fertigungs-) **Prozesse**. Ihre im Rahmen einer Entwicklung **optimierten Parameter** dürfen in keinem Fall ohne ausreichende, vorgeschriebene Nachweise verändert werden (Bild 10-2). Sie sind im Fertigungsprozess möglichst kontinuierlich, **nachvollziehbar zu dokumentieren**. Dazu können umfangreiche betriebsnahe Tests gehören (z.B. zyklische Schleuderversuche). Voraussetzung für Sicherheit/Bauteilzuverlässigkeit ist deren Priorität in der **Firmenkultur**. Das gilt auch für **Kosten-senkungsprogramme**. Beispielsweise ist es an hochbelasteten, für den Leichtbau typischen Bauteilen unzulässig, die Zerspanungsgeschwindigkeit und/oder die Spangeometrie auch scheinbar nur geringfügig zu verändern. Bei der Werkstoffauswahl ist auch auf die **Reparierbarkeit** dafür vorgesehener Bauteile zu achten. So muss es gegebenenfalls möglich sein, Verschleiß auszugleichen (Schweißen, Beschichten) oder Rissbildung zu schließen (Schweißen, Bild 10-5).

Auslegung: Weil alle Fertigungsschritte potenziell die **Auslegungsdaten** (engl. design lines) beeinflussen, müssen diese zumindest für abnahmepflichtige Bauteile/Strukturen festgeschrieben werden. Der Konstrukteur hat schon im eigenen Interesse darauf zu achten, aus-

Ein aktuelles Beispiel macht die Aufgaben des Konstrukteurs für die technologischen Voraussetzungen einer Leichtbauentwicklung deutlich.



Konstruktionsrelevante Problemfelder

- **Werkstoff.** Nicht ausreichende 'Sensibilität' bei der Auswahl neuer hochfester Werkstoffvarianten.
- **Fertigung.** Optimierung der Fertigungsparameter wie der Zerspanung nicht ausreichend (z.B. Einfluss auf Kanten und Bohrungen).
- **Auslegung.** Nicht erkennen der Schwachstelle. Unberücksichtigte Einflüsse? Berechnung?
- **Tests und Erprobung.** Betriebsrelevantes Testprogramm? In der Auslegung nicht erkannte Schwachstellen?
- **Auswertung** der getesteten Strukturen unbefriedigend. Vorgehensweise? Prüfverfahren?

Bild 10-1

*schließlich gesicherte, zugelassene Daten als Basis seiner Auslegung zu verwenden. Dies ist nicht nur für die Betriebssicherheit der Maschinen erforderlich. Es schützt ihn auch vor dem Vorwurf **grober Fahrlässigkeit** (strafbewehrt)*

*und existenzbedrohenden Folgen einer **Produkthaftung**.*

*Eine besondere Herausforderung ist die **Ermittlung der Auslegungsdaten**. Dazu gehört die **Probenentnahme** in auslegungsrelevanten/ lebensdauerbestimmenden Bauteilbereichen*

(Band 1 Bild 5.3.2-11 und Bild 5.4.3.2-3). So repräsentieren die zwar aus demselben Werkstoff kostengünstig **separat hergestellten Proben** (z.B. gegossen, Bild 3.4.2.1-7) nicht notwendigerweise den **örtlichen, auslegungsbestimmenden Bauteilzustand**. Das gilt auch für Proben aus nicht bauteilspezifischem Halbzeug wie Stangenmaterial statt Schmiede-Formteil (Bild 11.1-3). Im dargestellten Beispiel drängt sich die Einschätzung auf, dass in den, zugegeben äußerst komplexen Strukturen, auch computergestützte Berechnungen nicht sicher alle lebensdauerrelevanten, konstruktionsbedingten Schwachstellen erkennen lassen. Deren Kenntnis ist jedoch eine Voraussetzung aus-sagesicherer **Nachweise in Bauteiltests**.

Tests und Erprobung: Basis ist die zu verifizierende, betriebsrelevante Auslegung. Versuche sollten auch nicht berücksichtigte oder unerkannte Betriebsbeanspruchungen erkennen lassen. Das gelingt anscheinend nicht immer.

Diesen Schluss legt das Beispiel nahe. Die Rissbildung an Versteifungsrippen des Flügels wurde offenbar erst bei einer gezielten Betriebsinspektion nach dem Verdacht einer Überlastung als Folge eines Triebwerksschadens (Vibrationen, Schockbelastung) erkannt. Es wäre verständlich, wenn die Nachweisversuche diesen Fall nicht abdecken. Die Untersuchung weiterer Flugzeuge des gleichen Typs ohne einen solchen Vorfall ergab jedoch vergleichbare Schäden. Das spricht für einen **Mangel der Versuche**.

Weil sich die Schäden zwischen den beiden Triebwerken eines Flügels befinden, ist ein ursächlicher Zusammenhang mit dieser Anordnung naheliegend. Dabei können Belastungen im Schadensbereich auftreten, die in Tests nicht berücksichtigt wurden bzw. werden konnten (Band 1 Bild 2.2.2.5-6). Es handelt sich um:

- Steifigkeitseinflüsse der Triebwerkspylone und der Befestigungsstruktur im Flügel.
- Massenkräfte vom Landestoß.
- Kräfte aus Schub und Umkehrschub.
- Kreiselkräfte beim Abheben (engl. rotation).

Auswertung der Bauteilversuche: Um in einer so komplexen Struktur wie einem Flugzeugflügel den **Versagensablauf** einzelner Komponenten, besonders bei zyklischen Belastungstests, zu erkennen und zu überwachen, ist die **Kenntnis der gefährdeten Lage in der Struktur** erforderlich. Hier ist die **Konstruktion mit der Auslegung** gefordert. Dazu gibt die computergestützte Berechnung wichtige Hinweise. Das Beispiel scheint jedoch zu zeigen, dass es trotzdem unerkannte Stellen gibt. Offenbar machten sich diese auch nicht während des Versuchs bemerkbar, z.B. in einer Veränderung der Nachgiebigkeit.

Voraussetzung für die möglichst frühzeitige Identifikation von **Versagensindizien** ist eine **geeignet empfindliche zerstörungsfreie Prüfung** (Band 4, Bild 17.3.1-1.1).

Werden lebensdauerbestimmende Bereiche erst im Serienbetrieb gefunden, ist das ein Zeichen von **Erprobungsproblemen**. Das kann für einen OEM existenzbedrohend werden.

Für **Probleme die sich erst im Betrieb zeigen** gibt es viele Ursachen wie

- nicht ausreichend realistische Belastung bei Auslegung und Tests.
- Einflüsse aus der Umgebung wie Korrosion.
- Werkstoffspezifischer Einfluss des zeitlichen Belastungsverlaufs auf das Ermüdungsverhalten. Zu nennen sind Lastfolgen (Band 1 Bild 5.4.3.2-12) und Haltezeiten (engl. dwell time, Band 1 Bild 5.4.1.2-2 und Bild 5.4-13).
- Bauteile die nicht serienrepräsentativ sind (z.B. Prototypen aus der Fertigung).

Eine scheinbar geringfügige Änderung in der Fertigung mit gravierenden Folgen.

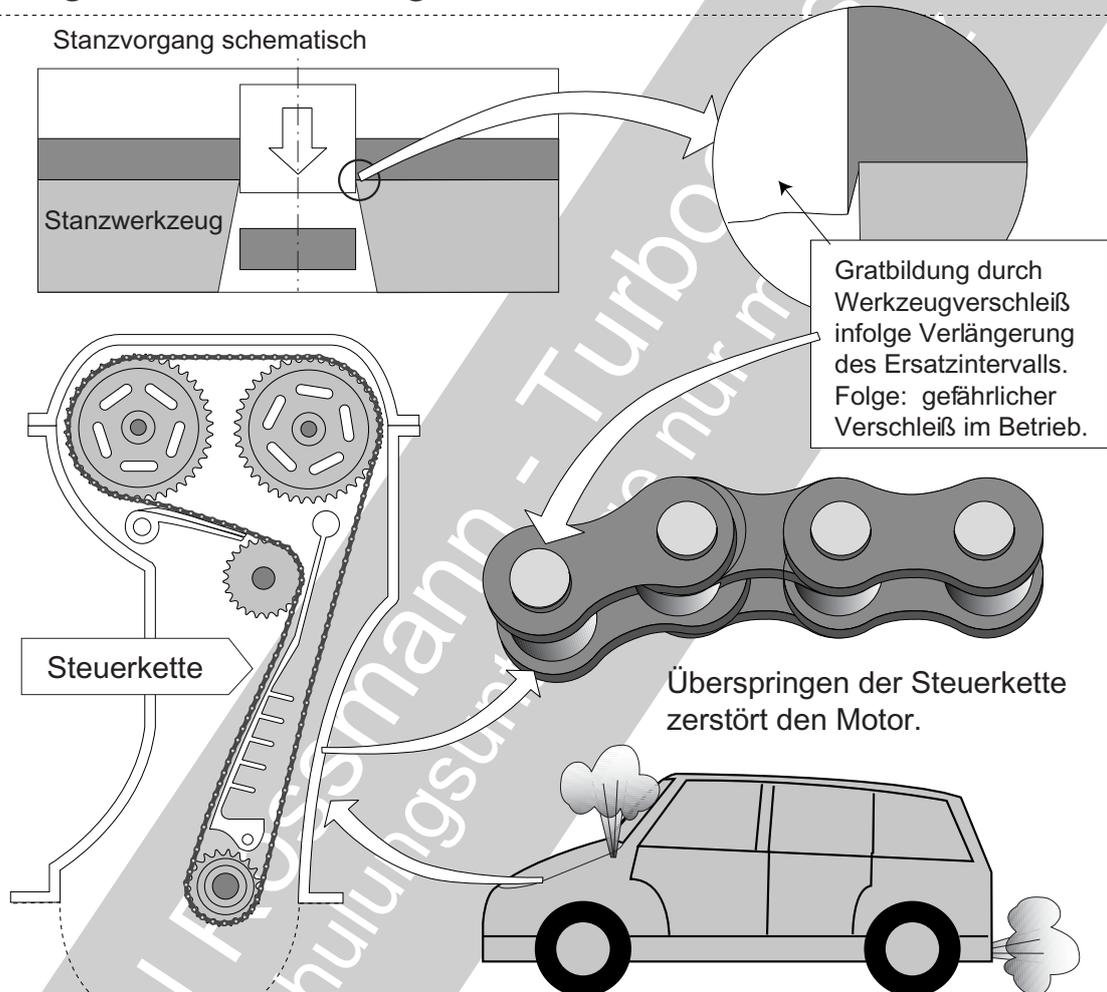


Bild 10-2

Bild 10-2 (Lit. 10-6): Dieses Beispiel aus der Presse ist typisch für die unübersehbaren Auswirkungen 'kleiner' Änderungen von **Fertigungsprozessen** in der Großserienfertigung. Das unterstreicht den hohen **Stellenwert stabiler Prozesse**.

Im dargestellten Fall wurden bei einem Unterteilhersteller **Stanzwerkzeuge** für die Löcher der Steuerkettenlaschen (Band 2 Bild 6.7-3) **länger als erprobt verwendet** und damit **stärker verschlissen**. Die Folge waren offenbar **Stanzgrate** (Detail oben rechts), die den Verschleiß der Kette im Betrieb unzulässig beschleunigten. Im Extremfall kommt es zum Überspringen

(Band 2 Bild 6.7-6.4) bis zum Versagen der Kette und damit einem umfangreichen Motorschaden.

Merksatz:

Stabile Fertigungsprozesse sind festzuschreiben. Eine spontane Veränderung, auch wenn diese scheinbar klein ist, bedarf eines **Nachweises der Unbedenklichkeit**. Gegebenenfalls ist eine explizite Zulassung notwendig.

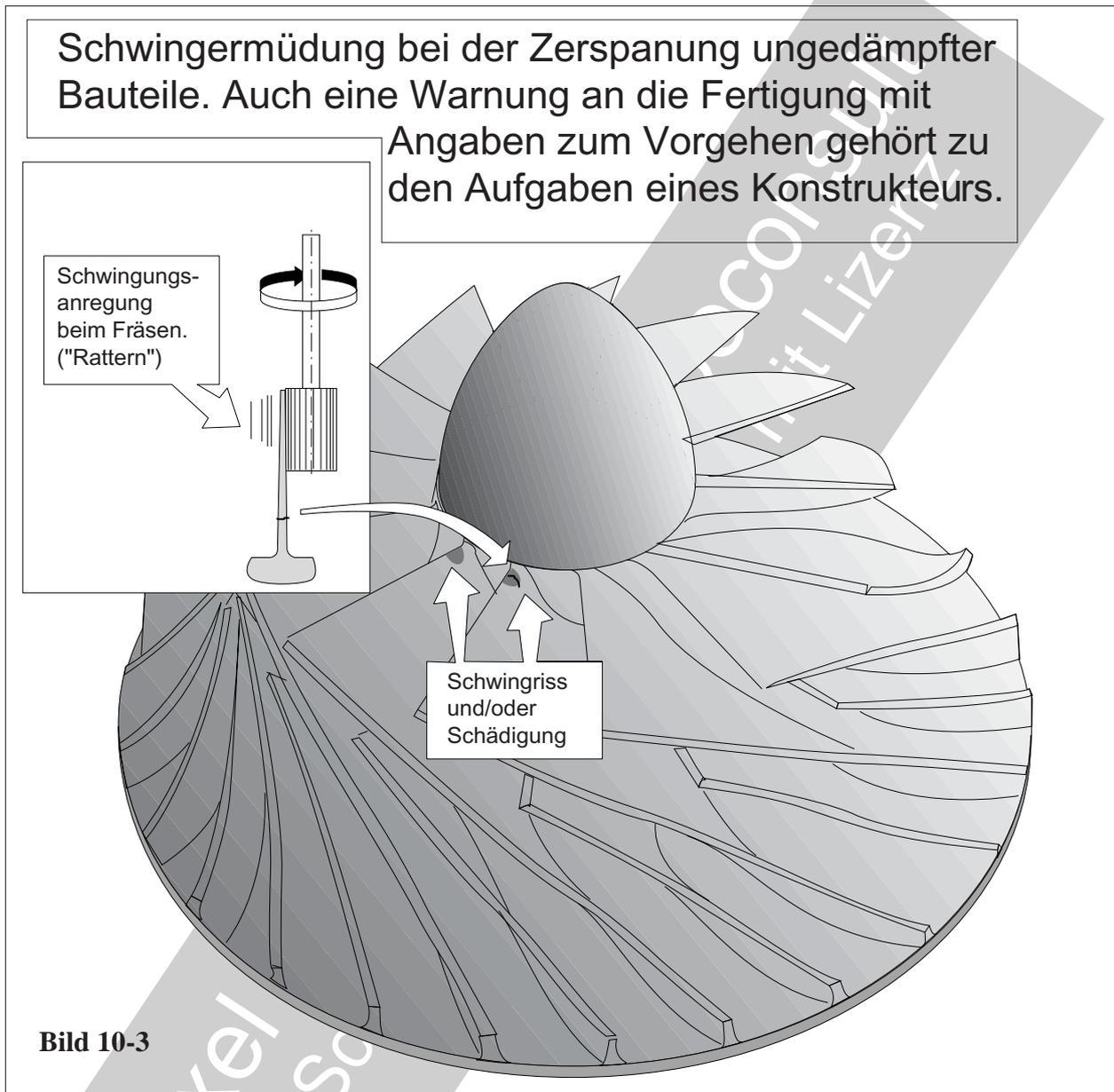


Bild 10-3 : Bereits bei einem Fertigungsschritt, insbesondere einem **Zerspanungsvorgang**, können gefährliche **Schwingungen angeregt** werden (Band 4, Bild 18.5-7.1 und 18.5-7.2 und Band 1 Bild 5.4-7.2). Bereits eine **Schädigung ohne detektierbaren Makroriss** setzt die Schwingfestigkeit unzulässig herab. Ein **zerstörungsfreier Nachweis ist nicht möglich**. Das Problem wird auch bei Schwingbrüchen im Betrieb gewöhnlich nicht sofort als Ursache erkannt. Meist werden erst einmal alle anderen Möglichkeiten der Betriebseinwirkung erwogen. Erst wenn diese offenbar ausscheiden, fällt der Verdacht auf die Fertigung. Damit sind

alle Teile suspekt die vergleichbar gefertigt wurden. Um diese äußerst bedenkliche Situation zu vermeiden, sind im Fertigungsprozess geeignete, praktikable **Dämpfungsmaßnahmen** vorzusehen. Leider zeigt die Erfahrung, dass das Bewusstsein für solche Maßnahmen im Rahmen einer 'Generation' (ca. 20 Jahre) leicht 'verloren geht'. Typische Ursache ist der Verlust von Erfahrungsträgern mit dem Wissen des Grunds der Maßnahme. Unter Kostendruck werden dann die durchaus aufwändigen Dämpfungsmaßnahmen eingespart. Sie müssen erst erneut im Zusammenhang mit Schäden 'erarbeitet' werden.

Ein Konstrukteur kann mit der Gestaltung auch schwer erkennbare Fertigungsschäden provozieren.

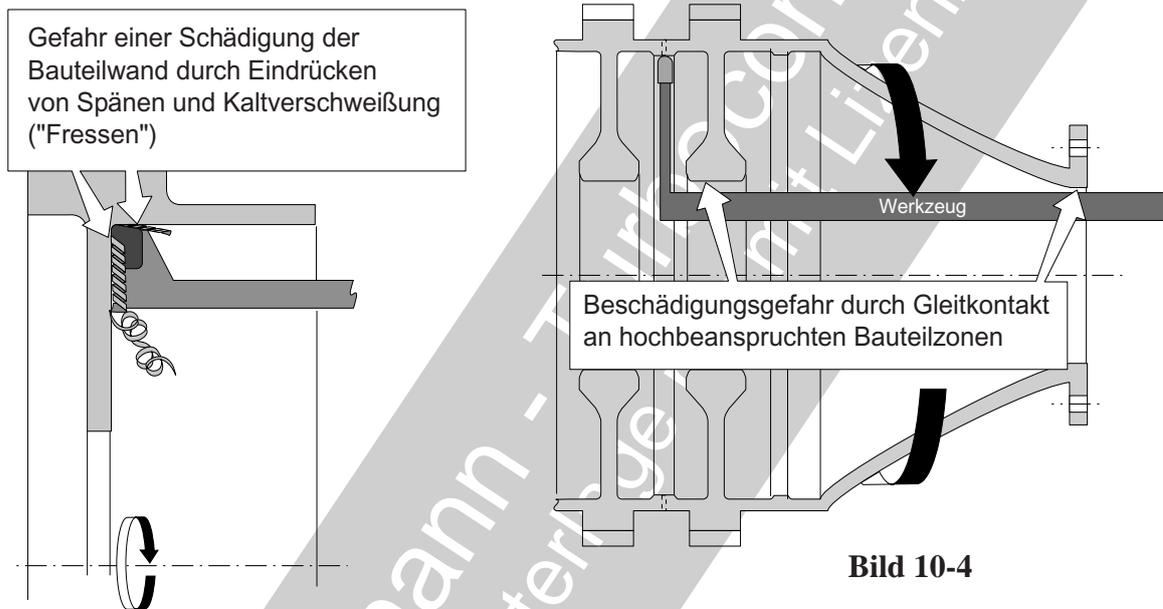


Bild 10-4

Bild 10-4: Der Konstrukteur muss mit der **Gestaltung** neben den **Betriebseigenschaften** und **Kosten** des Bauteils besonders eine **problemlose Fertigung** und **Qualitätskontrolle** im Auge haben. Insbesondere sollten **hochbelastete Flächen optisch gut kontrollierbar** und mit vorgeschriebenen ZfP-Methoden (Kapitel 17.3) problemlos erreichbar sein.

Bei einer Zerspanung besteht die Gefahr einer Schädigung (Band 4, Bild 18.5-3 und Bild 12.2.2.5-4). Typisch sind unbemerkt eingepresste Bearbeitungsspäne (Skizze links) und Gleitkontakt mit dem Werkzeug. Es ist nicht davon auszugehen, dass **Schädigungen** durch Augenschein erkennbar sind. Dazu gehören

- Festigkeitsabfall durch Überhitzung.
- Induzierte Zugeigenspannungen.
- Plastische Verformungen mit Mikrorissbildung und bedenklichen Gefügeveränderungen.

Im Verdachtsfall sind geeignete, gegebenenfalls auf das Bauteil individuell abgestimmte Prüfverfahren wie Wirbelstromprüfung oder

eine unbedenkliche örtliche Ätzung in Kombination mit einem Folienabdruck (Metallografie, Band 1 Bild 2.2.2.4-4, Band 4) notwendig.

Merksatz:

Eine enge **Zusammenarbeit mit der Fertigung/Arbeitsvorbereitung** und **Qualitätssicherung** im Vorfeld einer Entwicklung/Konstruktion **ist Pflicht**. Die Initiative sollte vom Konstrukteur ausgehen.

Eine Werkstoffauswahl, die eine später notwendige Reparatur verhindert, kann katastrophale Folgen für die Realisierung eines Projekts haben.

Mit Heißrissbildung in der Anstreichzone von Labyrinthspitzen muss gerechnet werden.

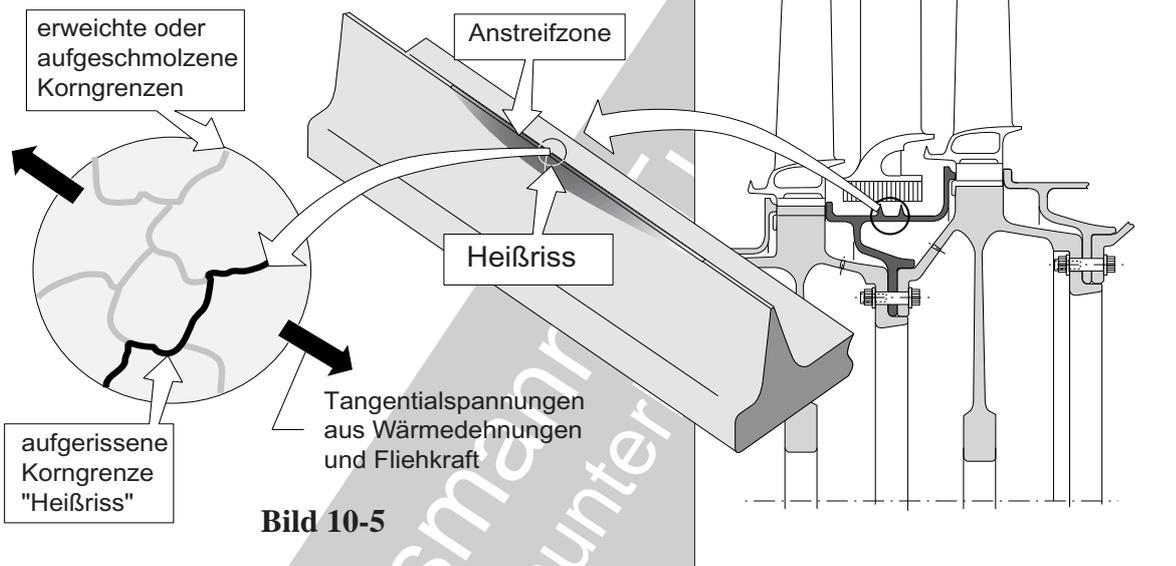


Bild 10-5

Bild 10-5: In diesem Fall wurde wegen der extrem **hohen Kriechbelastung** (Band 1 Bild 5.3.2-3) des rotierenden Labyrinthträgers einer Niederdruckturbinen (Skizze rechts) ein kriechumgeformter pulvermetallurgischer Werkstoff (Kapitel 11.2.3) verwendet. Weil die Labyrinth anwendungsbedingt anstreifen, ist **mit Warmrissen zu rechnen** (Skizze und Detail links). Bei der Reparatur im Rahmen der Überholung stellte sich heraus, dass der Werkstoff sehr **warmrissempfindlich** ist und sich in der erforderlichen Qualität **nicht mit den serieneigneten Verfahren schweißen lässt**. In diesem Zusammenhang stellt sich die Frage, warum diese für die Funktion von Labyrinthspitzen notwendige Eigenschaft (durch Aufheizen beim Anstreifen unvermeidlich) nicht bereits bei der **Werkstoffauswahl** geprüft wurde. Die Situation wurde verschärft, weil der einzige Rohmaterialhersteller die Produktion bereits unwiderruflich eingestellt hatte. Damit war das gesamte

Triebwerksprojekt einschließlich vieler Triebwerke in Flugzeugen in Gefahr. Erst nach längeren Versuchen gelang **‘mit Glück’ die Reparatur mit dem sog. Pulver-Laserschweißen**. Eine verbesserte Kühlung ermöglichte später, einen schweißbaren Werkstoff einzusetzen. Das zeigt, dass offenbar in dem Projekt Werkstoffauswahl und Konstruktion anfangs nicht ausreichend **‘harmonierten’**. Solche Situationen entstehen beispielsweise unter sehr hohem Termindruck, unsensiblen Management oder besonderen Interessen eines dominierenden Entwicklungspartners.

Merksatz:

Soll ein Teil später **repariert** werden, ist dies bereits bei Auslegung und Konstruktion zu **gewährleisten**. Die Tauglichkeit der vorgesehenen Verfahren muss **vorher nachgewiesen** sein.

Bei eng tolerierten Bauteilen können bereits geringe Volumenveränderungen infolge Gefügeinstabilität zum Ausfall führen.

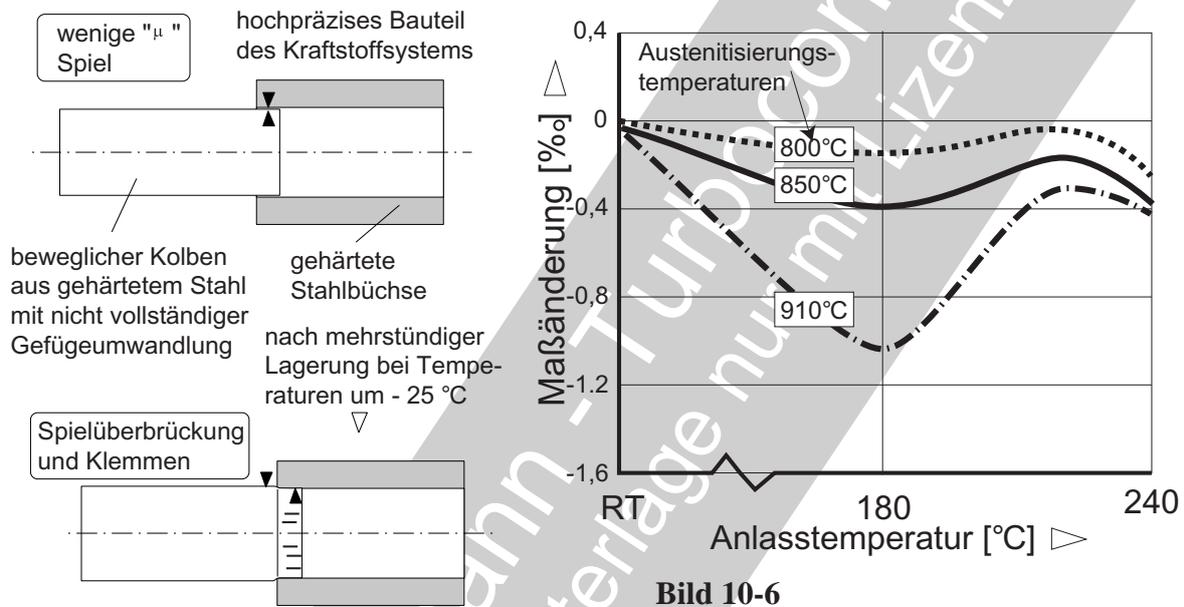


Bild 10-6

Bild 10-6: (Bild 12.2.2.9-8 und Bild 12.2.2.9-9). Maßabweichungen als Folge einer Volumenänderung in Fertigung oder Betrieb sind meist unerwartet und zunächst unplausibel. Das macht die Ursachenfindung und gezielte Abhilfen schwierig. Gewöhnlich ist eine Gefügeänderung (z.B. Restaustenit in Martensit, Diagramm) oder ein Aushärtungsvorgang wie γ' bei warmfesten Nickellegierungen verantwortlich. Die Auswirkungen können unterschiedlich sein.

- **Ungenügende Maßhaltigkeit** eng tolerierter **Fertigungsprozesse** wie Diffusionsschweißen führen zu schwer detektierbaren Bindefehlern (Bild 10-7, Bild 12.2.1.3.5-1 und Bild 12.2.1.3.5-2).

- **Klemmen von Gleitführungen** im Betrieb an Pleuellager/Schiebern und Ventilen (z.B. in Reglern oder Einspritzpumpen). Damit ist für martensitische Stähle bei sehr tiefen Temperaturen zu rechnen (Skizzen oben links).

Merksatz:

Eng tolerierte bzw. hochpräzise Bauteile dürfen auch im Betrieb keine unzulässige **gefügebedingte Volumenveränderung** erfahren. Dies gilt besonders für den gesamten Bereich der **Betriebstemperatur**. Dazu gehört gerade auch eine mögliche sehr starke **Abkühlung**.

Manche Konstruktionen beruhen auf dem Einsatz nicht ausgereifter Fertigungsverfahren.

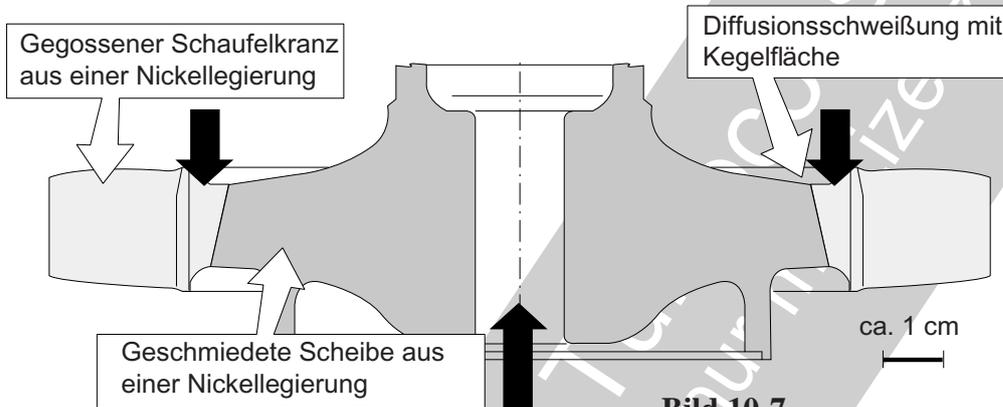


Bild 10-7 (Bild 12.2.1.3.5-2): In diesem Fall wurde versucht, ein hochbelastetes, rotierendes Bauteil (Turbinenrad) aus zwei verschiedenen Werkstoffen herzustellen. Diese sind den jeweils unterschiedlichen Betriebsbeanspruchungen der inneren und äußeren Bauteilzonen angepasst.

Der heiße, jedoch mechanisch weniger hoch belastete Schaufelkranz besteht aus einer besonders warmfesten Gusslegierung.

Die hoch LCF-belastete (Band 1 Bild 5.4.1.1-2) Scheibe/Nabe ist aus einer hochfesten Schmiedelegerung gefertigt.

Beide Komponenten sollten mit einer kegelig gestalteten **Diffusionsschweißung** verbunden werden. So lässt sich mit einer Axialbelastung (schwarze Pfeile) ein hoher Druck auf die Verbindungsflächen ausüben. Dieses Vorhaben scheiterte nach Jahren kostspieliger Entwicklung, weil die geforderte **Ausfallsicherheit nicht erreicht** wurde. Dies lag am nicht gewährleisteten **Oberflächenkontakt aller Schweißflächen**. Eine Voraussetzung der Bindung. Für die ausreichende Detektion von Fehlstellen in Form von 'Klebungen' mit teilweiser Bindung stand **kein ausreichend zuverlässiges, zerstörungsfreies Prüfverfahren** zur Verfügung. Darauf wartet man seit Jahren vergeblich.

Merksatz:

Das gefährlichste was einem Konstrukteur passieren kann ist eine **nicht ausgereifte Fertigungstechnologie** für die Serienanwendung vorzusehen. Dazu gehört auch die **Qualitätssicherung**. Grundsätzlich ist von einer Anwendung abzusehen, wenn auch nur ein scheinbar nebensächlicher Schritt nicht nachgewiesen ist.

Wird die Absenkung der Schwingfestigkeit durch eine Nickelschicht nicht berücksichtigt, kann es zu katastrophalen Schäden kommen.

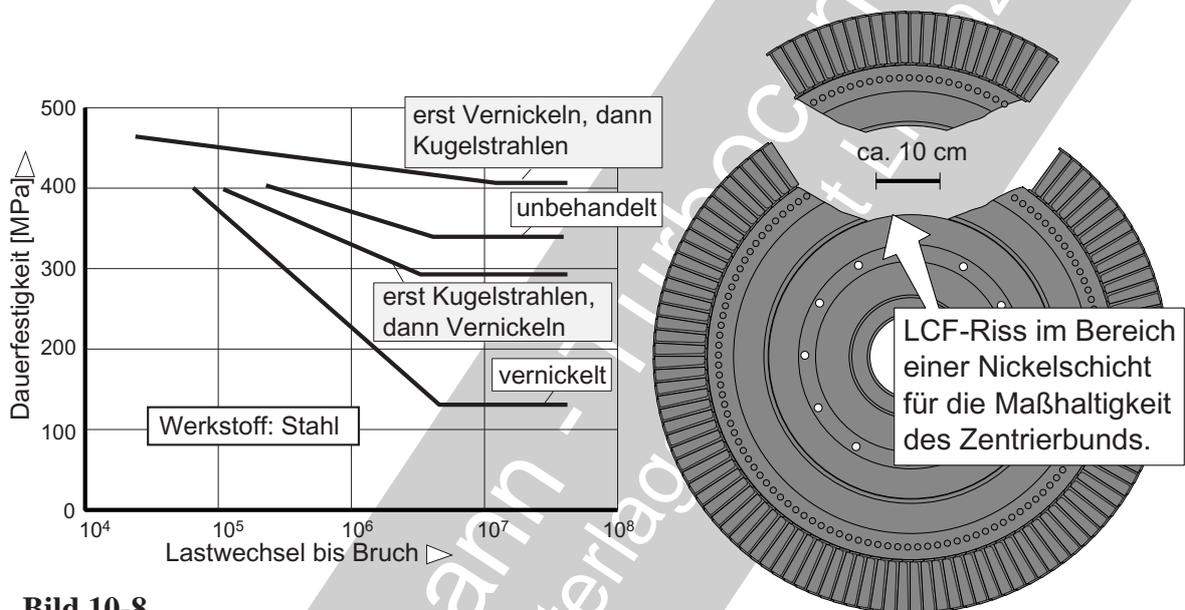


Bild 10-8

Bild 10-8: (Bild 12.2.1.8.3-2 und Bild 12.2.1.8.3-9). In diesem Fall wurde, um teuren Ausschuss zu vermeiden, ein zu weiter Passdurchmesser mit einer 1 mm dicken **galvanischen Nickelschicht** verkleinert. Es kam nach einiger Betriebszeit zum **Bruch** dieser Niederdruckturbinenscheibe in einer Startphase.

Der Anriss stand im ursächlichen Zusammenhang mit einem **Schwingfestigkeitsabfall** im Bereich der Nickelschicht (Bild 12.2.1.8.3-2). Probenversuche zeigten, dass die Schwingfestigkeit durch die Nickelschicht um **ca. 50 % gegenüber dem unbeschichteten Grundmaterial abgefallen** war.

Wird eine **Beschichtung an Neu- oder Reparaturteilen** vorgesehen, hat der Konstrukteur sich grundsätzlich von der Unbedenklichkeit (möglicher Schwingfestigkeitsabfall) zu überzeugen. Dies ist auch bei Beschichtungen wie **Aufdampf- oder Diffusionsschichten**, die unbeschädigt sogar die Schwingfestigkeit deutlich anheben, geboten. Hier ist zu prüfen, ob Kerben durch Betriebseinflüsse wie **Mikrorisse**

(Band 1 Bild 5.5.1.1-1) und **Aussplitterungen** (Band 1 Bild 5.4.3.2-10) z.B. durch Erosion oder Fremdkörper) zu erwarten sind. In solchen Fällen ist gegebenenfalls mit einem **katastrophalen Schwingfestigkeitsabfall** und als Folge mit Schwingbruch zu rechnen.

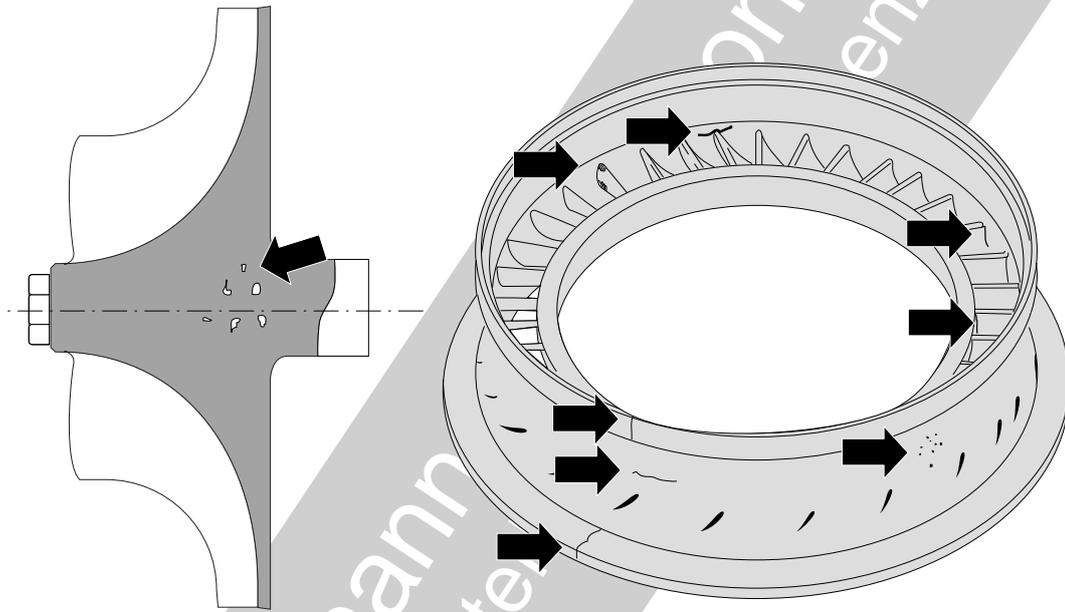
Merksatz:

Bei einer **Beschichtung** ist zunächst immer davon auszugehen, dass sie zumindest unter bestimmten Betriebseinflüssen die **Schwingfestigkeit des Bauteils gefährlich absenkt**. Die Unbedenklichkeit ist vom Konstrukteur für Neuteile und/oder Reparaturen zu überprüfen.

Literatur 10

- 10-1** W.Hansen, G.F.Kaminske (Herausgeber), „Praxishandbuch Techniken des Qualitätsmanagements - Werkzeuge - Systeme - Prozessorientierung“, 1. Auflage August 2001, © Symposion Publishing GmbH, ISBN 3-933814-53-7.
- 10-2** W.Hansen, G.F.Kaminske (Herausgeber), Qualitätsmanagement und Human Resources - Mitarbeiter einbinden, entwickeln und führen“, 1. Auflage November 2001, © Symposion Publishing GmbH, ISBN 3-933814-69-3.
- 10-3** S.Gertz, „Gründliche Analyse hilft bei Kostenreduzierung“, Fehler - und Qualitätskosten, Teil 2, 12.10.2009, www.management-praxis.de/unternehmen/betriebswirtschaft, Seite 1- 7.
- 10-4** K.-I. Voigt, „Arbeitsvorbereitung - Kurzerklärung“, aus ‘Gabler Wirtschaftslexikon’, <http://wirtschaftslexikon.gabler.de/Archiv/5588/arbeitsvorbereitung>, Stand Mai 2012, Seite 1 und 2.
- 10-5** M.Muckelbauer, J.Arndt, „Schmiedeteile behaupten sich erfolgreich im Technologie-wettbewerb“, Zeitschrift ‘Schmiede Journal’ März 2008, Seite 36 - 38.
- 10-6** S.Schaal, „VW bestätigt Motorschäden durch Produktionsfehler“, Zeitschrift ‘Handelsblatt’, 13.04.2012, www.handelsblatt.com/auto/nachrichten/1-4-tsi-motor-vw-bestaetigt-motorschaden..., Seite 1 - 3.
- 10-7** G.Niemann, H.Winter, B.-R.Höhn, „Maschinenelemente Band 1: Konstruktion und Berechnung von Verbindungen, Lagern, Wellen“, © Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2005, ISBN 3-540-25125-1, Kapitel 1 und Kapitel 2.
- 10-8** „Mehr als 1500 Rückrufaktionen“, www.adac.de/infotestrat/autodatenbank/rueckrufe/default.aspx, stand Mai 2012.
- 10-9** M.Gründer, „Risskontrolle am Rippenfuß - Lufttuchtigkeitsanweisung der EASA: Alle A380 müssen zur Inspektion“, Zeitschrift ‘Flugrevue’ Mai 2012, www.flugrevue.de, Seite 80-83. www.adac.de/infotestrat/autodatenbank/rueckrufe/default.aspx, stand Mai 2012.

11. Werkstofffehler - Probleme an Rohteilen und Halbzeug.



Wenn man von Problemen an Rohteilen und Halbzeug anspruchsvoll belasteter Bauteile wie sie für den Leichtbau typisch sind spricht, denkt der Techniker zuerst an **Werkstofffehler**. Dabei wird besonders von Unerfahrenen übersehen, dass bereits die **Beschaffung** des Halbzeugs bzw. der Rohteile mit großen Problemen verbunden sein kann (Bild 11.1-1). Für Triebwerksteile bestehen besonders umfangreiche Forderungen an Qualität, Dokumentation, Reproduzierbarkeit und Überwachbarkeit der damit erforderlichen Zulassungen detailgenau spezifizierter technologischer Schritte. Das schränkt den Kreis möglicher Lieferanten merklich ein.

Eine spezifikationsgerechte **Legierung** qualifiziert ein Halbzeug noch längst nicht für den Einsatz in einem Triebwerksbauteil bzw. einem sicherheitsrelevanten Maschinenelement. Eine Vielzahl weiterer Forderungen müssen erfüllt sein, bevor ein Serieneinsatz ins Auge gefasst werden kann (Bild 11.1-2).

Gerade die Probleme bei der **Rohteilbeschaffung** können in der Entwicklungs- und Prototypenphase dazu zwingen, lange Lieferzeiten durch **Zwischenlösungen** zu überbrücken. So kann z.B. ein Halbzeug mit nicht optimaler „Faserrichtung“, notgedrungen bei hohem Risiko, zur Anwendung kommen (Bild 11.1-3).

Spezifikationsgerechtes **Halbzeug** ist nicht nur Voraussetzung für ein sicheres Betriebsverhalten. Es ist auch für eine **sichere, spezifikationsgerechte, problemlose und reproduzierbare Fertigung mit akzeptablen Ausschussquoten** unerlässlich. Spuren unerwünschter Legierungsbestandteile erschweren z.B. die Schweißbarkeit mit der Folge erheblicher Fertigungsprobleme mit Kosten und Terminüberziehungen. Ebenso sind die Zerspanungseigenschaften vom Gefüge des Halbzeugs abhängig (Bild 11.1-4).

Über Werkstofftechnik und dabei auftretende Fehler bzw. Probleme gibt es eine umfangreiche Fachliteratur (siehe „empfohlene Literatur“ am Ende dieses Kapitels). Deshalb soll sich dieses Kapitel auf Probleme die nicht in der allgemeinen Fachliteratur befriedigend beschrieben sind beschränken.

Werkstofffehler sind im Folgenden **dadurch definiert, dass sie außerhalb der Spezifikationsgrenzen liegen** und ursächlich bei der Rohteil- bzw. Halbzeugherstellung entstanden sind (siehe hierzu Band 1, Bild 3.2.2-1.1). Zu Spezifikationen gehören Zeichnungsforderungen, Werkstoffnormen, und Prüfbefunde.

Von **Schwachstellen** (in der Schweißtechnik taucht der Begriff „Ungänzen“ auf) wird gesprochen, wenn deren **Auswirkung in der Auslegung der Bauteile berücksichtigt** wurde (Band 1 Bild 3.2.2-1.1 und Bild 3.2.2-1.2). Damit werden Schwachstellen von den Vorschriften abgedeckt.

Fehler eines Rohteils beschränken sich nicht nur auf Materialtrennungen und Inhomogenitäten mit gefährlicher Kerbwirkung. Genauso unzulässig können Ansammlungen von Legierungsbestandteilen bzw. von Phasen (z.B. Karbide, Nitride), sog. Seigerungen, sein (Bild 11.2.2.1-12 und Bild 11.2.2.1-13). Auch die Korngröße und deren Verteilung sowie Kornorientierung bzw. der Verlauf der Korngrenzen können über die Verwendbarkeit eines Rohteils entscheiden.

Von **Fehlern** muss also definitionsgemäß erwartet, dass sie zu einer **unzulässigen Beeinträchtigung der Betriebseigenschaften** (Lebensdauer, Sicherheit) führen. Sie sind deshalb unzulässig und müssen vermieden werden. Von Abweichungen und Fehlern können sehr unterschiedliche Eigenschaften betroffen sein, wie:

- Festigkeit: dynamisch, statisch
- Werkstoffverhalten: Sprödigkeit, Korrosionsverhalten
- Bruchmechanische Kennwerte
- Korrosionseigenschaften, auch Rissfortschritt
- Verhalten bei Fertigungsprozessen (Aufwand, Kosten/Ausschuss)

Auf eine umfassende Aufzählung und Beschreibung der Fehler aus dem sog. **Urformen** (Bild 15.1-5) zu dem Gießtechnik und Schmieden gehören, soll wegen ausreichender Fachliteratur hier verzichtet werden. Einige typische Begriffe werden erfahrungsgemäß immer wieder missverständlich oder unzutreffend außerhalb der Fachkreise benutzt. Sie werden deshalb angesprochen. Hierzu gehören die typischen Fehler in **Gussteilen, Poren und Lunker** (Bild 11.1-7 und Bild 11.2-2.1), deren Unterschiede für Abhilfen von entscheidender Bedeutung sind. Bei **Schmiedeteilen** stiften „**Fasern**“ (Bild 11.2.2-3) in Fachbegriffen Verwirrung. Diffus ist auch das Verständnis von **Seigerungen** und damit deren Ursachen und Auswirkungen (Bild 11.1-8).

Der Begriff **Wärmebehandlung** (Kapitel 12.2.1.9), in der Literatur auch manchmal eher unglücklich als Warmbehandlung bezeichnet, wird im Folgenden in erster Linie für Glühvorgänge verwendet. In der Definition nach DIN umfasst er aber auch Verfahren wie Härten, Aufkohlen und Nitrieren. Schmiede- und HIP-Prozesse (Kapitel 11.2.3) werden beispielsweise nicht unter Wärmebehandlung geführt, obwohl ihr Temperaturverlauf den Werkstoff vergleichbar beeinflussen kann.

Bei Fertigungsverfahren treten typische Fehler mit ihren Fachbegriffen auf. In der Schweißtechnik, insbesondere hochlegierten Stählen, Nickellegierungen und Titanlegierungen sind **Warm- bzw. Heißrisse** (Bild 11.1-8) besonders problematisch und manchmal unvermeidlich.

Während der Halbzeugentstehung und dem anschließenden Fertigungsprozess bis zum Fertigteil können sich Schwachstellen und Fehler verändern und dadurch gefährlicher oder entschärft werden. Dies lässt sich bei ausreichendem Kenntnisstand im Herstellungsprozess gezielt beeinflussen.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Bild 11.1-1: *Muss ein alternativer Werkstoff verwendet werden, kann dies zu unerwarteten Problemen führen. Das gilt besonders für sicherheitsrelevante, abnahmepflichtige Komponenten. Typisch sind hochbelastete **Leichtbaumaschinen**. Als Beispiel sollen hier Flugtriebwerke dienen.*

*Unerfahrenen kann es passieren, als selbstverständlich vorauszusetzen, dass ein luftfahrtzugelassener Werkstoff auch in der gewünschten, notwendigen Form als Halbzeug oder Rohteil lieferbar ist. Diese Annahme kann sich als äußerst gefährlich erweisen, wenn fälschlich die Zeit von einer Bestellung bis zur Anlieferung für die Fertigung des Bauteils zu kurz eingeschätzt wurde. Auch ist es möglich, dass das gewünschte **Halbzeug** wegen zu geringer Nachfrage **nicht am Markt** angeboten wird. Für eine Turbinenscheibe benötigt man z.B. ein entsprechend geschmiedetes Rohteil mit geeigneter Kornstruktur und geeignetem **Faserverlauf**. Es scheint bei Lieferengpässen nahezuliegen, stattdessen eine von einer Stange abgestochene Scheibe zu verwenden (Bild 11.1-3). Die axiale Faserrichtung des Stangenmaterials lässt jedoch nicht die notwendigen Festigkeitseigenschaften erwarten. Dies gilt besonders für das LCF-Verhalten gegenüber Tangentialspannungen. Durchaus nicht selbstverständlich ist es also, dass ein Werkstoff mit speziell benötigten, bauteilspezifischen Eigenschaften am Markt angeboten wird, der für den **Einsatz in Flugtriebwerken zugelassen** ist.*

*Muss der **Werkstoff erst für die (besondere) Luftfahrtanwendung zugelassen** werden, ist mit großem Zeit- und Kostenaufwand zu rechnen. Dies ist selbst dann der Fall, wenn die technologischen Schritte bei der Halbzeugherstellung (z.B. Erschmelzung, Schmiedeprozess) bereits ausreichend erprobt, stabil und festgeschrieben sind. Der Aufwand ergibt sich besonders aus der Ermittlung sicherer Auslegungsdaten (Statistik) und bauteilspezifischen Zulassungen (z.B. zyklische Schleuderversuche). Die Neuzulassung eines Werkstoffs*

Fortsetzung auf Seite 11.1-5

Eines der großen Probleme ist die Beschaffung des Halbzeugs. Typisches Beispiel ist eine Rotorscheibe.



Bild 11.1-1

Fortsetzung von Seite 11.1-3

für Rotorbauteile in Flugtriebwerken dürfte in einem Zeitraum von mindestens einem Jahr bei Kosten von ca. „20 Einfamilienhäusern“ liegen.

Die Gefahr nicht verfügbaren Halbzeugs besteht auch, wenn in einem Programm zwischen **Entwicklungsabschluss und Serienanlauf eine zu große Zeitspanne** liegt. Sie kann insbesondere bei militärischen Projekten mehrere Jahre betragen. In einem solchen Fall können sich teure ungenutzte Investitionen beim Halbzeughersteller nicht mehr rechnen. So ist es z.B. möglich, dass statt einem hochbelasteten, bisher pulvermetallurgischen Bauteil, nur noch eines in konventioneller Schmiedetechnik lieferbar ist. Selbst bei gleicher Legierungszusammensetzung dürfte in diesem Fall eine zeit- und kostenaufwändige Neuzulassung, möglicherweise mit umfangreicher Erprobung, unvermeidlich werden.

Selbst wenn das gewünschte Halbzeug vorhanden ist, ist eine **Zulassung des Lieferanten** Voraussetzung für die Nutzung eines Bauteils von Flugtriebwerken. Diese Zulassung beinhaltet neben den einzelnen Fertigungsschritten das gesamte Qualitätsmanagement. Sie erfordert die Abnahme von den zuständigen Behörden sowie gegebenenfalls das Einverständnis des Konstruktionsverantwortlichen (z.B. OEM bei Lizenzfertigung), Auftraggebers (bei Zulieferung) bzw. Betreibers (z.B. bei militärischen Projekten).

Selbst wenn der Halbzeuglieferant für flugfähige Bauteile zugelassen ist, muss das nicht für die **Lieferung eines speziellen Bauteils** gelten. Gesonderte umfangreiche Zulassungen können sich daraus ergeben. Möglicherweise muss die Zulassungsprozedur für jede einzelne Scheibe eines Rotors erfolgen. Der Aufwand fällt nicht nur beim Halbzeuglieferanten an, sondern auch beim Hersteller des Fertigteils. So ist zumindest mit **Ausfallmusterprüfungen** und begrenzten Festigkeitsnachweisen zu rechnen. Hinzu können umfangreiche zyklische Schleuderversuche kommen.

Selbst wenn alle diese Voraussetzungen für eine Rohteil- bzw. Halbzeuglieferung geschaffen wurden, können lange **Zeiten zwischen Bestellung und Lieferung** (Lieferzeiten) unvermeidbar sein. Mehrere Monate bis zu mehrere Jahre sind möglich.

Bisher wurden nur technisch begründete Probleme angesprochen. Diese werden aber von den Kosten überlagert. Sie fallen, wie bereits dargestellt, nicht nur beim Halbzeuglieferanten an. Auch eventuelle Zulassungen und Optimierungsschritte schlagen zu Buche. Weitere Aspekte einer Beschaffung sind Liefertreue, Qualität und Forderungen nach einem „**Double Sourcing**“. Dabei handelt es sich um den Wunsch nach zwei unabhängigen Lieferquellen. So lassen sich die Kosten minimieren und die Liefersicherheit erhöhen.

Eine zu starke Fixierung auf minimale **Rohteilpreise** kann erfahrungsgemäß zu Problemen mit **zusätzlichen Kosten** führen, welche die Einsparungen bei weitem übertreffen. So kann ein Lieferant in schlechten Zeiten zähneknirschend Preisen zustimmen, die seinen Aufwand nicht ausgleichen. Sobald sich jedoch der Markt zu seinen Gunsten erholt, stellt er, möglicherweise durch vorgeschobene Gründe wie hohe Ausschussraten, Anschlusslieferungen ein. Auch ist die Motivation zu Qualitätsverbesserungen bei nicht auskömmlichen Preisen und ein Engagement in Produkte mit Entwicklungsrisiko verständlicherweise eher gering.

Bild 11.1-2: Ein metallischer Werkstoff wird von seiner Zusammensetzung (Legierung) bestimmt. Dabei geht es nicht nur um die Hauptlegierungsbestandteile, insbesondere das Basismetall. Wichtig sind auch geringe Legierungsbestandteile innerhalb der Spezifikation sowie begrenzte Spuren und Verunreinigungen. Für das Betriebsverhalten sind neben der spezifikationsgerechten Zusammensetzung weitere charakteristische Merkmale von entscheidender Bedeutung. Man erkennt aus der Tabelle die vielfältige Beeinflussung von Werkstoffmerkmalen und Betriebsverhalten. Auch der Betrieb selbst kann den Werkstoff verändern. Das macht die gesamte Problematik sehr komplex. Deshalb erhebt diese Darstellung keinen Anspruch auf Vollständigkeit und Allgemeingültigkeit. Sie soll jedoch den Praktiker sensibilisieren.

Gefügecharakteristik: Unter diesem Begriff sollen in erster Linie Guss- und Schmiedestrukturen verstanden werden. Auch Gefüge pulvermetallischer Werkstoffe (PM) lassen sich getrennt betrachten. Allgemein gilt, die üblicherweise grobkörnigen und auf Grund der Dendriten inhomogenen Gussstrukturen weisen einen besonders hohen Kriechwiderstand auf (Band 1, Bild 5.3.2-8). Sie kommen deshalb für thermisch hochbeanspruchte Bauteile wie Turbinenschaufeln zur Anwendung. Nachteilig ist eine im Vergleich zu Schmiedelegierungen niedrige HCF- und LCF-Festigkeit. Die relativ feinkörnigen Schmiedewerkstoffe sind dagegen wegen ihrer vergleichsweise hohen Schwingfestigkeit besonders für Rotorscheiben und Verdichterschaufeln geeignet. Pulvermetallische Werkstoffe weisen typischerweise ein besonders feines, ungerichtes Korn auf. Sie erreichen eine besonders hohe Festigkeit bei guter Zähigkeit. Meist liegen sie im nachgeschmiedeten Zustand vor („HIP and Forge“, Bild 11.1-16) und sind deshalb sehr teuer. Der Widerstand gegen Rissfortschritt erhält bei wachstumsfähigen Fehlstellen in LCF-lebensdauerbegrenzten Bauteilen (Damage

Tolerance Concept) erhöhte Bedeutung. Dieser sicherheitsfördernde Widerstand ist bei den „inhomogenen“ Gusslegierungen dagegen relativ hoch. Schmiedelegierungen die Gussvormaterial hatten weisen einen höheren Widerstand als die extrem homogenen/feinkörnigen PM-Werkstoffe auf (Bild 11.1-16 und Beispiel 11.1-1). Die so mögliche, höhere Rissfortschrittschwindigkeit erschwert das **Abfangen von Rissen durch Zwischeninspektionen** im Betrieb deutlich, kann sie sogar unmöglich machen.

Korngröße und deren Verteilung: Ganz allgemein gilt, je gröber das Korn eines Werkstoffs, umso höher ist der Kriechwiderstand bzw. die Kriechfestigkeit. Dieses Verhalten lässt sich wie folgt erklären: Je feiner das Korn, umso größer ist die gesamte (aufsummierte) Kornoberfläche bzw. Korngrenzenlänge. Damit ist die Konzentration von Verunreinigungen auf den Korngrenzen bei feinerem Korn geringer. Feinkörnige Werkstoffe sind damit in der Tendenz für schädigende Einflüsse an den Korngrenzen weniger empfindlich. Zu diesen Einflüssen gehören chemischer Korngrenzenangriff oder Warmrissbildung (Bild 11.1-8).

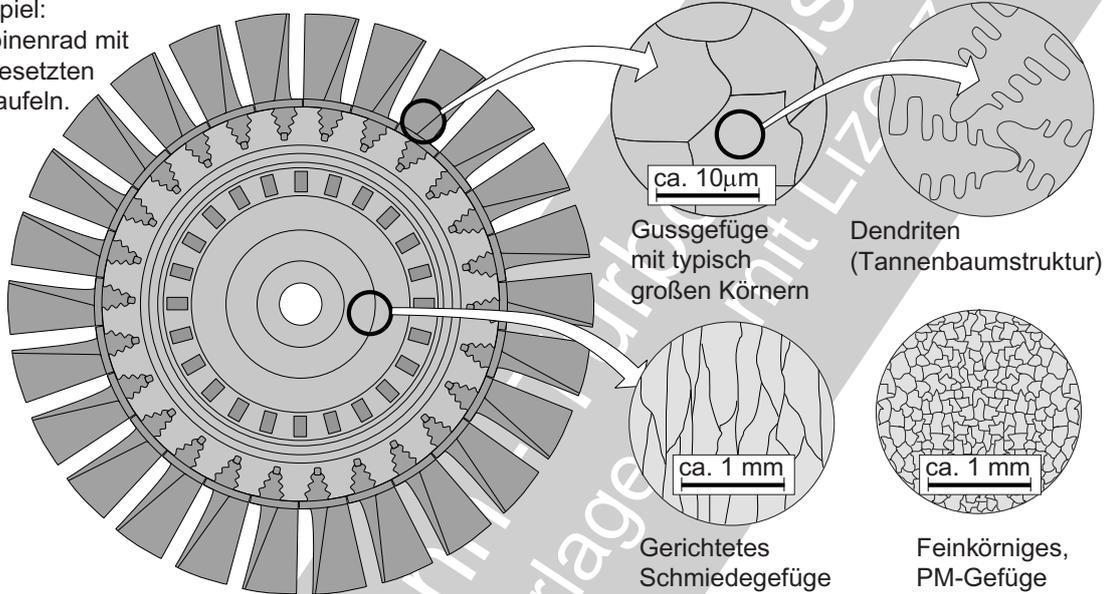
Kornstruktur: Es handelt sich um Gefügebesonderheiten innerhalb des Korns. Typische Beispiele sind Gefüge von Stählen und Titanlegierungen. Dabei ist die Auswirkung der Gefüge, man denke nur an Härte- und Vergütungsgefüge bei Stählen, allgemein bekannt. Dies gilt auch für das unterschiedliche Verhalten von austenitischen und ferritischen Stählen (z.B. Magnetismus und Korrosion). $\alpha+\beta$ -Titanlegierungen zeigen abhängig von Schmieden und Wärmebehandlung sehr unterschiedliche Gefüge. Sie können sich z.B. auf die Anrissphase und den Rissfortschritt risikohöhernd auswirken (Bild 11.2-19 und Bild 11.2-20).

Fortsetzung auf Seite 11.1-8

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Einfluss charakteristischer Merkmale eines Werkstoffs auf die Betriebseigenschaften.

Beispiel:
Turbinenrad mit
eingesetzten
Schaufeln.



Beeinflusstes Eigenschaft	Werkstoff- merkmal	Gefügecha- rakteristik Guss, Schmiede, PM	Korngrößen- verteilung	Kornstruktur, Härtegefüge, "Korbgeflecht"	Korngrenzen- orientierung, Verformungs- grad	Phasen wie: Karbide γ' -Phase	Verunrei- nungen, Spuren- elemente
Festigkeit statisch							
Festigkeit dynamisch LCF, HCF							
Kerbempfindlichkeit bei Schwingbeansp.							
Kriechwiderstand							
Zähigkeit/Duktilität							
Containmentverhalten Kerbschlagverhalten							
Warmrissbildung							
Rissfortschritt							
Korrosion							

Eingeschätzter Einfluss: hoch ■ mittel ■ niedrig □ (kein Anspruch auf Allgemeingültigkeit)

Bild 11.1-2

Fortsetzung von Seite 11.1-6

Faserverlauf, Kornorientierung: Die Lage der Korngrenzen ist von großer Bedeutung für Festigkeit und Versagensverhalten (Bild 11.1-3). Belastungen quer zur Faserrichtung lassen im Allgemeinen niedrigere Festigkeit und Duktilität erwarten als für Längsbeanspruchung. Der Rissfortschritt bei zyklischer Belastung und/oder Korrosion kann beschleunigt werden, was natürlich als negativ zu bewerten ist. Besonders das Kriechverhalten mit typischer Poren- und Rissbildung wird von quer zur Zugbeanspruchung liegenden Korngrenzen verschlechtert.

Phasen: Es lassen sich erwünschte (z.B. Karbide, Aushärtungsphasen) und unerwünschte Phasen wie die spröde **Sigmaphase** unterscheiden. Sie sind auch von Betriebsbedingungen beeinflusst und wirken sich besonders negativ auf Festigkeit und Zähigkeit aus.

Verunreinigungen, Spurenelemente: Winzige Mengen werkstoffspezifischer Verunreinigungen können das Betriebsverhalten bereits merklich verändern. Ein Beispiel ist Wismuth (Bi) in Nickellegierungen (Band 4, Bild 18.3-14). In erster Linie ist das Verhalten der Korngrenzen betroffen, auf denen sich die schädlichen Verunreinigungen ansammeln.

Bild 11.1-3: Der **Faserverlauf** bzw. die Vorzugsrichtung der **Korngrenzen** beeinflusst auf vielfältige Weise das Bauteilverhalten (Bild 11.1-2). Wirkt die Beanspruchung quer zum Faserverlauf, ist wegen des Versagens in Korngrenzenrichtung ein schlechteres Verhalten von den folgenden Eigenschaften zu erwarten:

- statische Festigkeit, insbesondere bei Temperatur (Kriechen)
- Schwingfestigkeit (LCF/Thermoermüdung, HCF)
- Risswachstum (Fortschritts­geschwindigkeit, kritische Risslänge).
- Riss­zähigkeit
- Bruchdehnung

Scheinbar bildet die Kerbschlag­zähigkeit eine Ausnahme. Eine Schlagrichtung quer zur Faser erzeugt einen Bruch quer zur Korngrenzenorientierung. Tatsächlich tritt aber infolge der Biegebeanspruchung eine Zugspannung längs der Faserrichtung mit einer hohen Energieaufnahme auf.

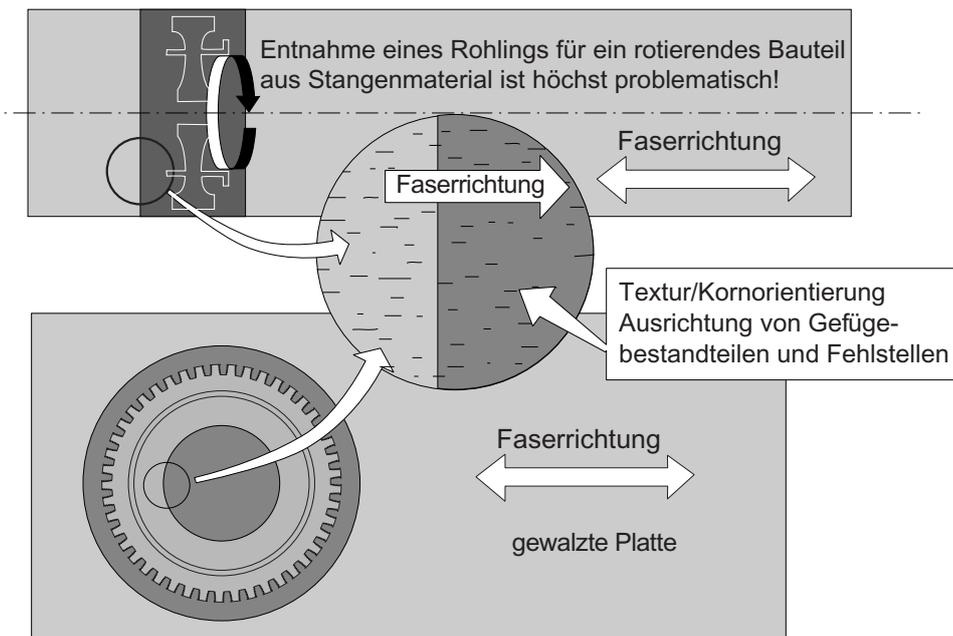
Der Einfluss der Faserrichtung ist für die **Entnahme von Proben** aus Bauteilen und von Bauteilen aus gewalztem Halbzeug wie **Stangen- oder Plattenmaterial** von erheblicher Bedeutung (Skizzen oben). Eine Ausnahme sind in einem Stück gewalzte oder stumpfgeschweißte Ringe aus Walzprofil. Deren Faserrichtung ist nach der höchsten Belastung (Tangentialspannung) ausgerichtet. Besonders bei rotierenden Bauteilen wie **Scheiben**, ist eine hohe Querbeanspruchung kaum zu vermeiden, wenn sie aus Platten oder Stangen entnommen wurden. In der Serienanwendung wurde ein solcher Fall bisher nicht bekannt. Handelt es sich jedoch um **Versuchs- oder Entwicklungsteile**, die unter großem Zeitdruck realisiert werden müssen, ist die Versuchung zu einer solchen Vorgehensweise groß.

Ein potenzielles, auch in der Serienanwendung auftretendes Problem, ist die ungünstige Ausrichtung von **Blechen in druckbeaufschlagten Gehäusen und deren Flanschen bei Verdichtern, Brennkammern und Turbinen** (Skizzen unten, ungünstige Anordnungen). Bei Umfangsbelastung durch den Innendruck entsteht die Gefahr einer **axialen Rissbildung, schnellem Rissfortschritt und wegen niedrigerer Riss­zähigkeit kleiner kritischer Risslänge**. Damit erhöht sich das Versagensrisiko auf doppelte Weise: Frühe Rissbildung und zusätzlich eine kleine Zeitspanne für die Entdeckung eines Risses. Auch bei Gehäusewänden mit **Containmentaufgaben** kann sich mit einer ungünstigen Faserrichtung ein unzulässiges Betriebsverhalten ergeben. Eine solche ungünstige Faserlage kann die Folge zur Verfügung stehender Halbzeugabmaße oder einer Verwechslung sein.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Der Faserverlauf ist von erheblicher Bedeutung für die Bauteilfestigkeit und deshalb auch bei Nachweisen mit der Probenlage zu berücksichtigen.

Entnahme von Rotorscheiben aus Walzprofilen



Einfluss der Faserrichtung in Blechen von Gehäusen

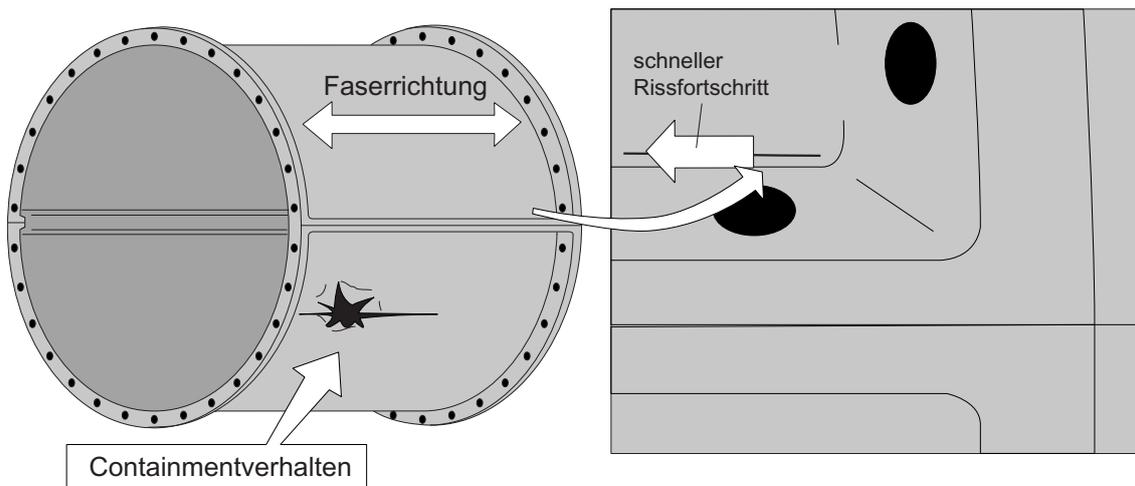


Bild 11.1-3

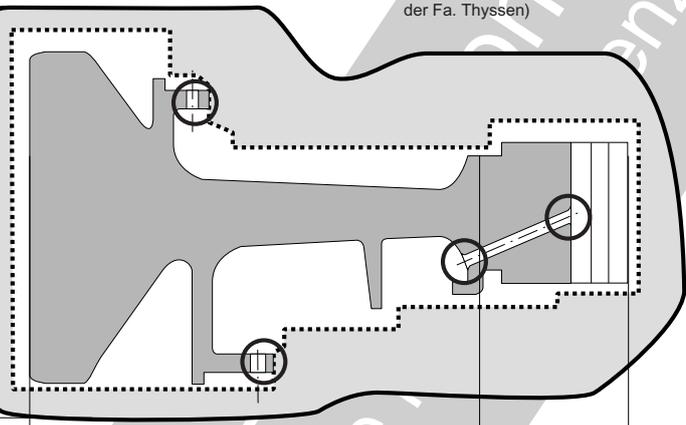
Bild 11.1-4: Die verschiedenen Zonen eines Bauteils können sehr unterschiedlich zeitabhängig mechanisch und thermisch belastet sein. Diesen Anforderungen kann ein Werkstoffgefüge allein nicht optimal genügen, wie das Beispiel einer Turbinenscheibe verdeutlicht. Der **Kranz** einer **Turbinenscheibe** (Skizze oben) befindet sich in der Nähe des Heißgasstroms. Er erfährt so besonders hohe Betriebstemperaturen. In einem solchen Fall sind die lebensdauerbestimmenden Belastungen insbesondere Kriechbeanspruchung und Thermoermüdung. Man wird also in diesem Bauteilbereich ein gröberes Korn (Bild 11.1-2) als in der besonders hoch LCF-beanspruchten **Nabe und Scheibe** anstreben, deren Betriebstemperaturen vergleichsweise niedrig liegen. Das rechte Diagramm zeigt den Verlauf der LCF-Festigkeit über der Temperatur für darunter dargestellte unterschiedliche Gefüge eines typischen Scheibenwerkstoffs. Solche Gefüge entstehen bei dem, in Temperaturverteilung, Zeitablauf und Umformung **abgestimmten, Schmiede- und Wärmebehandlungsprozess**. Man erkennt, dass unterhalb einer Bauteiltemperatur von ca 600 °C (grauer Bereich) feinkörnige und verfestigte Gefüge eine deutlich höhere LCF-Festigkeit aufweisen als grobkörnige Gefüge. Anders verhält es sich bei LCF-Festigkeit (Thermoermüdung), Warmstreckgrenze und Zeitstandfestigkeit oberhalb 600 °C. Deutlich ist im rechten Diagramm zu erkennen, dass die flach verlaufenden Kurven des grobkörnigeren Gefüges über den steil abfallenden Kurven des Feinkorns liegen. Ein grobkörniges Gefüge am Kranz ist deshalb in seinen Eigenschaften optimal auf dessen erhöhte Kriechbeanspruchung und Thermoermüdungsbelastung abgestimmt. An **integralen Turbinenrädern** von Gasturbinen kleiner Leistung (z.B. für Hubschrauber) hat man diese Gefügeanpassung („**Dual Property**“) besonders weit getrieben. Mit Hilfe von Diffusionsverbindungen (Diffusionsschweißen, HIP) werden Schaufelkränze aus typischem grobkörnigem Gusswerkstoff mit ei-

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Ein Bauteil hat nach Möglichkeit ein den spezifischen Belastungen einzelner Zonen angepasstes Gefüge.

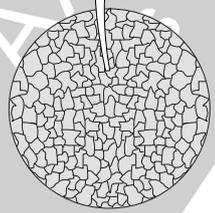
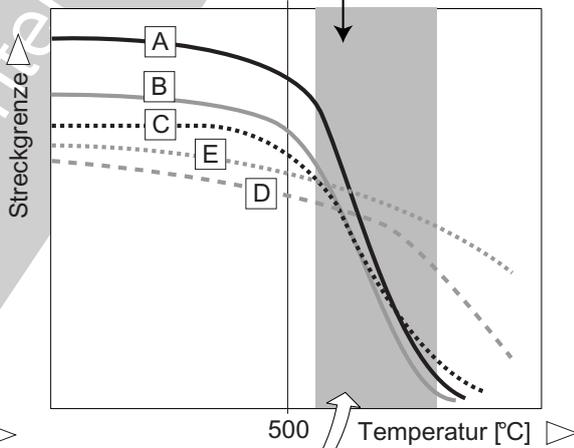
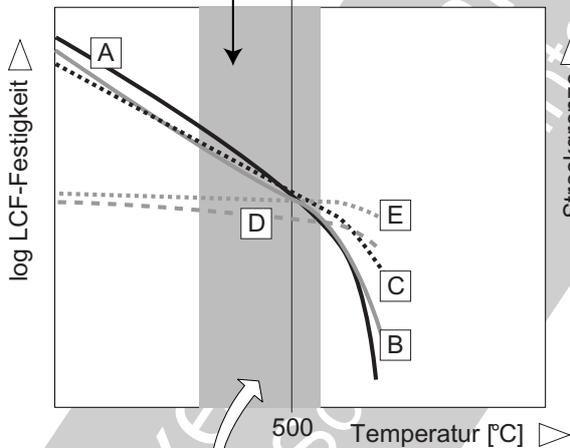
-  Ultraschallkontur/
Vordrehkontur
-  Schmiedekontur
-  Anriss und
Rissfortschritt
lebensdauer-
bestimmend

(unter Verwendung von Angaben
der Fa. Thyssen)

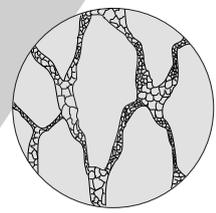


LCF lebensdauerbestimmend

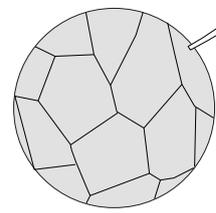
Kriechen
bestimmend



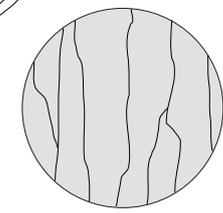
Feinkorn mit (A)
oder ohne (B)
Verfestigung



"Necklace"
Gefüge (C),
verfestigt



Grobkorn
(D)

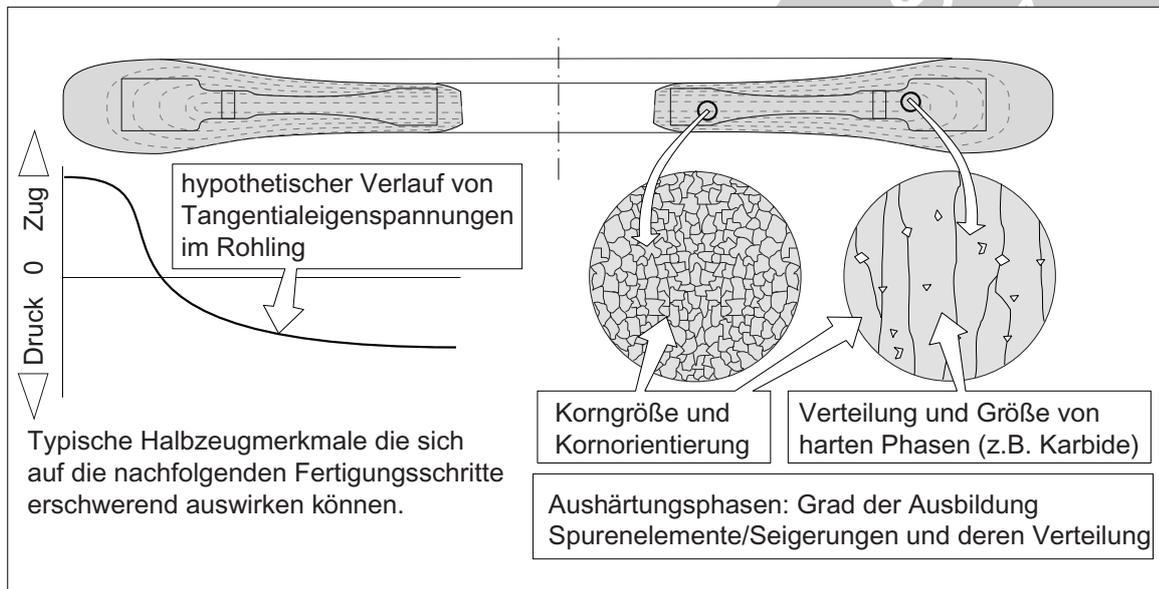


gestrecktes
Korn (E)

Bild 11.1-4

ner geschmiedeten oder PM-Nabe verbunden
(engl. „Dual Property“, Lit. 11.1-11, Bild
12.2.1.3.5-2). Problematisch an solchen Teilen
ist immer die zerstörungsfrei zu prüfende
Verbindungszone (Lit. 11.1-1).

Halbzeugeigenschaften können die Fertigung zum Endprodukt äußerst unangenehm erschweren.



Typische werkstoffbedingte Probleme in der Fertigung und Qualitätssicherung:

Zerspanung: Werkzeugverschleiß, Rattermarken, Fressen, unerwünschte Spanformen, Oberflächenqualität (z.B. Orangenschaleneffekt), Eigenspannungen in Oberflächennähe, Verzug, Neigung zur Mikrorissbildung (Kommarisse), Schleifrisbildung (Warmrisse), Ausbrechen von Karbiden an der Oberfläche, Aufreißen von Korngrenzen

Verformen, Richten: Rissbildung/Bruch, Orangenschaleneffekt in Abhängigkeit von Korngröße und Kornorientierung.

Schweißen: Warmrisbildung, verzögerte Rissbildung ("Stress Relief Cracking") bei Stelitpanzerung der Anlageflächen von Deckbändern
Aufschweißen von Labyrinthspitzen

Ätzen, chemische und elektrochemische Auflösung bzw. Bohrverfahren:
Korngrenzenangriff, selektiver Abtrag (z.B. Herauslösen von Karbiden),
Rissbildung (SpRK) beim
Abtrag von Oxidschichten,
Abziehen (Strippen) von Beschichtungen
Rissöffnung vor (Eindringprüfung)

Wärmebehandlung: Verzug, Rissbildung (Warmrisse)

Qualitätssicherung: Prüfbarkeit durch Ultraschall, Grobkorn und ungleichmäßige Korngrößen verstärken die Störungen und mindern die Fehlererkennbarkeit.
Prüfbarkeit durch Röntgen, Beugungserscheinungen bei Grobkorn von Gussteilen.

Bild 11.1-5

Bild 11.1-5: Die Qualität des Fertigteils ist von Fertigungsschritten beeinflusst, die ihrerseits von **Halbzeugeigenschaften** abhängig sind. Solche Eigenschaften sind:

- Korngröße und Kornorientierung
- Harte Phasen und deren Verteilung
- Aushärtungszustand
- Seigerungen und Verunreinigungen
- Eigenspannungen

Zerspanung: Die Festigkeit bzw. die Härte sind für die Zerspanungseigenschaften entscheidend. Werkstoffe mit extrem hohen Festigkeiten, wie PM-Werkstoffe für Turbinenscheiben, können einen **unakzeptablen Werkzeugverschleiß** hervorrufen. So ist es möglich, dass das Räumen der Tannenbaumnuten eines einzelnen kleinen Turbinenrads, Räumnadeln im Wert eines Mittelklassewagens benötigt. Auch die benötigte Oberflächenqualität in den zumeist extrem hoch beanspruchten Bauteilzonen lässt keine Schwachstellen wie Rattermarken, Fressspuren oder Rissbildung zu. Eine besondere Erscheinung sind Kommarisse, ein interkristallines Aufreißen von angeschnittenen Körnern an der Oberfläche (Bild 12.2.1.1-2). Sie stehen offenbar im Zusammenhang mit der Kristallorientierung.

Bei sehr grobkörnigen, schwer zerspanbaren Werkstoffen (Korngrößen über 1 mm) wie z.B. Ni-Gusslegierungen, machen sich die unterschiedlichen orientierungsabhängigen Eigenschaften der Körner bemerkbar. Die unterschiedlichen Zerspanungskräfte zeichnen sich in den Höhen der Zerspanungsfläche der einzelnen Körner ab. Das führt zu einer deutlich strukturierten Oberfläche (**Orangenschalen-effekt**). Diese Erscheinung ist auch ein Hinweis auf hohe Verfestigungen und entsprechend große, örtlich sehr unterschiedliche, vom Zerspanungsprozess induzierte Eigenspannungen.

Für die Festigkeit warmfester Werkstoffe ist neben einer Aushärtungsphase (meist γ -Phase) auch Größe und Verteilung der Karbide für einen Zerspanungsvorgang von Bedeutung.

Oberflächennahe Karbide können beim Zerspanen ausbrechen und/oder zertrümmert werden. Dabei entstehende, wenn auch kleine, scharfe Kerben können die Schwingfestigkeit des Bauteils merklich beeinflussen.

Werden beim Zerspanungsvorgang (z.B. Schleifen, Hochgeschwindigkeitsfräsen) örtlich so hohe Temperaturen erreicht, dass es zu einer Erweichung der Korngrenzen kommt, können sich im Zusammenspiel mit den gleichzeitig auftretenden Wärmespannungen, sog. Heiß- oder Warmrisse bilden (Bild 11.1-8). Die Empfindlichkeit eines Werkstoffs für dieses Aufreißen von Korngrenzen hängt von der Kornorientierung, der Korngröße und der Korngrenzen-Warmfestigkeit ab. Auch Spurenelemente (z.B. Wismuth), Aushärtungszustand (Kornfestigkeit) spielen eine wichtige Rolle.

Verformen, Richten: Verständlicherweise begünstigt eine geringere Duktilität (plastische Verformbarkeit) die Entstehung von Rissen bzw. den Bruch des Werkstücks. Auf die plastische Verformbarkeit wirkt sich eine vorzugsweise Orientierung der Korngrenzen (Faserrichtung) aus. Die größte Zähigkeit ergibt sich in Richtung der Korngrenzen was einer Verformung nutzen sollte.

Grobkörnige Werkstoffe lassen sich gewöhnlich weniger gut verformen als feinkörnige. Bei ausgeprägtem Grobkorn kann es zu dem bereits im vorherigen Abschnitt beschriebenen Orangenschaleneffekt kommen. Es zeichnen sich auch hier die orientierungsabhängigen Verformungseigenschaften der einzelnen Körner ab.

Für Fertigungsschritte mit derartigen Effekten ist also auf einen optimalen Gefügezustand zu achten (z.B. lösungsgeglüht). Dieser kann sich durchaus von dem des Fertigteils unterscheiden, der erst nach weiteren Wärmebehandlungen erreicht wird.

Schweißen: Gerade dieses Fertigungsverfahren ist besonders werkstoffabhängig. Hauptfehlertyp ist eine Warm/Heißrissbildung oder

verzögerte Rissbildung (*Stress Relief Cracking*, Bild 12.2.1.3.1-10 und Tabelle 12.2.1.3.1-11). Von Bedeutung ist der Aushärtungszustand. Beim Schweißen aushärtbarer Werkstoffe wird deshalb ein duktiler, weniger kriechfestes, lösungsgeglühtes Gefüge bevorzugt.

Grobkorn ist für Heißrisse deutlich empfindlicher als Feinkorn (Bild 12.1.3.1-13 und Bild 12.2.1.3.1-14).

Verständlicherweise wirken sich Seigerungen an den Korngrenzen mit einem Abfall der Kriechfestigkeit bzw. des Schmelzpunkts rissfördernd aus. Deshalb kann eine Werkstoffvariante mit besonders eingegrenzter Legierungsspezifikation notwendig werden.

Ätzen, Elektrochemische und chemische Abtragungs- und Bohrverfahren: Die Entfernung von Oxidschichten oder die Öffnung verschmierter Risse aus vorhergehenden Fertigungsschritten erfordert aggressive Medien. Wirken diese zu lange ein oder werden empfindliche Korngrenzen besonders stark angegriffen, kann es zu gefährlichen Schädigungen kommen (Bild 12.2.1.7-7). Die Empfindlichkeit der Korngrenzen ist eine Folge von Anreicherungen und/oder der Verarmung von Legierungsbestandteilen und Phasen. Dabei spielt Legierungstyp, Wärmeeinwirkung (Sensibilisierung, Bild 12.2.1.3.1-1) und Korngröße (Bild 11.1-2) eine Rolle. Die Oberflächenqualität (Rauigkeit) von chemischen und elektrochemischen Bearbeitungsflächen wie bei Bohr- und Abtragungsverfahren (Bild 12.2.1.2-3 und Bild 12.2.1.2-6) reagiert ebenfalls auf Korngröße und Inhomogenitäten.

Wärmebehandlung: In erster Linie sind Verzug und Rissbildung zu vermeiden. Hohe Eigenspannungen aus einem Schmiede- oder Gießprozess können beim Zerspanen zum Verzug, bei einer Wärmebehandlung zusätzlich zur Rissbildung führen. Die Höhe der Eigenspannungen hängt nicht zuletzt von der Warm- und Kriechfestigkeit des Werkstoffs ab. Diese begrenzt den möglichen Spannungsabbau. Diese

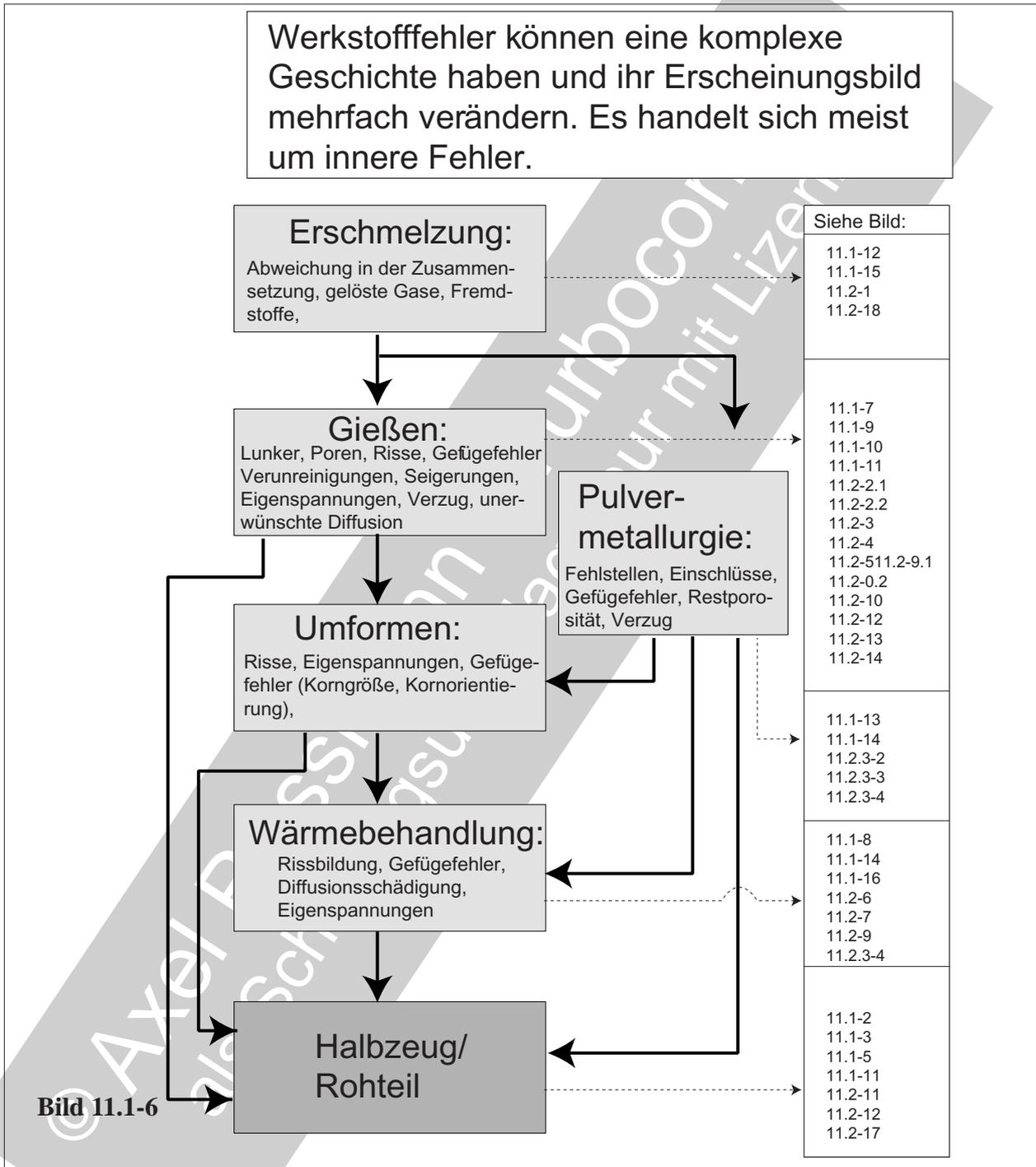
Rissbildung unterliegt den gleichen Einflüssen wie das Schweißen.

Qualitätssicherung: Zerstörungsfreie Prüfung wird hier als Fertigungsschritt behandelt. Die Prüfbarkeit bzw. die ausreichend sicher auffindbare Mindestfehlergröße ist beim Ultraschallverfahren stark von den vom Gefüge bedingten Störungen des Echos („Gras“) abhängig (Band 4). Je kleiner und gleichmäßiger die Korngröße, umso kleinere Fehlstellen sind sicher auffindbar. Das führt dazu, dass trotz gleicher Legierung ein Schmiedeteil zyklisch nicht so hoch belastbar ist (gröberes, ungleichmäßigeres Korn) als ein feinkörniges PM-Teil. Bei den sehr großen und in ihrer Struktur inhomogenen Körnern von Gussteilen (bis in den Zentimeterbereich) wird selbst die Röntgenprüfung durch Beugungserscheinungen auf Grund der unterschiedlichen Orientierung des Atomgitters der einzelnen Körner beeinträchtigt. Eigenspannungen im Inneren der Bauteile sind mit serieneigneten zerstörungsfreien Verfahren nicht messbar (Band 4, Bild 18.4-21 und Tabelle 17.3.2-1)

Bild 11.1-6: Fehler im Halbzeug bzw. in Rohteilen, sog. **Werkstofffehler**, können in sehr unterschiedlichen „**Urformprozessen**“ entstehen und sich im Laufe des Herstellungsprozesses gegenseitig beeinflussen. Im gezeigten Ablaufschema sind die einzelnen Herstellungsschritte in der rechten Spalte Bildern mit ausführlicheren Beschreibungen in den folgenden Kapiteln zugeordnet. Schadensrelevante Probleme wichtiger Prozessschritte sind:

Erschmelzung: Bereits die Grundstoffe, aus denen die Legierung erschmolzen wird, beeinflussen die Qualität des Halbzeugs und des Fertigteils. So ist z.B. Halbzeug suspekt, das unter Verwendung von Bearbeitungsspänen mit der Gefahr von Partikeln aus Werkzeugbruch (Hartmetall) erschmolzen wurde. Eigenschaften von Titanlegierungen sind von der Güte des Titanschwamms als Ausgangsprodukt beeinflusst. Es können aber bereits über das Vor-

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen



material Spuren schädlicher Fremdstoffe eingebracht werden. Nachfolgende Produktionsschritte sowie das Betriebsverhalten des Fertigteils können so negativ beeinflusst werden.

Gießen: Der Gussbarren (Ingot) kann erfahrungsgemäß Fehlstellen aus dem Gießprozess aufweisen, die nicht durch Abtrennen von Material entfernt wurden (Lit 11.1-3, Bild 11.1-13

und Bild 11.3-7). Fehlstellen als Folge solcher Gussfehler können sich in den daraus hergestellten Schmiedeteilen auch nach einem intensiven Umformprozess wiederfinden (Bild 11.2.2.1-11 und Bild 11.2.2.1-12).

Hierzu gehören Ansammlungen (**Seigerungen**) von Verunreinigungen (Oxide, Nitride, Carbide) die auf die Erschmelzung zurückgehen (Bild 11.1-12). Auch eine ungleichmäßige Verteilung

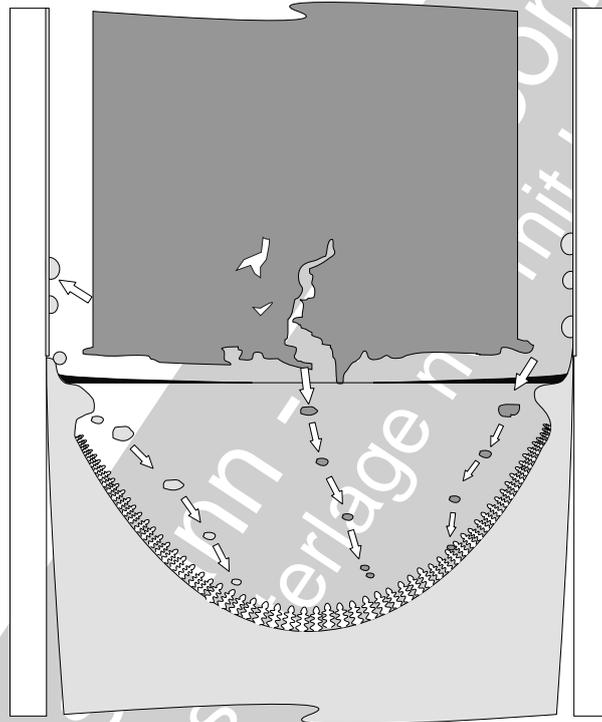
von Legierungsbestandteilen kann gewöhnlich auf den Erstarrungsvorgang zurückgeführt werden. Oxid belegte Trennungen, wie Lunker und Risse, lassen sich vom nachfolgenden Schmiedeprozess nicht fehlerfrei schließen. Ist die Fehlerlage im Halbzeug z.B. in der **Ultraschallkontur** für die ZfP ungünstig, ist mit derartigen Fehlern auch im Fertigteil zu rechnen (Band 4, Bild 17.3.1-5). Bei Gussteilen, wie Turbinenschaufeln und integralen Turbinenrädern, verbleiben unerkannte Fehler und/oder tolerierte Schwachstellen wie begrenzte Schrumpfporen (Bild 11.1-7) in den Bauteilen. Hinzu kommen Eigenspannungen aus dem Abkühlungsprozess. Stört eine Zerspannung das Gleichgewicht der Eigenspannungen, zeigt sich dies im Verzug. Spätere Betriebsspannungen können sich schadensursächlich mit verbleibenden Eigenspannungen überlagern (siehe auch Bild 11.2-19). Je dicker die Querschnitte in Gussteilen (z.B. integralen Turbinenrädern), umso höher sind die Zugspannungen mit denen zu rechnen ist.

Umformen: Schmieden, Walzen und Strangpressen formen das Gussmaterial in Schmiedewerkstoff um. Dieser Prozessschritt kann manche Fehler aus dem Gießprozess nicht eliminieren oder entschärfen (Lit 11.1-2, Bild 11.1-13). Der Umformprozess kann selbst auch die Ursache für Fehler sein. Eine Empfindlichkeit dafür kann wieder im Zusammenhang mit Besonderheiten des Gießprozesses stehen. Gerade warmfeste Legierungen erschweren den Schmiedeprozess. Warmrisse und zu wenig Umformung (geringer **Umformgrad**, Bild 11.1-14) mit unerwünschter Korngröße und/oder ungünstiger Faserrichtung sind typische Folgen (Bild 11.1-3 bis Bild 11.1-5). Warmrisse können an der Oberfläche und/oder im Inneren des Schmiedeteils auftreten. Es ist nicht zu erwarten, dass oxidbelegte, nach außen offene Warmrisse vom Verformungsprozess wieder verschweißt werden. Selbst innere Trennungen können als Schwachstellen verbleiben.

Wärmebehandlung: Bereits bei den Prozessschritten des Gießens und Umformens finden „integrierte Wärmebehandlungen“ statt. Reichen diese für geforderte Rohteileigenschaften nicht aus, schließen sich spezielle Wärmebehandlungen an. Große Querschnittsunterschiede beeinflussen den Zeit-Temperaturverlauf unterschiedlich. Das kann sich unzulässig auf Korngröße, Ausscheidungen und Eigenspannungen auswirken. Abhängig von einer hohen Warmfestigkeit ist auch mit gefährlich hohen verbleibenden Eigenspannungen nach einer Wärmebehandlung zu rechnen (Band 4, Bild 18.4-13 und Bild 18.4-14). Hohe Wärmespannungen können Warmrisse auslösen, die bis in das Fertigteil gelangen, wenn die zerstörungsfreie Prüfung wegen dem ungewöhnlichen Fehlerbild versagt (Band 4, Bild 17.3.1-9).

Pulvermetallurgie (Bild 11.2.3-3): Bei diesem Verfahren lässt sich prozessbedingt (Ausgießen) die maximale Fehlergröße klein halten. Die Korngröße ist sehr fein und gleichmäßig. Dies kann jedoch für hoch kriechbeanspruchte Bauteilzonen unerwünscht sein. So wird mit nachgeschalteten Schritten, wie eine besondere Wärmebehandlung, über **Kornwachstum** versucht diesem Problem zu begegnen. Besonders gefürchtet sind Fehler, die als Fremdpartikel aus dem Füllprozess oder im Pulver eingebracht wurden (Bild 11.2.3-4). Die Nutzung des hohen Festigkeitspotenzials lässt nur sehr kleine Schwachstellen zu. Ein Durchschlupf bei den zerstörungsfreien Prüfungen (Band 4, Bild 17.3.1-2 bis Bild 17.3.1-4) führt so leicht zu wachstumsfähigen Fehlern im Betrieb. Auch nachgeschmiedetes (**HIP and forge**) Halbzeug kann gefährliche Reste dieser Fehler aufweisen (Bild 11.2.3-2).

11.1 Ursachen für Probleme an Rohteilen und Halbzeug.



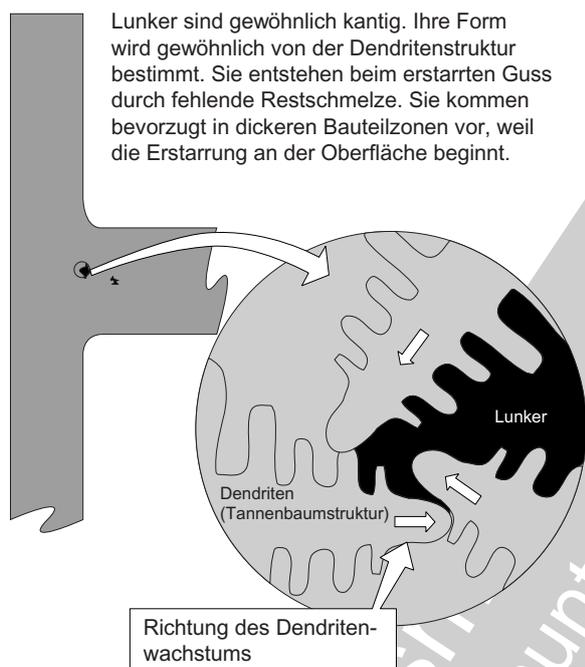
Im Folgenden sollen anhand weniger ausgewählter Beispiele, Ursachen und Probleme an Rohteilen und Halbzeug dargestellt werden. Es handelt sich um unerwünschte Auswirkungen von Einflüssen durch Vormaterial und den Herstellungsprozess. Die Vielzahl verfahrensspezifischer und **konstruktiver Einflüsse** ist in der einschlägigen Fachliteratur (siehe empfohlene Literatur am Ende des Kapitels) ausreichend behandelt. Angesprochen sind besonders Fachleute außerhalb der Werkstofftechnik, die sich jedoch von ihrer Aufgabe her mit diesem Gebiet auseinandersetzen müssen. Hierzu gehören Konstrukteure sowie Personal aus Fertigung, Arbeitsvorbereitung und Qualitätssicherung. Insbesondere der Konstrukteur beeinflusst durch Gestaltung und Massforderungen entscheidend Häufigkeit, Arten und Verteilung von Fehlern. Damit optimiert er Qualität, Kosten und Sicherheit von Rohteilen und Halbzeug und so der Fertigteile (Bild 11.1-8). Im Folgenden geht es um das Verständnis schadensrelevanter Prozessabläufe.

Eine entsprechende Auswahl von Ursachen, die im Zusammenhang mit Schäden und Unfällen bekannt geworden sind, werden dazu genauer beschrieben, .

Zu Beginn soll die Entstehung einiger solcher häufig auftretender Schädigungen und Schwachstellen erklärt und in diesem Zusammenhang Fachbegriffe verdeutlicht werden. Es handelt sich um solche, die in der Praxis missverständlich gebraucht werden. Hierzu gehört die Unterscheidung von Poren und Lunkern (Bild 11.1-7). Auch das Phänomen der Warmrissbildung (Bild 11.1-8, Bild 12.2.1.1-2, Bild 12.2.1.3.1-13 und Bild 12.2.1.3.1-14) tritt in vielen Prozessschritten auf (Band 4). Hier sollte dessen Verstehen ebenfalls als Voraussetzung für gezielte erfolgreiche Abhilfe gelten.

Lunker oder Gaspore? Zwei durchaus unterschiedliche Werkstofffehler.

Lunker, Schrumpflunker, Schrumpfporen



Gasporen



Bild 11.1-7

Bild 11.1-7: Von Praktikern außerhalb der Werkstoffkunde werden erfahrungsgemäß die Begriffe **Lunker** und **Pore**, für typische Hohlräume in Gussteilen, vertauscht und falsch angewendet.

Lunker, Schrumpflunker oder Schrumpfporosität (Skizze links) sind Hohlräume aufgrund **fehlender Restschmelze**. Sie bildeten sich beim Erstarren der Schmelze zwischen sog. **Dendriten**. Aus dieser Entstehung und der Anordnung im Gefüge ist ihre zerklüftete Form verständlich. Häufig bilden mehrere Lunker ein **Lunkerfeld**. In diesem können die einzelnen Lunker durch enge, rissartige interdendritische Öffnungen verbunden sein. Weil Lunker sich erst zum Ende eines örtlichen Erstarrungsvorgangs bilden, ist verständlich, dass sie oft durch eine „Gushaut“ zur Oberfläche verschlossen sind. Das macht es schwer, Lunker mittels

Eindringprüfung zu finden (Band 4, Bild 17.3.1-4). Um Lunker zu öffnen, werden Bauteile geätzt. Eine abrasive Strahlbehandlung der Gussteile ist nicht unbedingt die Gewähr für das Öffnen der Lunker. Es kann dabei durchaus zum Verstopfen und zum Zudrücken feiner Verbindungen zur Oberfläche kommen (Band 4 Bild 17.3.1-4). Eine raue Strahloberfläche kann die Fehlererkennbarkeit zusätzlich erschweren. Für das **Öffnen von oberflächennahen Lunkern** hat sich ein **thermischer Zyklus** gut bewährt (Band 4). Zum **Auffinden innerer Lunker** wird eine zusätzliche **Röntgenprüfung** vorgenommen (Band 4, Bild 17.3.1-7). Selbst sehr kleine Lunker lassen sich mit Mikrofocusröntgen finden (Lit. 11.1-1). Ein **Öffnen der Lunker kann auch erst im Betrieb** durch thermisch und/oder mechanisch bedingte Dehnungen erfolgen. **Deshalb ist es durchaus nicht selten, dass Lunker erst im Betrieb entdeckt werden.**

Größere Lunkerfelder können sich durch dicke Querschnitte ziehen. Das führt bei Wänden die unter Differenzdruck stehen zu **Undichtigkeiten**. So kommt es zum typischen Ausschwitzen von Öl bei Getriebegehäusen aus Leichtmetallguss. Aus diesem Grund werden Getriebegehäuse mit Hilfe einer **Infiltration** aushärtbarer Substanzen (Kunstharz, Wasserglas) abgedichtet. Ein ähnlicher Effekt kann das Strahlen mit großen Aluminiumkugeln erreichen. Beide Verfahren lassen sich auch kombinieren. Lunker sind bevorzugt in **dicke Querschnitten** zu erwarten. Dies macht sie als **Starter für LCF-Risse** in den hochbelasteten **Naben gegossener Turbinenräder** kleiner Triebwerke und den **Tannenbaumfüßen** größerer Turbinenschaufeln besonders gefährlich. Auch in **dünnen Querschnitten**, wie den Wänden gekühlter Turbinenschaufeln, können sich Lunker bilden. Hier sind besonders sog. **Lagenlunker** zu nennen. Hier haben sich Lunker in einer Ebene angeordnet und schwächen so den betroffenen Querschnitt besonders (Lit. 11.1-1, Bild 11.2-2.1 und Bild 11.2-2.2). Auch an **schroffen Querschnittsübergängen** bilden sich bevorzugt Lunker. Typisch ist eine Lunkerbildung am **Übergang von Noppen** (engl. „Pedestal“) oder **Querstegen in die Wand** gekühlter Turbinenschaufeln (Bild 11.2-1).

Geschlossene Lunker lassen sich mit einem **HIP-Prozess schließen** (Bild 11.3-8). Es kommt bei metallisch blanken Lunkeroberflächen zu einer Verschweißung und somit Beseitigung der Fehlstelle. Das fehlende Material im Lunker kann sich dabei in Form einer **Delle an der Oberfläche** des Bauteils abzeichnen.

Werden in einem, dem Guss anschließenden Schmiedeprozess Lunker nicht ganz geschlossen und/oder wieder verschweißt, z.B. als Folge einer zu geringen Verformung, sind auch **Lunker in Schmiedeteilen** möglich.

Der Vollständigkeit wegen sei hier auch die Lunkerbildung in **Schweißnähten** erwähnt. Ihre Entstehung entspricht dem Gussteil. Zum Einfluss von Lunkern auf die Bauteilfestigkeit,

insbesondere bei thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung wird in Bild 11.3-7 Stellung genommen (Lit 11.1-18).

Gasporen in Gussteilen und Schweißungen sind gewöhnlich sphärische Hohlräume ähnlich kleiner Blasen (Skizze rechts). Sie sind Folge einer Gasbildung in der Schmelze. Weil sie aufschwimmen, sammeln sie sich im oberen Bereich des Bauteils oder an nach oben abschließenden Flächen. Gasporen haben gewöhnlich keine Verbindung zur Oberfläche, sie erfordern deshalb zur Auffindung eine Röntgenprüfung. Porenwände sind meist nicht oxidiert. Poren lassen sich deshalb mit einem HIP-Prozess entfernen.

Auch in **Schmiedeteilen** werden in seltenen Fällen Gasporen, wenn auch sehr kleine, gefunden (z.B. in **Titanlegierungen**, Bild 11.2.2.1-10). Sie stammen aus dem Gießprozess und wurden nicht verschmiedet. Oft stehen diese Poren im Zusammenhang mit **Wasserstoff**.

Gleiches gilt für viele Poren in Lichtbogen-Schweißverfahren, die eine **Verdampfung des Metalls** nutzen. Diese können Metalldampf vor der Sublimation einfangen und eine Gaspore entstehen lassen. Zu solchen Verfahren zählt das **Elektronenstrahlschweißen** (Bild 12.2.1.3.3-2, Bild 12.2.1.3.3-3 und Bild 12.2.1.3.3-8). Der Verdampfungsprozess wird vom Umgebungsvakuum unterstützt.

Eine weitere Form der Porenbildung sind mikroskopisch feine Poren auf Korngrenzen (Stähle) im Zusammenhang mit einer **Wasserstoffversprödung**. Diese Poren haben sich **erst im Schmiedeteil gebildet** (Band 1, Bild 5.7.1-2).

Porenbildung ist auch bei **PM-Werkstoffen** bekannt. Wenn eine zeitweise **leckende Kapsel** das Druckgas (meist Argon) in den noch porösen Körper eindringen lässt und dieses nach der Verdichtung gefangen bleibt, können sich während und nach dem Abkühlprozess auf Grund des hohen Druckes Poren bilden.

Der Vollständigkeit halber sei die Bildung winziger Poren (**Kriechporen**) auf den **Korn-**

grenzen von Heiteilen erwähnt (Band 1, Bild 5.3.2-6 und Bild 5.3.2-7). Diese Poren entstehen besonders ausgeprägt in Schmiedeteilen während des Kriechprozesses im Betrieb. Geschlossene Poren, d.h. solange keine Risse zur Oberfläche gehen (keine Oxidation, Differenzdruck kann sich aufbauen) können in einer Frühphase, mit Hilfe eines **HIP-Regenerationsprozesses** geschlossen werden (siehe auch Bild 11.2.3.1-2.1 und Bild 11.2.3.1-2.2).

Bild 11.1-8: Neben Betriebseinflüssen (Skizze oben Mitte) wie **Anstreifvorgnge** (Band 1, Bild 4.4-15 und Bild 5.3-5) die in erster Linie mit schnellen örtlichen **Überhitzungen** in Zusammenhang stehen, können viele Verfahren bzw. Fertigungsschritte eine **Warm- bzw. Heißrissbildung** auslösen:

- Gießen (Skizze oben rechts)
- Schmieden (Bild 11.1-13 und Bild 11.2.2.1-1)
- Wärmebehandlung (Kapitel 12.2.1.9-3 und Band 4 Bild 17.3.1-9)
- Schweißen (Skizze oben links, Bild 12.2.1.3.1-10)
- Zerspanung wie Schleifen und Trennen (Bild 12.2.1.1-2).

Dabei wird der ausreichend erwärmte Werkstoff in erster Linie von Eigenspannungen (Wärmespannungen) an erweichten oder schmelzflüssigen Korngrenzen aufgerissen (mittlere Skizzen).

Ein Zusammenwirken vieler Einflüsse begünstigt die Warmrissbildung (Schaubild unten). Die folgenden Betrachtungen sollen sich auf den Gestaltungs- und Herstellungsprozess von Rohteilen, d.h. das Gießen, beschränken:

Konstruktion: Bereits die Konstruktion trägt entscheidend zur Warmrissbildung in einem Gussteil bei.

Dazu passt der **Trend zu äußerst komplexen, integralen großen Gussteilen** wie **Turbinenleitapparaten** in Segmenten oder als ganzes Bauteil. Abrupte Querschnittsübergänge in Kombination mit hoher Steifigkeit, Spannungskonzentrationen (scharfe Ecken) und unterschiedlicher Wärmeabfuhr unterstützen die Warmrissbildung. Ein typisches Bauteil sind integrale Turbinenleitapparate (Bild 11.1-9).

Metallurgische Einflüsse (siehe Bild 11.2.2.1-1): Natürlich gibt es legierungsabhngige Unterschiede in der Warmrissneigung. Die Realisierung eines komplexen Gussteils ist also nicht nachgewiesen, wenn dies für einen anderen Werkstoff (z.B. mit höherer Duktilität) gelang. Scheinbar kleine Unterschiede im Erstarrungsablauf, der Schrumpfung, einer Neigung zur Seigerungsbildung (Anreicherung oder Verarmung an Legierungsbestandteilen) sowie geringen Mengen schädlicher Verunreinigungen (z.B. Wismuth, Lit 11.1-7, Band 4, Bild 18.3-14) können sich gravierend auswirken.

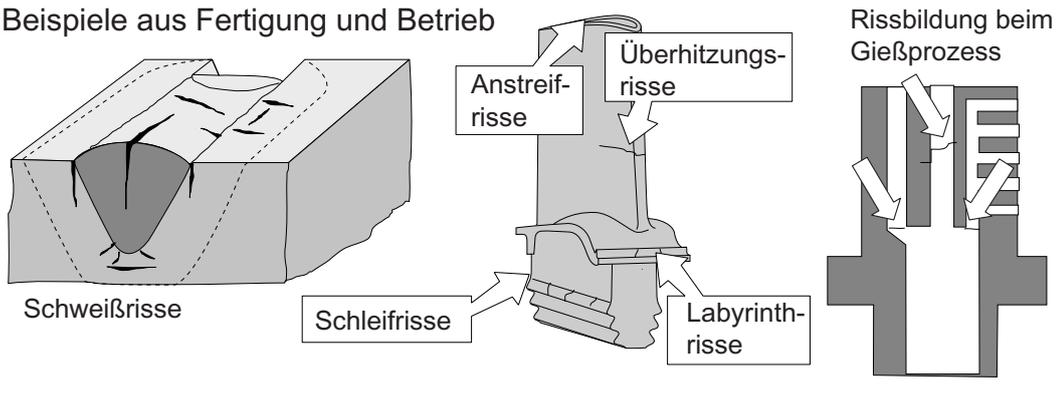
Gießbedingungen: Große Erfahrung und die beste Gieereiausrstung sind bei komplexen Gussteilen des Triebwerksbaus die Voraussetzung Termine und Serienpreis zu halten. Anschnitttechnik mit Anordnung und Gestaltung von Einguss und Steiger, Vorwärmung und Abkühlung der Gießform, Gießgeschwindigkeit und Gieatmosphre sind im Zusammenspiel zu optimieren.

Formmassen: Hierbei spielen natürlich auch die keramischen Gießformen in Ihrem Einfluss auf den Wärmehaushalt und die Belastung des schrumpfenden Bauteils **bei Erstarrung und Abkühlung eine entscheidende Rolle** (Bild 11.1-10).

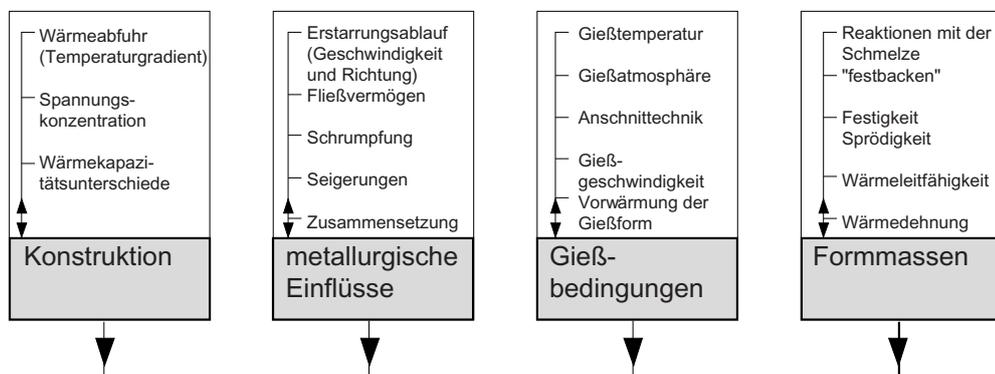
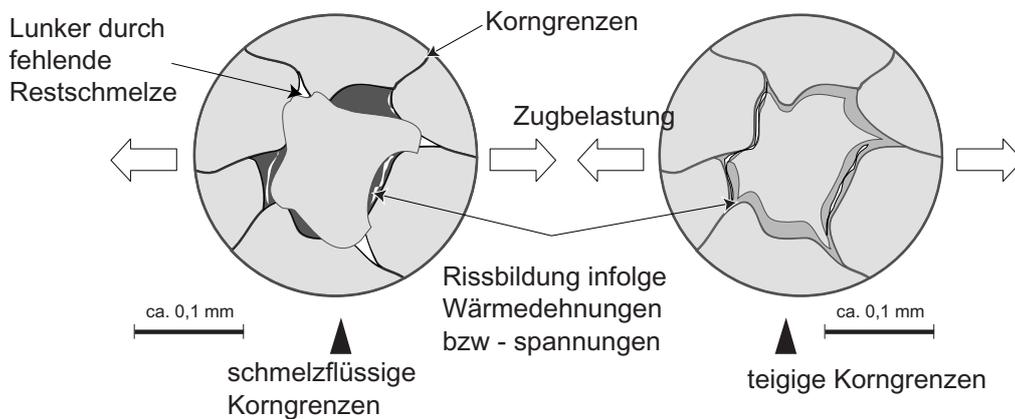
Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Warmrissbildung tritt bei vielen Herstellungs- und Betriebsvorgängen auf, die Einflüsse und Mechanismen sind weitgehend gleich.

Beispiele aus Fertigung und Betrieb



Schadensmechanismus der Warmrissbildung



Einflüsse auf die Entstehung von Warmrissen

Warmrisse

Bild 11.1-8

Bereits der Konstrukteur entscheidet über die Neigung eines Bauteils zur Warmrissbildung. Dies gilt für die Rohteilherstellung und für das Betriebsverhalten.

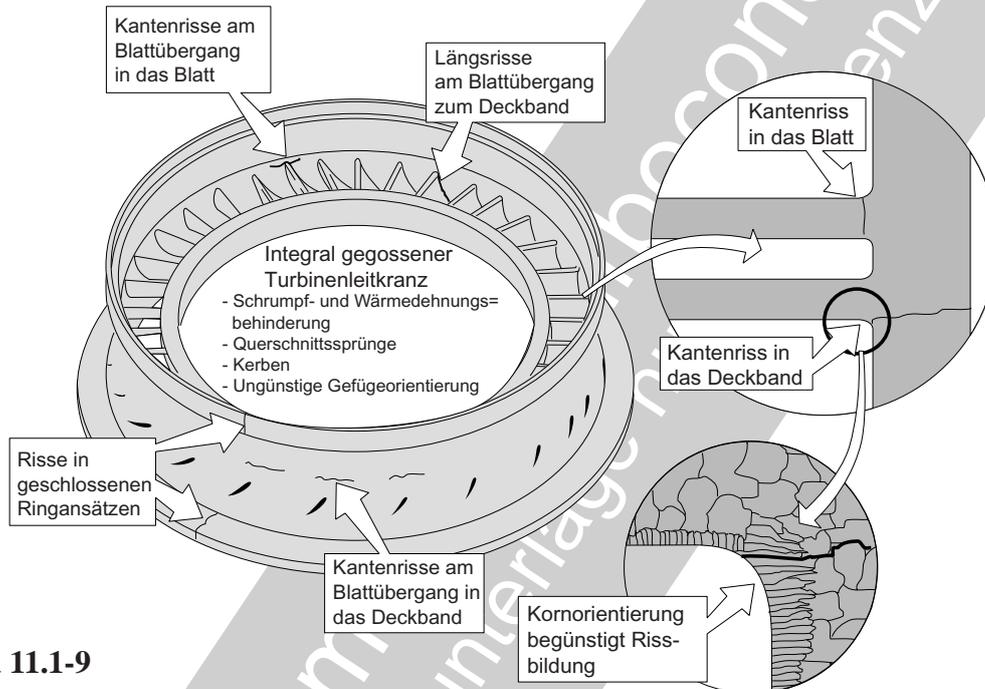


Bild 11.1-9

Bild 11.1-9: Ein großes Problem integraler Turbinenleitapparate mit bis zu 50 cm Durchmesser, wie sie bei kleineren Triebwerken zum Einsatz kommen, ist die Warmrissbildung (Bild 11.1-8). Diese Bauteile überlagern in besonderem Maße warmrissbegünstigende Eigenschaften:

- Prinzipbedingte **behinderte Wärmedehnung** ermöglicht hohe Wärmespannungen.
- **Querschnittsprünge** und Materialansammlungen an Blattübergängen in die Deckbänder (Bauteilskizze und Detail oben rechts).
- **Kerben** an den Kanten der Übergänge.
- **Ungünstige Kornorientierung** in den gefährdeten Zonen (Detail unten rechts).

Dies kann zu erheblichen Ausschussquoten und Lieferschwierigkeiten bis zur Nichtreali-

sierbarkeit in der Serie führen. Ist es einer Gießerei nach aufwändiger Entwicklungsarbeit (Gießversuche) gelungen ein solches Serienteil zu liefern, besteht erfahrungsgemäß die große Gefahr, dass dieser Aufwand sich für einen zweiten Lieferanten nicht mehr lohnt und ein „Double Sourcing“ nicht möglich ist. Fällt der verbliebene Lieferant aus, ist damit das gesamte Projekt zumindest verzögert, wenn nicht gar gefährdet.

Interessant und von großer Bedeutung ist die Erfahrung, dass warmrissempfindliche Bereiche bei der Rohteilherstellung auch im Betrieb rissanfällig sind. Hier handelt es sich jedoch meist um Thermoermüdungsrisse (Band 1, Bild 5.4.2.1-2 und Bild 5.4.2.1-3). Warmrisse am Rohteil sollten deshalb den Konstrukteur zu einer rechtzeitigen Optimierung gerade im Hinblick auf das zu erwartende Betriebsverhalten ermutigen.

Bild 11.1-10: Viele Bauteile der Turbotriebwerke werden als **Feinguss** nach dem Prinzip des **Wachsausschmelzverfahrens** hergestellt. Es handelt sich in erster Linie um Heiteile aus sog. Superlegierungen vorzugsweise auf Ni-Basis, in geringerem Maß auf Co-Basis. **Ganz allgemein kann man sagen: Je komplexer und integraler das Bauteil ist, umso größer sind die zu erwartenden Gussprobleme, der technologische Entwicklungsaufwand und die Ausschussrate.**

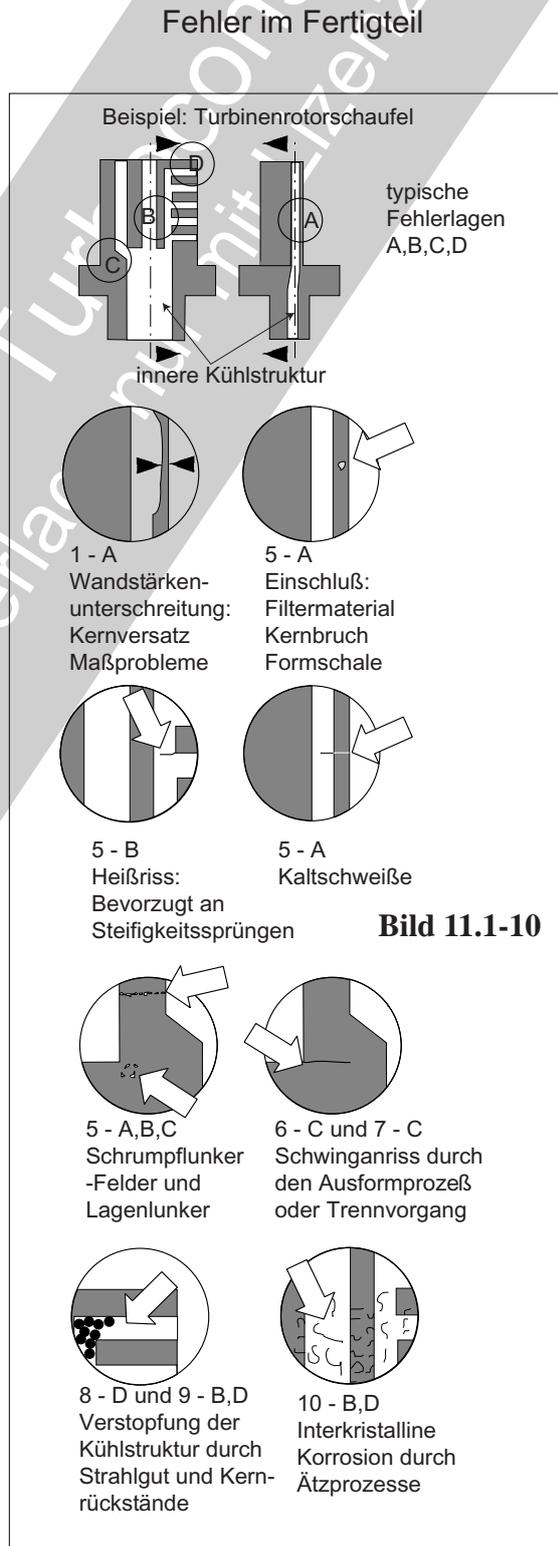
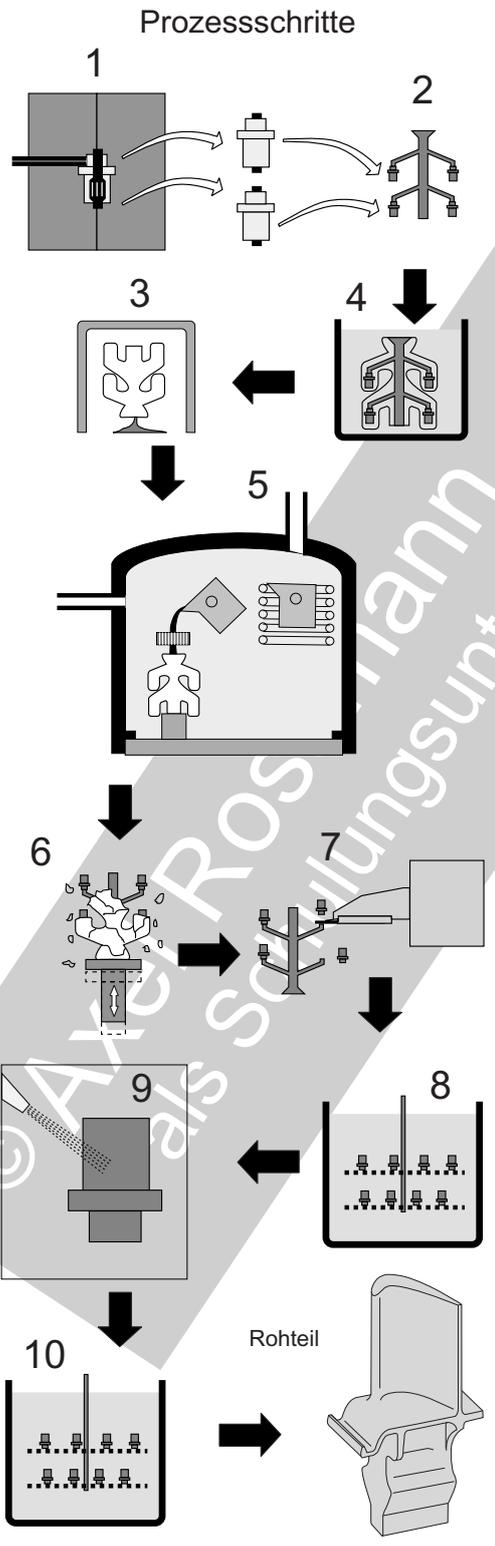
Typische Teile sind Turbinenschaufeln (Bild 11.2-1) in Form von **Einzelteilen oder Segmenten bis zu integralen (einstckigen) Leitapparaten**. Beschauelte **Turbinenräder** kleinerer Gasturbinen werden in einem Stück (Blisk) gegossen. Weitere Teile sind ganze Gehäuse oder **Gehäuse**teile. In Verdichter und Turbine finden wir derartige Feingussteile. Bei manchen kleinen Gasturbinen als Blisks aus Stahlguss, in großen Gasturbinen als einzelne Schaufeln bis zu ganzen Verdichterleitapparaten. Hier steht die Schwingfestigkeit im Vordergrund. Das erschwert den Ersatz von Schmiedeteilen durch Gussteile erheblich. Natürlich werden auch Titanlegierungen, beispielsweise für Verdichtergehäuse, in ähnlichen Gussverfahren hergestellt. Weil zumindest komplexe geometrische Flächen wie die der Schaufelbltter beim Guss die Endkontur des Fertigteils erhalten, also keinen merklichen Abtrag erfahren, können Schwachstellen und unerkannte Fehler aus dem Gießprozess leichter im Bauteil verbleiben als z.B. bei Schmiedeteilen die zerspannt werden. Solche Fehler bestimmen in hohem Maße die Betriebssicherheit. Deshalb ist ein Verständnis des Entstehens, der Ursachen, der Verteilung im Bauteil (Skizzen auf der linken Seite) und der Beeinflussung der Betriebseigenschaften (Skizzen auf der rechten Seite) Voraussetzung für das Vermeiden oder sichere Auffinden von Gussfehlern. Im Folgenden werden am Beispiel einer gekühlten Turbinenrotorschaukel die Schritte des Gießprozesses typischen Problemen, Fehlern und deren Lagen am Bauteil (gekennzeichnet durch A,B,C,D) zugeordnet:

„1 und 2“ Wachsmoell mit **Keramikkernen:** Weil Abweichungen äußerer Masse und Geometrien einfacher zu erkennen sind, besteht eine Gefahr eher durch innen liegende Probleme. Die oft sehr filigranen und bruchempfindlichen **Keramikkorne** können im Inneren gerissen, gebrochen und aus ihrer geforderten Lage versetzt sein. Dies kann sich später im Inneren, z.B. der Khlkonfiguration, abbilden und diese unzulässig verändern (Bild 11.2-13). Selbst wenn solche Fehler mit modernen Prüfverfahren aufgefunden werden, kann es zu inakzeptablen Ausschussraten kommen. Dies gilt besonders für den Einkristallguss mit einer hohen Beanspruchung der Kerne (Bild 11.2-16).

„3“ und „4“ Gussform: Die keramische Form für die Gusstraube bestimmt die äußere Form der Teile. Die Formsteifigkeit und wärmetechnische Daten sind für das Gussteil von großer Bedeutung. Mit einer Dotierung der Innenwand (Keimbildung) lässt sich das **Kornwachstum** an der Gussteiloberfläche beeinflussen. Die äußere Bauteilgeometrie ist gut prüfbar, sodass masslich unzulässige Teile ausgeschieden werden können. Bestimmte **Verzge** lassen sich in festzulegenden Grenzen durch **Richten** (z.B. Verdrehen des Blattes, Bild 11.3-5) auffangen (siehe hierzu Punkt „11“ und Band 4, Bild 18.5-12).

„5“ Gießvorgang: **Keramische Partikel können aus einem Filter, vom Kern oder der inneren Formschalenoberflche** von der Schmelze mitgeführt werden. Solche Fehlstellen können dünne Querschnitte (z.B. Wände gekühlter Turbinenschaufeln, Bild 11.2-13) merklich schwächen. Diese Fehlstellen sollten jedoch mit Röntgen ausreichend sicher gefunden werden, weil hier, anders als bei der Verstopfung von Kühlkanälen, die niedrige Absorption der Röntgenstrahlen von Vorteil ist. **Verunreinigungen der Schmelze durch geringste Mengen schädlicher Metalle wie Wismut** (Band 4, Bild 18.3-14) und **Blei** sind dagegen sehr viel schwerer zu entdecken und kn-

Entstehung von Fehlern an Fertigteilen im Feingussprozess.



nen ganze Chargen unbrauchbar machen. Dies ist besonders unangenehm wenn die Schädigung **erst im Betrieb durch vorzeitiges Versagen erkannt** wird.

Das Gefüge, insbesondere **Korngröße, Korngrenzenorientierung, Kornform (Stängel, globular) und Kornstruktur (Dendriten, Phasen, Karbide)** werden vom zeitlichen und räumlichen Verlauf des Temperaturgradienten bei der Erstarrung bestimmt. Mit gesteuerten Abkühlungsraten und Temperaturgradienten lassen sich **gerichtet erstarrte Gefüge** (Korngrenzen parallel zur lebensdauerbestimmenden Beanspruchung, Bild 11.2-15) und **Einkristalle** herstellen (Bild 11.2-16). Damit werden Betriebseigenschaften des Bauteils optimiert. Hierzu gehören insbesondere Thermoermüdung und Kriechfestigkeit. Eine **nachträgliche Veränderung der Korngröße und -geometrie durch Wärmebehandlungen ist, im Gegensatz zu den verstärkenden Phasen und Karbiden, ohne Nachteile nicht möglich**. Treten **Stängelkristalle** in Bauteilzonen wie dem Übergang der Blattecken in das Deckband auf, die unter hohen Wärmespannungen stehen, wird die zu erwartende Lebensdauer des Bauteils entscheidend verkürzt.

Beim Erstarren des Bauteils kann es in **Querschnittsansammlungen zur Lunkerbildung** kommen (Bild 11.1-7). Solange diese Fehlstellen zur Oberfläche offen sind oder ausreichend voluminös, genügen Eindringprüfung und Röntgen für die sichere Auffindbarkeit. Kleine Ansammlungen von Lunkern an Querschnittsprüngen wie dem **Übergang von Noppen in die Wand eines Kühlluftkanals** oder eine **Lagenporosität** (Bild 11.2-13) sind dagegen schwer aufzufinden und können wegen des Risikos weiterer potenziell betroffener Teile im Betrieb umfangreiche Aktionen auslösen. Sind **aufeinandertreffende Schmelzenströme** bereits zu weit abgekühlt, kommt keine Verbindung zustande, es entsteht eine schwer erkennbare **Kaltschweisse**.

Beim Abkühlen des Gussteils führt der **Schrumpf im Teil und gegenüber der kera-**

mischen Gussform zu hohen Wärmespannungen. Diese können **Warmrisse** (Bild 11.1-9) entstehen lassen. Kommt es an einkristallinen Werkstoffen zu ausreichend plastisch verformten Zonen, ist in der Abkühlungsphase bei hohen Temperaturen mit einer **Rekristallisierung unter Bildung kleiner „Fehlkörner“** zu rechnen. Diese verschlechtern das Betriebsverhalten und begünstigen eine **Rissbildung bei einer Bearbeitung** (z.B. beim Schleifen von Schaufelfüßen).

„6“ **Entformen:** Obwohl die **Gussform** nach der Abkühlung Risse aufweist, muss sie meist durch die **Einwirkung erheblicher mechanischer Kräfte** vom Bauteil getrennt werden. Das Entfernen der keramischen Gusschale mit **vibrierenden Geräten** (Bild 11.2.2.5-7.2) kann zu unerkennbaren Vorschädigungen infolge Schwingermüdung und/oder zu **Schwingrissen** führen.

„7“ **Abtrennen:** Es besteht der Verdacht, dass ein ähnliches Problem auch beim Abtrennen der Gussteile von der Traube besteht. Die Anregung der **Schwingungen** ist im Zusammenhang mit einer ungünstigen Einspannung der Teile und einem „Stick Slip“-Effekt der **Trennscheibe** zu sehen.

„8“ **Entfernen der Kerne (Auslaugen):** Dies geschieht, wegen der hohen chemischen Stabilität der keramischen Kerne, durch aggressive Medien. Bei Abweichungen der Prozessparameter kann dabei auch das Grundmaterial geschädigt werden. Ein **Korngrenzenangriff** ist besonders gefährlich und schwer erkennbar. Nicht ausreichend entfernte Kerne (**Kernrückstände**) können **Kühlluftkanäle so verengen**, dass es im Betrieb zur Überhitzung mit extremem Lebensdauerabfall kommt. Das typische Kernmaterial Al_2O_3 absorbiert Röntgenstrahlen so wenig, dass von Kernrückständen verstopfte Kühlluftkanäle nur schwer zu finden sind (Lit. 11.1-1).

„9“ **Abrasive Strahlbehandlung:** Zur Entfernung von äußeren Formresten und für eine optimale äußere Erscheinung werden Gussteile mit keramischen Partikeln, im Extremfall mit Stahlkorn gestrahlt. Dabei besteht die Gefahr, dass Fehler verdeckt und Risse verschlossen werden, was eine nachträgliche Eindringprüfung erschwert (Band 4, Bild 17.3.1-4). Strahlmittelreste in den Schaufeln sollten sich eigentlich vermeiden lassen. Eine Beladung mit steckengebliebenem Strahlbruch kann bei späteren Fertigungsfolgen wie Diffusionsbeschichtungen (Bild 12.2.1.8.1-3) Probleme machen. Superlegierungen können mit **Strahlgut** (z.B. SiC) **reagieren**. Diese Gefahr besteht in nachfolgenden Fertigungsprozessen mit hohen Temperaturen wie Wärmebehandlung, Diffusionsbeschichtung und Hochtemperatlöten. Auch unter hohen Betriebstemperaturen kann es so zu schleichenden Schäden kommen.

„10“ **Ätzen:** Vor und/oder nach einem abrasiven Strahlen folgt in vielen Fällen ein Ätzvorgang in einem aggressiven Medium. Eventuelle Fehler werden dabei sichtbar gemacht bzw. Trennungen geöffnet. **Makrogefüge** wird entwickelt und kann beurteilt werden (Korngröße, Korngeometrie, siehe „5 Guss“). Auch hier ist darauf zu achten, dass insbesondere aus schlecht kontrollierbaren **Innenräumen** kein unzulässiger Angriff erfolgt und keine später schädigenden **Rückstände des Ätzmittels** verbleiben (Bild 12.2.1.7-6).

„11“ **Wärmebehandlung:** Eine Wärmebehandlung der Gussteile dient zur Optimierung der Form und Verteilung von Phasen (γ -Phase und Carbiden) welche die Betriebsfestigkeit bestimmen. Die dafür notwendigen **Glühtemperaturen sind sehr hoch**, bis in die Nähe der Solidustemperatur. Wenn in Verfahrensschritten wie Strahlen oder Richten ausreichend plastisch verformte Zonen (kritische Verformung) in einem einkristallinen Bauteil entstanden sind, kann es bei sehr hohen Glühtemperaturen zur Rekrystallisation kommen (Bild 11.2-16). Es bilden

sich neue Körner, die erfahrungsgemäß in folgenden Fertigungsschritten und dem Betrieb als Schwachstellen wirken.

Bild 11.1-11: Fehlstellen und Besonderheiten in Schmiedeteilen gehen häufig auf den Gussblock (Ingot) zurück (Bild 11.2.2.1-9, Bild 11.2.2.1-11 und Bild 11.2.2.1-12). Wird ein zu kleines Kopfstück abgetrennt (Skizze oben), können verbliebene Fehlstellen in das Schmiedeteil gelangen. Der Schmiedeprozess ist dann möglicherweise nicht mehr in der Lage, den Fehler durch Verschmieden zu beseitigen (Bild 11.1-13 und Bild 11.2.2.1-13). Typische Fehlstellen und Besonderheiten die sich im Schmiedeteil auswirken können sind Lunker (Bild 11.1-13 Bild 11.2.2.1-13), Gasporen, Seigerungen und Gefügebesonderheiten wie Stängelkristalle. Dabei spielt der örtliche Verschmiedungsgrad eine wichtige Rolle (Bild 11.1-14)

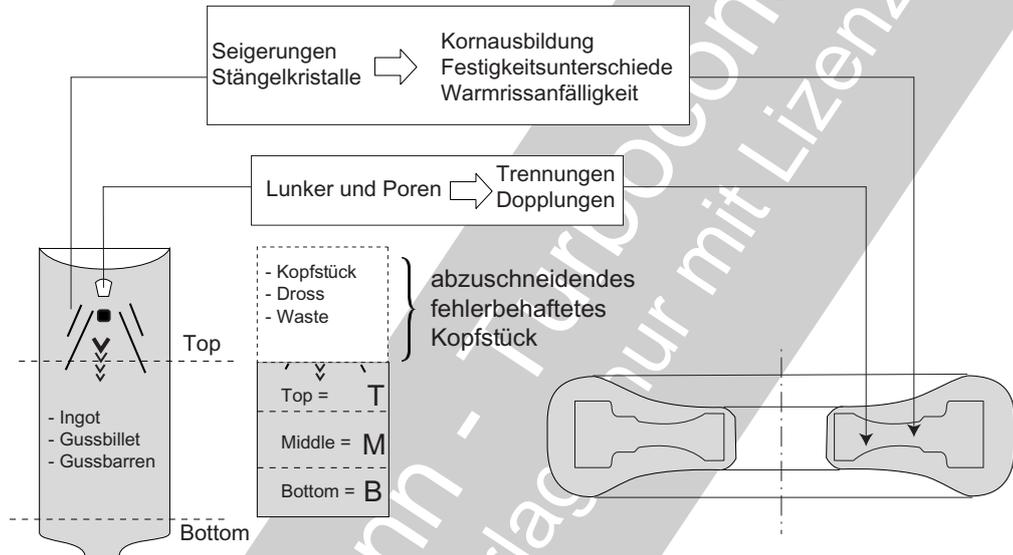
Im Rahmen unten ist schematisch die Entstehung von **Seigerungen** (engl. Segregation) beim **VAR-Prozess** (engl. Vacuum Arc Remelting, Bild 11.1-12) dargestellt.

Ein zweiter häufiger Erschmelzungsprozess ist der sog. **ESR-Prozess** (nicht dargestellt). Hier befindet sich der Lichtbogen in einer flüssigen Schlackeschicht die auf dem Bad schwimmt. Fehler bei der Erschmelzung (Lit. 11.1-4, Lit. 11.1-12 und Lit. 11.1-13, Bild 11.1-12) bilden sich in beiden Schmelzprozessen im (Guss-) Barren (engl. **Ingot**) bzw. in den umgeschmolzenen Blöcken (engl. **Casting Billets oder Billets**). Aus diesen entstehen später Schmiedestangen (engl. Forging Billets) und daraus das umgeschmiedete Halbzeug (engl. Pancakes, Bild 11.3-11).

In hochlegierten Stählen (z.B. A286) und Superlegierungen (z.B. Waspaloy, IN718) stehen Fehler, die auf den Schmelzprozess zurückzuführen sind, im Zusammenhang mit **Seigerungen, d.h. Zonen verarmter oder angereicherter Legierungsbestandteile** (Bild 11.1-12). **Besonders festigkeitsmindernd und deshalb gefährlich sind Seigerungen aus Oxiden, Carbiden, Nitriden und Carbonitriden.**

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Auswirkungen von Fehlstellen und Besonderheiten im Gussbarren (Ingot) können auch später in Schmiedeteilen gefunden werden.



Bereits bei der Erschmelzung des später zu schmiedenden Gussmaterials entstehen die verunreinigungsbedingten Seigerungen der Schmiedeteile.

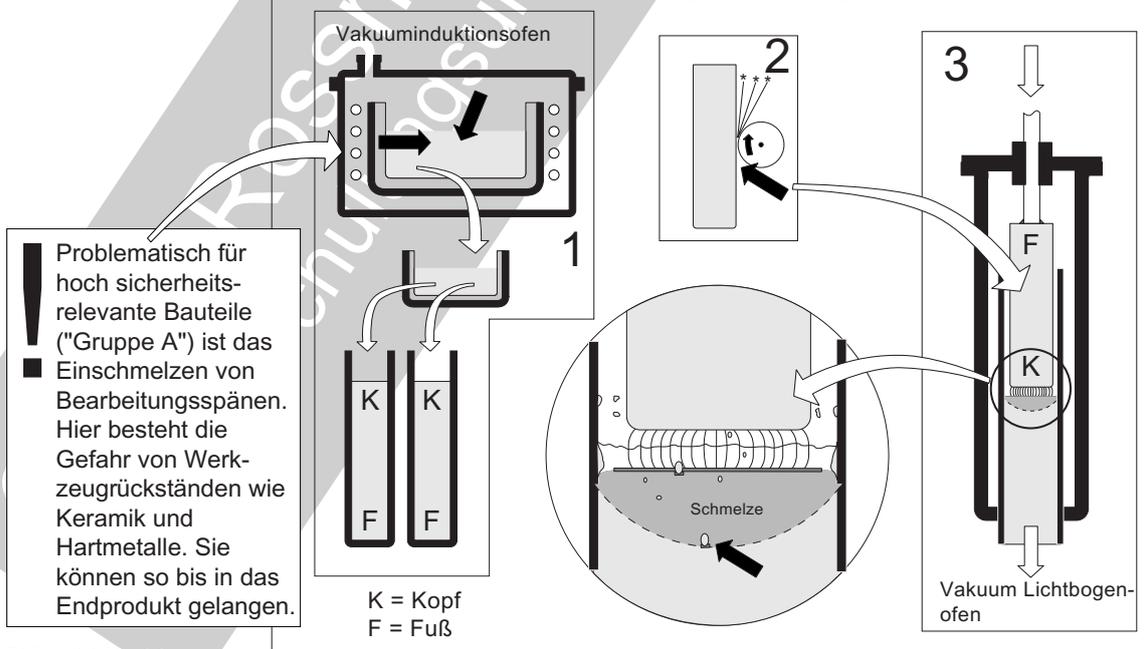


Bild 11.1-11

Schmiedestücke aus **Titan** kennen im Herstellungsprozess ähnliche Schritte. Die potenziellen Verunreinigungen und Probleme unterscheiden sich jedoch von den hier beschriebenen und werden im Rahmen von dokumentierten Schadensfällen gesondert behandelt (Bild

11.2.2.1-4 bis Bild 11.2.2.1-10). Im Vakuuminduktionsofen („1“) erfolgt die Erschmelzung der Legierung aus dem Vormaterial. Bereits die Qualität bzw. Herkunft dieses Vormaterials kann eine Auswirkung auf das spätere Schmiedeteil haben. Handelt es sich z.B. um **wieder-**

*verwendetes Material (Recycling) aus einer Zerspanung, können sich nicht voll aufgeschmolzene Verunreinigungen aus **Bruchstücken von Hartmetallschneiden** der Werkzeuge später im Gussteil wiederfinden. Dies gilt auch für Oxide aus dem Vormaterial, Verunreinigungen wie Strahlgutresten oder von Keramikformen. Aus dem Induktionsofen werden Stangen in Kokillen gegossen. Deren Kopf („K“) bzw Fußlage („F“) ist für die **Lage möglicher Fehler in den späteren Schmiedeteilen** von Bedeutung (Bild 11.1-13). Sie wird deshalb für eine vorgeschriebene Zeitspanne **nachvollziehbar dokumentiert**. Um möglichst wenig Verunreinigungen in den folgenden Umschmelzprozess einzubringen, werden Oxide und eventuelle Kokillenrückstände **abgeschliffen** („2“). Auch hier besteht die potenzielle Gefahr, dass in der Oberfläche der Abschmelzelektrode Steckendes von der Schleifscheibe als Seigerungsbestandteil im Halbzeug auftritt. Beim folgenden Lichtbogen-Umschmelzprozess („3“) in Argon oder Vakuum wird die umgedrehte Stange (Kopf zuerst) abgeschmolzen (Bild 11.2.2.1-7). Sie tropft in die darunter liegende gekühlte Form, in der sich die umgeschmolzene Stange aufbaut. Dieser **Umschmelzprozess kann mehrmals** erfolgen, wobei davon ausgegangen wird, dass mit der Zahl der Umschmelzungen das Risiko von Seigerungen abnimmt. Dies ist deshalb für das Halbzeug von geschmiedeten Rotorkomponenten (bis zu dreimal) ein **wichtiges Qualitätskriterium** und in Spezifikationen festgeschrieben. Sollen **abweichend erschmolzene Schmiederohteile** zur Anwendung kommen, ist gegebenenfalls eine sehr aufwändige **erneute Zulassung** mit umfangreichen zyklischen Schleuderprüfungen erforderlich. Von besonderem Interesse für die Entstehung gefährlicher Seigerungen ist der **Bereich des Lichtbogens mit der abtropfenden oberen Elektrode und dem Schmelzbad auf der unteren Elektrode**. Auf diesem Schmelzbad sammeln sich und schwimmen leichte, nicht aufgeschmolzene Verunreinigungen. Besondere*

Abläufe können dazu führen, dass Verunreinigungen von der umgeschmolzenen Stange aufgenommen werden. Auf diese Vorgänge wird in Bild 11.1-12 näher eingegangen.

*Nach dem Umschmelzvorgang, ist im **zuletzt erstarrten Kopfbereich mit schädlichen Merkmalen** zu rechnen. Typisch ist ein großer zentraler Lunker, eine besondere Anordnung der Seigerungen von Legierungsbestandteilen und Konzentrationen von Verunreinigungen (Bild 11.3-11). **Für die Qualität der späteren Schmiedestücke ist entscheidend, dass vorher ein ausreichend großes Kopfstück abgetrennt wird**, das nicht zur Verschmiedung kommt. Verständlicherweise beeinflusst dies die Kosten. Deshalb wird nach Möglichkeit kein unnötig großes Stück abgetrennt. Erfahrungsgemäß kommt es immer wieder vor, dass sich Fehler aus dem kopfnahen Stück in Fertigteilen finden (Bild 11.2.2.1-9, Bild 11.2.2.1-11, Bild 11.2.2.1-12). In einem solchen Fall muss auf die vorgeschriebene Dokumentation der Umschmelzung zurückgegriffen werden. So besteht die Chance, **weitere „unter“ dem Schadensteil liegende Teile zu identifizieren***

Bild 11.1-12 (Lit 11.1-4 und Lit 11.1-14):

Erklärung des Schmelzprozesses: Die zwei häufigsten Erschmelzungsprozesse sind der sog. VAR-Prozess (engl. Vacuum Arc Remelting) und der ESR-Prozess (engl. Electro Slag Remelting). Beide Prozesse bedienen sich eines Lichtbogens zum Umschmelzen. Der Unterschied liegt jedoch in der Umgebung des Lichtbogens. Im VAR-Fall handelt es sich um ein Vakuum, bei ESR um ein auf der Schmelze schwimmendes Schlackebad. Zum Verständnis der Fehlerarten und deren Entstehung beim Umschmelzprozess wird im Folgenden der VAR-Prozess genauer betrachtet. Diese Fehler können sich später auch im Schmiedeteil wiederfinden. In der unteren Skizze ist der Querschnitt durch den Bereich des Schmelzvorgangs schematisch dargestellt. Zwischen der abschmelzenden Elektrode oben und dem beim

Fortsetzung Seite 11.1-30

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

Die Interpretation weißer Flecken ("White Spots") an geätzten Bauteilen aus Ni-Schmiedelegierungen ist eine "Wissenschaft". Nicht alle weißen Flecken sind nachteilig für die LCF-Festigkeit.

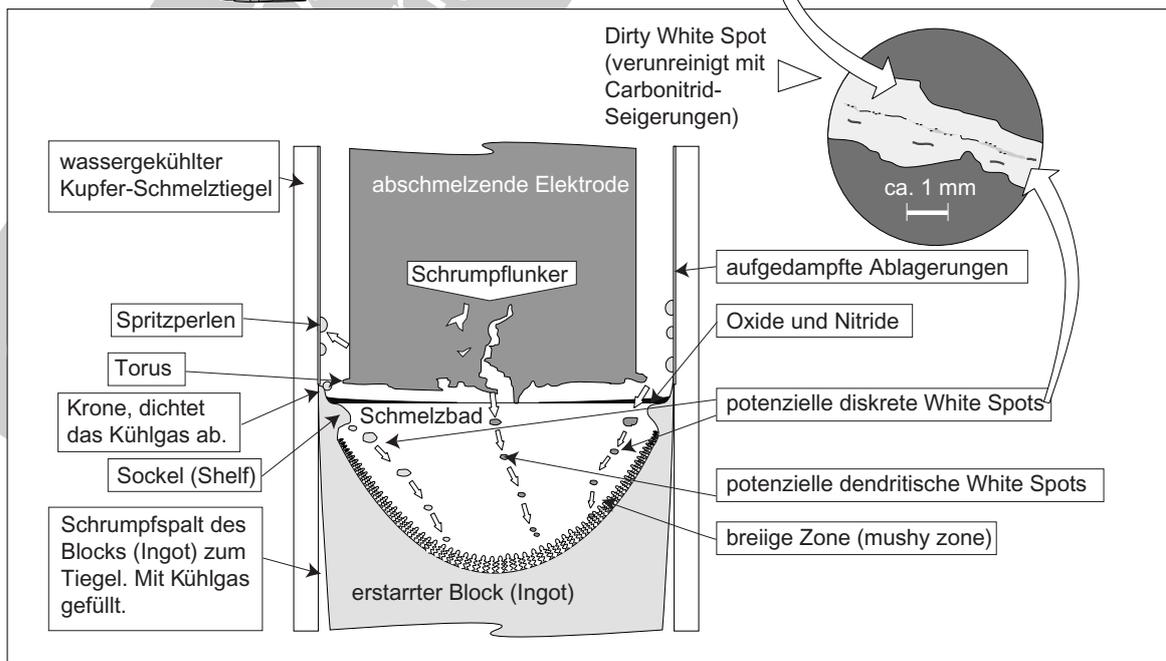
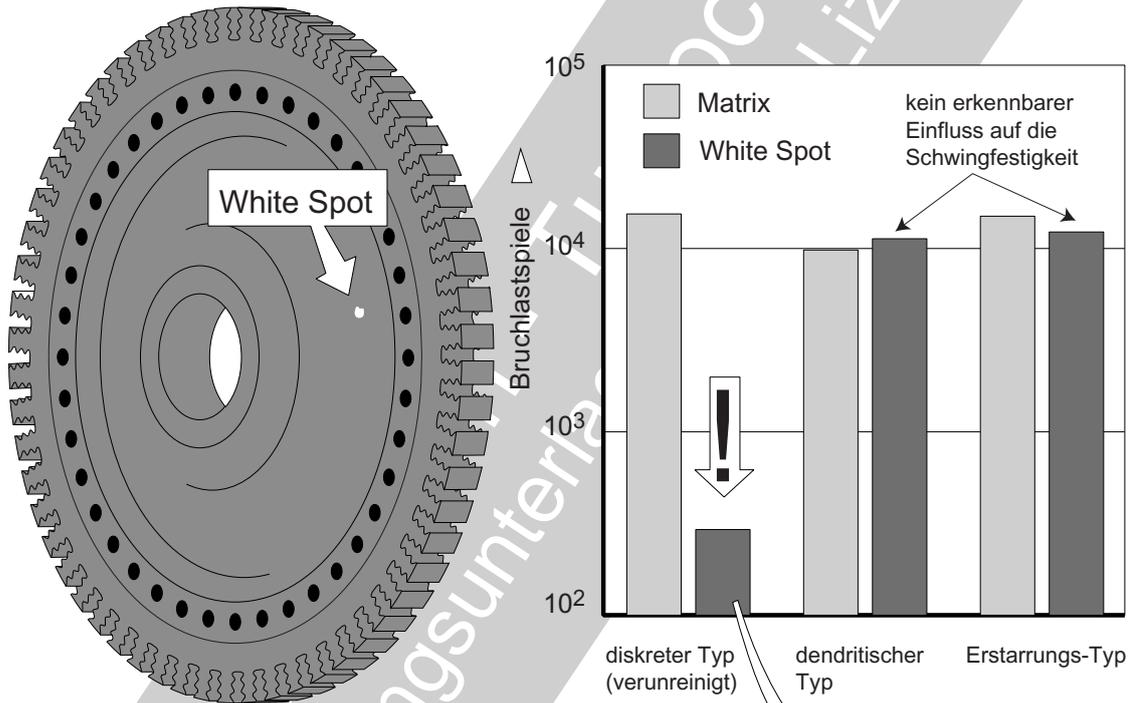


Bild 11.1-12

Fortsetzung von Seite 15.1-28

Erstarren aufwachsenden Gussbarren (Ingot) unten „brennt“ der die Schmelzenergie einbringende Lichtbogen in einem Vakuum. Auf dem Schmelzbad schwimmen abgeschiedene nichtmetallische Verunreinigungen wie Oxide, Nitride und Karbide. Spritzer aus dem Bad können an der gekühlten Kokillenwand festkleben und sich wieder lösen. Die obere Elektrode bildet einen gratähnlichen Rand, den sog. Torus der abbrechen und in das Bad fallen kann. Der Barren weist um den Schmelzbadspiegel eine sog. Krone (engl. Crown) auf. Diese liegt wegen seiner hohen Temperatur bzw. Wärmedehnung an der kalten Kokille an. So dichtet er den sich infolge der Schrumpfung bildenden Spalt darunter zum Vakuum ab. Dieser Spalt wird zur Verbesserung des Wärmeübergangs bzw. zur Steuerung der Blocktemperatur und damit der Schmelzbadgröße und -form mit einem Edelgas wie Helium oder Argon gefüllt (Bild 11.3-8). Unterhalb der Krone liegt ein an der kalten Kokille erstarrter Ring, der sog. Sockel (engl. Shelf). Krone und Sockel können Anreicherungen oder Verarmungen an Legierungsbestandteilen aufweisen und so einen höheren Schmelzpunkt als die Temperatur der Schmelze haben. Sowohl von der Krone als auch vom Sockel können sich Stücke ablösen und in die Schmelze fallen. Solche Partikel sind beim Erreichen der breiigen Erstarrungszone (engl. „Mushy Zone“) am Badboden, die Ursache für eine besondere Fehlerart (Bild 11.3-10). Die Schmelzbadgeometrie ist von großer Bedeutung für Art und Wahrscheinlichkeit potenzieller Fehler (Bild 11.3-10). In der breiigen Zone besteht eine ausgeprägte Dendritenbildung welche bestimmte örtliche Legierungsungleich-mäßigkeiten (Seigerungen) begünstigt.

Fehler und deren Entstehung: Entsteht am Fehler im Schmiedeteil ein detektierbares Ultraschallsignal, handelt es sich gewöhnlich um gefährliche Trennungen und/oder Ansammlungen von nichtmetallischen Partikeln (Seige-

rungen). In diesen Fällen spricht man von „**Sonic Defects**“.

Seigerungen können als Sonic Defects und/oder als Gefügeveränderungen auftreten. Sie sind **auf geätzten Oberflächen bzw. Trennflächen von Schmiedeteilen** aus Ni-Legierungen (z.B. IN718 und Waspalloy) und hochlegierten Stählen visuell durch **farbliche und strukturelle Veränderungen** erkennbar (Bild 11.22.1-4 und Bild 11.2.2.1-6). Bei Seigerungen in Form von

- Mikroseigerungen (engl. Microsegregations)
- Makroseigerungen (engl. Macroseggregations) insbesondere Anreicherungen an Nb- und Lavesphase (engl. „Freckles“, siehe auch Bild 11.2.2.1-11 und Bild 11.2-13).
- Ringförmige Strukturen (engl. „**Tree Rings**“, Bild 11.1-15).

Tree Rings haben offenbar nur einen geringen Einfluss auf die Betriebseigenschaften des Fertigteils. Abhängig von der Auslegung sind sie als **Schwachstellen** tolerierbar.

Eine besonders häufige Erscheinung sind sog. „**Weisse Flecken**“ (engl. „White Spots“) die ihren Namen einer schlechten Anätzbarkeit verdanken. Die **Interpretation dieser Ätzbefunde** auf die Art der Seigerung und ihre Auswirkung auf die Integrität des Bauteils ist selbst für einen Fachmann schwierig. **Ein White Spot bedeutet anscheinend nicht immer eine unzulässige Beeinflussung der Schwingfestigkeit** (Schaubild oben rechts). Solche Anzeigen können, wenn es die Spezifikationsangaben ermöglichen, akzeptiert werden. Weil es sich meist um äußerst teure Bauteile (Rotorteile, Skizze oben links) im Wert eines oder mehrerer Mittelklasse-PKW handelt, ist eine unnötige Aussonderung kostenintensiv. Das erschwert im Zweifelsfall Entscheidungen.

Seigerungen vom „diskreten Typ“ erscheinen gewöhnlich als ein heller, mehrere Millimeter großer, klar umrissener Fleck. Solche Fehler befinden sich gewöhnlich in einem zentrischen Kreisquerschnitt mit etwa dem halben Durch-

messer der Stange (Billets). Die Korngröße in diesem Bereich entspricht der des umgebenden Werkstoffs. Die Härte fällt meist zur Mitte des White Spots ab. Bei White Spots ohne Partikelverunreinigungen beobachtet man neben einer Verarmung an Kohlenstoff in Verbindung mit einer geringen Dichte an Karbiden eine leichte Verarmung an Legierungsbestandteilen wie Nb, Ti und Al. Oft gilt das auch für den Mo-Gehalt. Die Gefährlichkeit solcher White Spots entspricht einem potenziellen Festigkeitsabfall von ca. 20 %.

*Andere White-Spot-Typen ohne Verunreinigungen wie die besonders häufigen **Erstarrungs-White-Spots** (engl. Solidification W.S.) oder **dendritische White Spots** (engl. Dendritic W.S.) zeigen auch bei typischen Betriebstemperaturen **keinen bedenklichen Abfall der statischen und LCF-Festigkeit und der Duktilität**. Dendritische White Spots treten nah am Mittelpunkt des Billets auf (Bild 11.3-10). Den Erstarrungs-White-Spots werden, was die Entstehung und eine vernachlässigbare Beeinflussung der Werkstoffeigenschaften anbetrifft, auch sog. **Baumringstrukturen**“ zugerechnet (Bild 11.1-15).*

*Deutlich **gefährlicher sind verschmutzungsbedingte Seigerungen, sog. „Dirty White Spots“ vom diskreten und dendritischen Typ**. Sie enthalten **Anreicherungen von Oxiden, Karbiden und Nitriden** (Bild 11.1-12 und Bild 11.2.2.1-13). Bei einer ausreichend großen Fehlstelle ist auch mit einem **Riss** zu rechnen, der im Schmiedeteil mit einer optimierten Ultraschallprüfung auffindbar sein sollte. **Auch rissfreie verunreinigte Fehlstellen zeigen einen bedeutenden Abfall der LCF-Lebensdauer**. Im Gegensatz dazu hat man in den bereits behandelten Erstarrungs-White-Spots bisher offenbar keine gefährlichen Anreicherungen von Verunreinigungen gefunden.*

Entstehungsmechanismen von „White Spots“:

In das turbulente Schmelzbad fällt Material aus Sockel (engl. Shelf), Krone (engl. Crown) und Torus (Umfangsglat an der abschmelzenden Elektrode, Skizze des Badbereichs unten) während des Umschmelzvorgangs.

*Verarmte Partikel haben eine angehobene Schmelztemperatur und höhere Dichte als das Schmelzbad. Weil sie schneller absinken, **können sie die Erstarrungsfront unter dem Schmelzbad erreichen und dort anbinden** ohne selbst zu schmelzen. Das gleiche gilt für Verunreinigungen aus Nitriden und Oxiden die sich in Krone und Sockel angereichert haben. Ein **tieferes Schmelzbad vermindert die Wahrscheinlichkeit** derartiger Fehler. Dies zeigt die **Bedeutung einer exakten Einhaltung optimierter und vorgeschriebener Prozessparameter** (Bild 11.3-13).*

***Dendritische White Spots** entstehen wahrscheinlich durch **Elektrodenmaterial** das in die **Schmelze fällt**. Dies kann eine Folge des Abschmelzens im Bereich des **Zentrallunkers** der abschmelzenden (oberen) Elektrode sein. Ein **instabiler Lichtbogen** scheint die Häufigkeit dieses Seigerungstyps zu erhöhen. Es ist also zu empfehlen, bei unzulässigen derartigen Fehlern, die **Protokolle der Erschmelzung auf solche Hinweise genau zu überprüfen** (Bild 11.3-10).*

***Erstarrungs-White-Spots** treten nur in einer Kreisfläche zwischen Billetoberfläche und halbem Billedurchmesser auf (Bild 11.3-10). Sie benötigen ein **sehr flaches Schmelzbad**. Man nimmt an, dass ihre Entstehung im Zusammenhang mit einer Veränderung der Erstarrungsgeschwindigkeit steht. Langsame Erstarrungsraten begünstigen die Vergrößerung der Dendriten, was in den Zwischenräumen für eine leichte Verarmung von Legierungsbestandteilen sorgt.*

Merksatz: Beim Auftreten bedenklicher Seigerungen in Schmiedeteilen ist für die betroffene Charge der gesamte Erschmelzungsablauf mit den Prozessparametern auf ungewöhnliche Vorkommnisse hin zu überprüfen (siehe Kapitel 11.3).

Bild 11.1-13: Bis zum Halbzeug durchläuft ein Schmiedeteil mehrere Prozessschritte bei denen spezifische Fehler und Schwachstellen entstehen können. Die Probleme des Erschmelzens werden in Bild 11.1-11 und Bild 11.1-12 behandelt. In erster Linie sind es

- Seigerungen („**I-A**“),
 - Anreicherungen oder Verarmung von Legierungsbestandteilen
 - Ansammlungen von nichtmetallischen Partikeln wie Oxiden, Karbiden und Nitriden.
- Die gefährlichen Seigerungen entstehen am Kopf des Billets und gelangen in das Halbzeug wenn ein zu kurzes Kopfstück abgetrennt wurde (Beispiel 11.1-1, Bild 11.2.2.1-11, -12). Diese **Seigerungen** können den Schmiede- und Warmbehandlungsprozess durch ihre Neigung zur Rissbildung (z.B. Warm-/Heißrisse, Bild 11.1-8) beeinflussen.

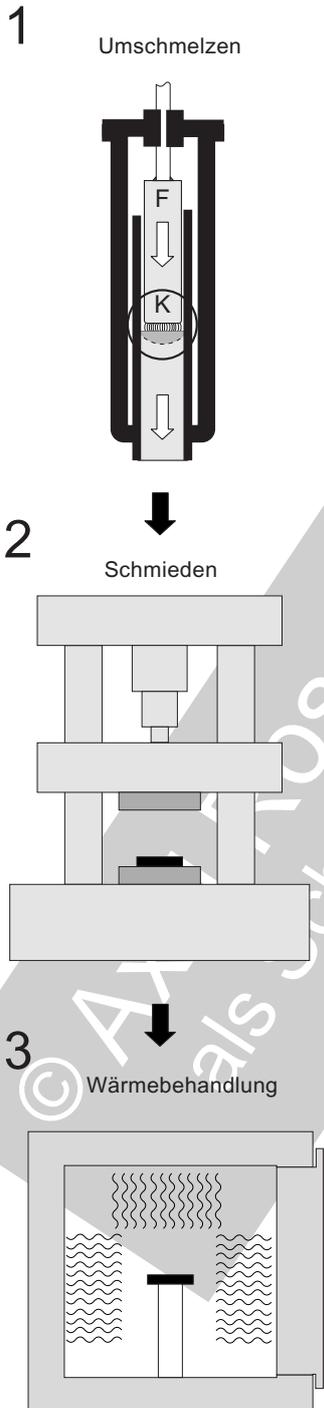
Das **Umformen** der aus dem „**Ingot**“ (Gussbarren) entnommenen „**Billets**“ (Bild 11.1-11 und Bild 11.3-11) kann auf unterschiedliche Weise erfolgen. Typische Verfahren sind Freiform- und **Gesenkschmieden** (Bild 11.1-14) sowie Walzen, Strangpressen (engl. **extruded**, Lit. 11.1-11) und Kriechumformen. Die Umformung bringt in das Material über innere Reibung Wärme ein. So können sich besonders stark umgeformte Zonen bis zur **Erweichung der Korngrenzen aufheizen und Heißrisse entstehen** („**2-C**“, Bild 11.1-8). Eine weitere Verformung kann solche Risse wieder schließen, wenn kein Luftsauerstoff Zutritt hatte. Könnte eine Oxidschicht entstehen, z.B. bei außen liegenden Rissen, besteht die Gefahr, dass sie zwar zusammengedrückt werden, aber nicht ausheilen. Sie gelangen so als Fehlstelle in das Halbzeug. Ein weiteres Problem ist eine **örtlich unzureichende Verformung des**

Schmiedeteils (zu geringer Verformungsgrad, „**2-A,B**“, Bild 11.1-14). Das kann zu unvorschriftsmäßigem Gefüge führen. Solche Schwach- und Fehlstellen können sich in **Korngröße, Korngrenzenorientierung und unzerkleinerten gussbedingten Fehlstellen** zeigen. Beim Schmieden, insbesondere bei Verfahren die eine Kaltumformung einschließen, können hohe **Eigenspannungen** induziert werden. Um ein optimales Gefüge aus dem Schmiedeprozess zu erhalten, ist eine Wärmebehandlung nur eingeschränkt möglich. Gefährliche Eigenspannungen können im Halbzeug verbleiben („**2-D**“, Bild 11.2.2.1-9).

Wärmebehandlungen können sowohl beim Schmiedeprozess zur Verbesserung der Umformbarkeit, als auch nach dem Schmieden zur Erzeugung optimaler Gefüge bzw. Festigkeitseigenschaften und der Minimierung unerwünschter Eigenspannungen (Band 1 Bild 4.3-15 und Band 4, Bild 18.4-14, Bild 18.4-15), erfolgen. Dicke Querschnitte und eine relativ niedrige Wärmeleitfähigkeit der Titan- und Nickellegierungen erschweren den in allen Zonen des Halbzeugs gewünschten Zeit-Temperaturverlauf. Das kann sich örtlich ungünstig auf das Gefüge auswirken („**3-A,B**“, Bild 11.1-4 und 11.1-14). Treten bei der Wärmebehandlung auf Grund großer Temperaturgradienten hohe Zugeigenspannungen auf, können Warmrisse oder Zeitstandrisse ausgelöst werden („**2-C**“). Rissauslösend wirken schroffe Querschnittsübergänge, z.B. wenn das Schmiedeteil vor der Wärmebehandlung überdreht wurde („**3-C**“, Bild 11.2.2.1-3). Eine ungünstige Wärmebehandlung kann selbst auch neue gefährliche Eigenspannungen induzieren („**3-D**“).

Die Entstehung von Fehlern im Schmiedeprozess des Halbzeugs.

Prozessschritte



Fehler im Fertigteil

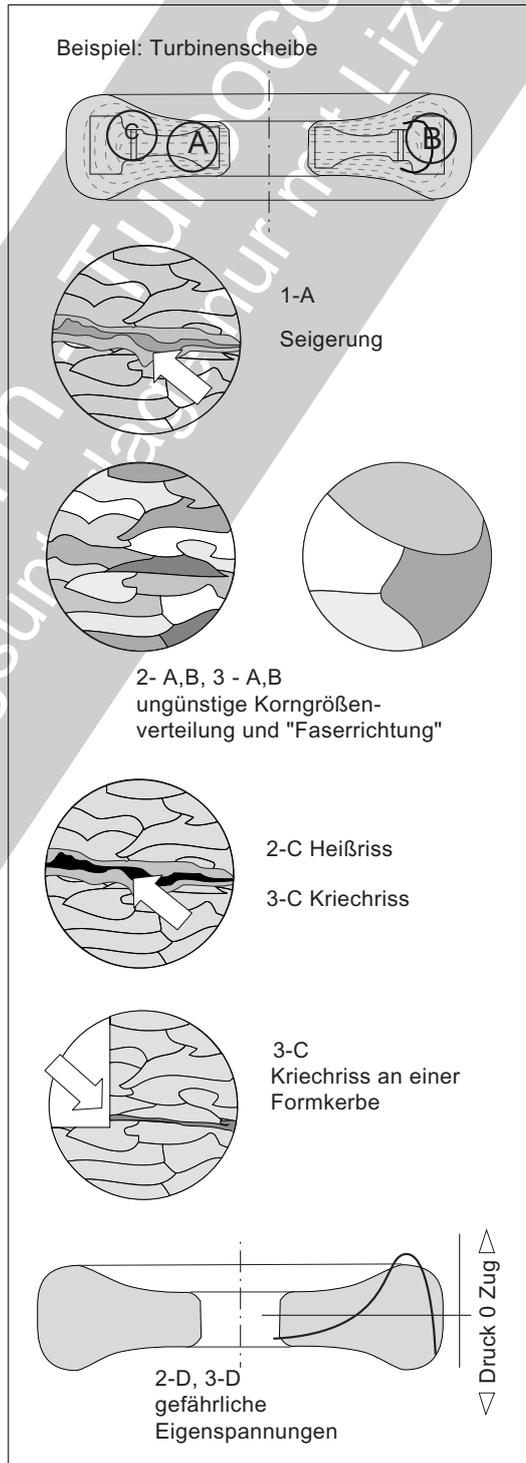


Bild 11.1-13

Dimension bzw. Querschnitte des Bauteils beeinflussen beim Schmiedeprozess die später im Bauteil erreichbaren Werkstoffeigenschaften.

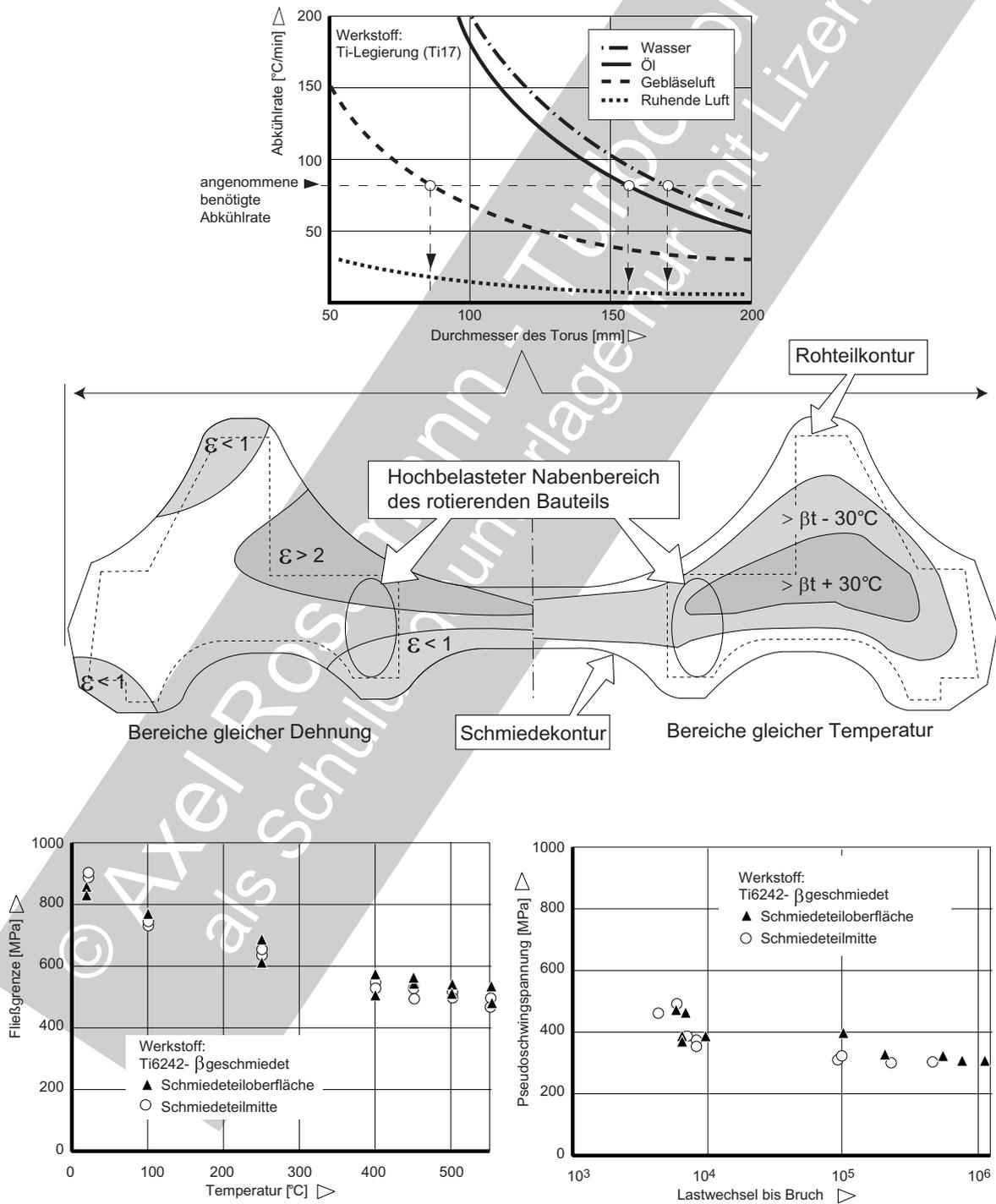


Bild 11.1-14

Bild 11.1-14 (Lit 11.1-16): Ein **optimales Gefüge** in Ti- und Superlegierungen erfordert eine geeignete **Wärmebehandlung** während und/oder nach dem Umformprozess. Insbesondere die schlechte Wärmeleitfähigkeit von Titanlegierungen begrenzt wegen der erforderlichen **Abkühlgeschwindigkeit** die Bauteilquerschnitte. Das Diagramm oben zeigt die Abkühlrate in Abhängigkeit vom Durchmesser eines typischen, torusförmigen Scheibenrohrlings (mittlere Skizze). Bei größeren Querschnitten kann eine Abkühlung in Öl oder Wasser notwendig werden. Intensive Wärmeabfuhr kann zu großen Wärmespannungen führen. Dies begünstigt hohe Eigenspannungen und Rissbildung. Die Eigenspannungen können sich den Betriebsspannungen gefährlich überlagern (Band 1 Bild 5.4.3.2-11).

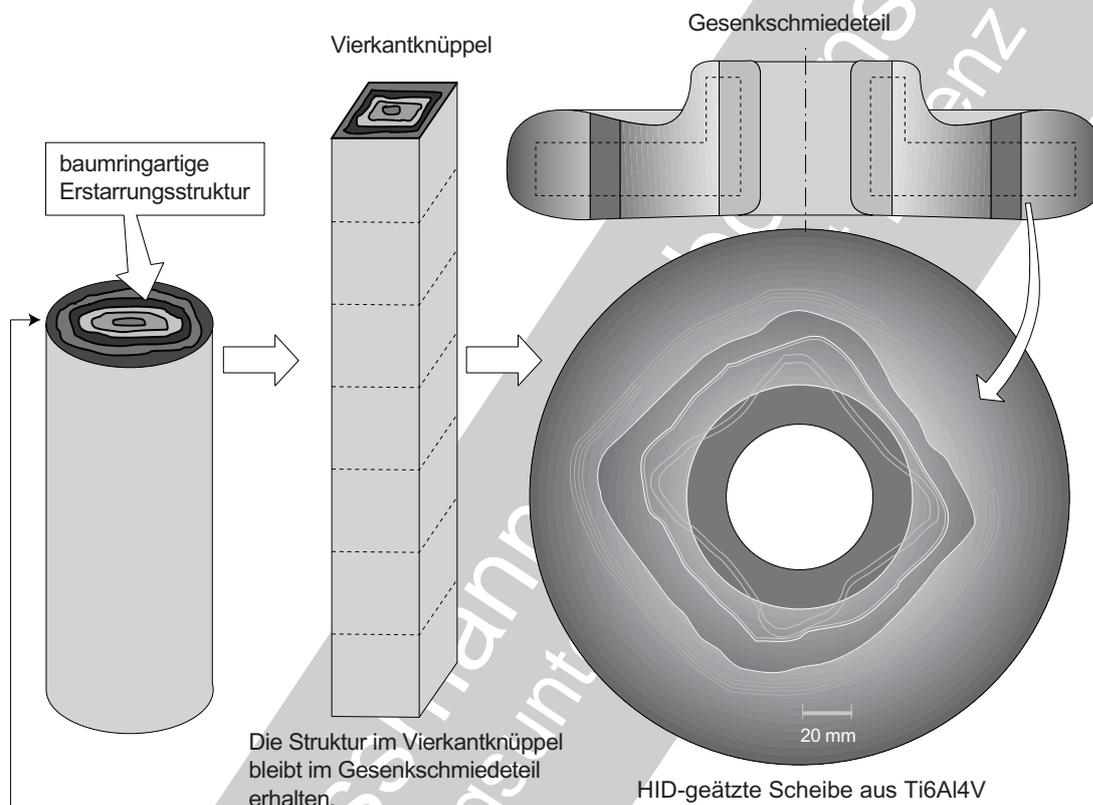
Im dargestellten Fall sind auf der linken Seite zwei für die **Gefügeausbildung** wichtige Temperaturbereiche gekennzeichnet. Sie sind für den Übergang zum β -Gefüge einer Titanlegierung am Ende des Schmiedeprozesses notwendig. Die dargestellte Temperaturverteilung lässt sich mit Hilfe eines **thermomechanischen Modells** rechnerisch ermitteln (Bild 11.3-13). Man erkennt, dass sich im Inneren des Querschnitts ein Temperaturbereich von 60°C um den β -Übergang einhalten lässt. Auf der rechten Seite sind Zonen gleicher plastischer Verformung eingezeichnet.

Natürlich werden oberflächennahe Zonen (**Schmiedekontur**) auf Grund der Kontaktbedingungen mit dem Schmiedewerkzeug (Reibung, Wärmeübergang) besonders beeinflusst. Erwünscht ist in lebensdauerbestimmenden Bauteilzonen eine ausreichende Umformung, ohne dass bereits **Rekristallisation** einsetzt. So lässt sich hohe Festigkeit bei guter Zähigkeit erzielen.

Betrachtet man die Rohteilkontur (gestrichelte Linie) ist zu erwarten, dass eine günstige Temperatur und Verformung beim Schmieden realisiert wird und sich z.B. im besonders hoch belasteten Nabenbereich des Bauteils nutzen lässt.

Die Diagramme unten zeigen für eine Titanlegierung links den lageabhängigen Einfluss des Schmiedeprozesses auf die temperaturabhängige **Fließgrenze** und rechts auf die **LCF-Festigkeit**. Die dargestellten Werte wurden an Proben aus Bauteilen ermittelt. Man erkennt in beiden Fällen die Tendenz (geschätzt mit ca. 10% Genauigkeit) zu schlechteren Werten im Inneren im Vergleich zu den oberflächennahen Bereichen. Dies entspricht in günstiger Weise der zu erwartenden Betriebsbelastung (hohe Nabenbelastung) eines rotierenden Bauteils.

Nicht alles was schlimm aussieht hat auch einen solchen Einfluss auf das Betriebsverhalten eines Bauteils.



Plausibles Modell zur Entstehung der "Baumringe"

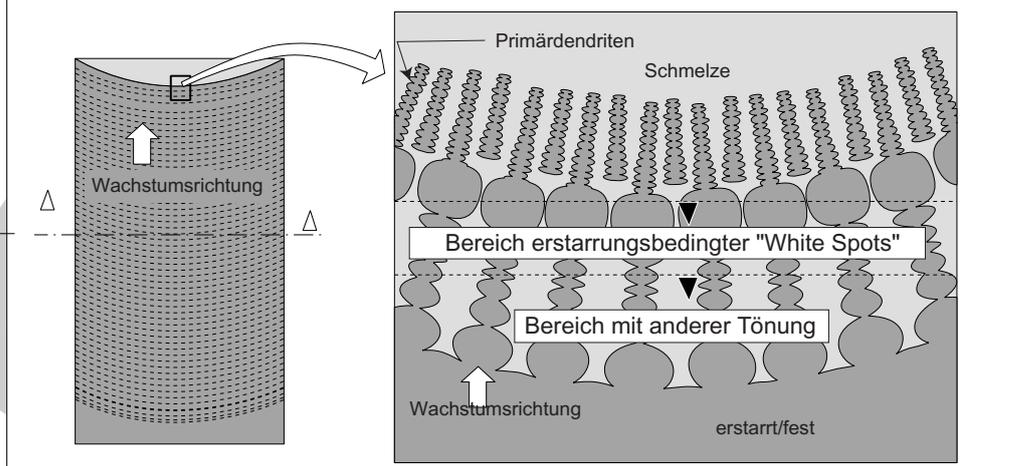


Bild 11.1-15

Bild 11.1-15 (Lit. 11.1-4): Diese ringförmigen Strukturen werden als „Baumringe“ (engl. „**Tree Rings**“) bezeichnet. Sie entstehen beim Umschmelzvorgang und zeichnen sich auch im Schmiedeteil ab. Die konzentrischen Ringe bil-

den in einem Querschnitt das Profil des Schmelzbads ab. Sie werden mit periodischen Unregelmäßigkeiten in der Erstarrungsgeschwindigkeit erklärt. (Rahmen unten). Dabei ändern sich der Dendritenabstand und

*die Verteilung von Legierungsbestandteilen im Mikrobereich. Diese leichten Unterschiede in der Anätzbarkeit (**vergleichbar „solidification white spots“**, Bild 11.1-12) zeichnen sich in einem Querschnitt als Ringstruktur ab. Auch ein Einfluss von Drehfeldern bei der Erschmelzung ist offenbar nicht auszuschließen. Gefährliche Seigerungen bzw. Ansammlungen von Partikeln werden von den Baumringen nicht begünstigt. Es handelt sich wie die „solidification white spots“ um Gefügestrukturen, welche die Festigkeitseigenschaften des Werkstoffs offenbar nur geringfügig beeinflussen.*

© Axel Rossmann - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

Bild 11.1-16 (Lit 11.1-18): Zur **Festigkeitssteigerung** werden Eisenbasislegierungen und Superlegierungen auf Ni- und Co-Basis gewöhnlich einer **Wärmebehandlung** unterzogen (Aushärtung, Gefügeoptimierung). Wärmebehandlungen treten auch bei vielen Fertigungsprozessen als integraler Vorgang auf. Typische Beispiele sind Schweißen, Löten, Gießen, Diffusionsverfahren (z.B. Beschichten), Schmieden, HIP, Warmverformen und -richten. Auch die Aufheizung bei Bearbeitungsschritten wie Zerspanung und Funkenerosion ist ein verwandter Vorgang.

Risse können von einer Wärmebehandlung (**Warmbehandlungsrisse**) auf unterschiedliche Weise ausgelöst werden. Im Englischen spricht man von „fire cracking“, „strain age cracking“, oder „stress (relieve) cracking“ (siehe auch Bild 12.2.1.3.1-12). Diese Begriffe beinhalten offenbar auch Warm- bzw. Heißrisse (Bild 11.1-8).

Die Rissbildung erfolgt interkristallin, d.h. es handelt sich um ein Aufreißen der Korngrenzen. Das **erfolgt häufig während der Aufheizphase (Diagramm oben)**, was jedoch meist schwer nachweisbar ist. Längere Glühzeiten nach der Rissbildung „verwischen“ Indizien im Gefüge. Für gezielte Abhilfemaßnahmen ist es aber von großer Bedeutung, den **Zeitpunkt der Rissbildung im Warmbehandlungszyklus** zu kennen. So lassen sich wichtige Schlüsse auf schadensursächliche Einflüsse ziehen. Die Auswertung und Bewertung einer solchen Rissbildung erfordert viel **Erfahrung**. Diese sollte den Warmbehandlungsprozess mit Ofenanlage, Kühlgaszuführung, Temperaturüberwachung, Chargiergestellen, sowie die betroffenen Bauteile und Werkstoffe einschließen.

Die Bildung von Warmbehandlungsrissen wird in erster Linie von drei Haupteinflüssen ausgelöst bzw. begünstigt:

- Zug(eigen)spannungen, insbesondere im Oberflächenbereich.
- Ein versprödet wirkendes Gefüge,

- Kerben (Band 1, Bild 5.4.4-1)

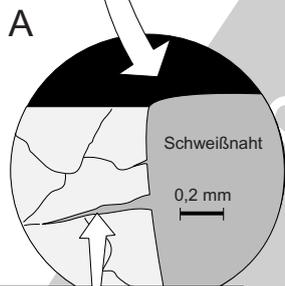
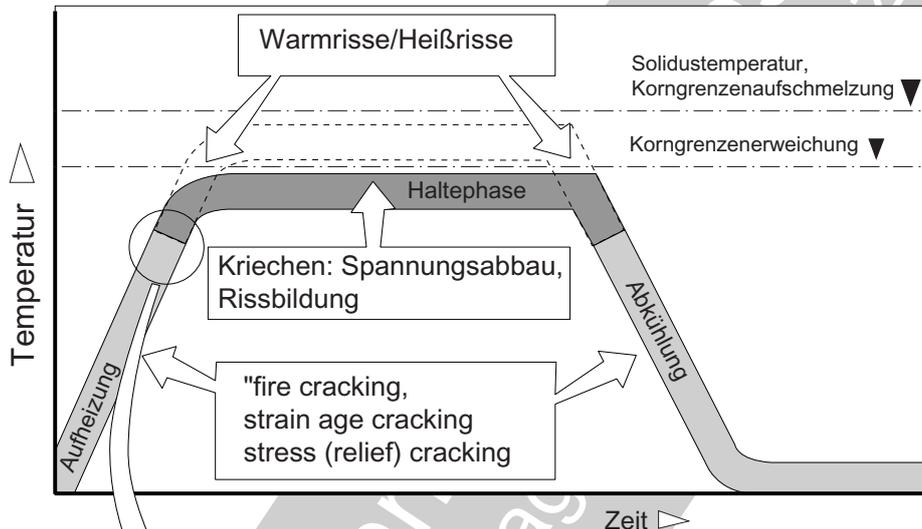
Zug(eigen)spannungen: Diese entstehen in den meisten Fällen durch Wärmespannungen auf Grund von Temperaturgradienten. Dass hohe Zugeigenstressungen in der **Abkühlungsphase** besonders im **Oberflächenbereich** auftreten ist einsichtig. Das Aufheizen erzeugt im heißeren Oberflächenbereich plastisches Stauchen. Beim Abkühlen entstehen dann, soweit die Stauchung nicht in der Phase konstanter Temperatur durch Kriechen abgebaut wurde, hohe Zugspannungen (Mechanismus der Thermoermüdung). Warum aber offenbar auch **in der Aufheizphase im Oberflächenbereich hohe Zugspannungen** auftreten ist weniger plausibel. Dass dies so ist, beweisen typische metallografische Befunde (Details A,B,C) an Schweißungen. Insbesondere bei hochkonzentrierter Energieeinbringung für Laser- und Elektronenstrahlschweißungen (Detail „A“, Lit. 11.1) erfährt in der kurzen Aufheizzeit die deutlich kältere, aber schon thermisch geschwächte, direkt benachbarte Zone hohe Zugspannungen. Die Korngrenzen reißen auf und es kann zum **Eindringen von Schmelze in den Riss**, als typisches Merkmal, kommen (Bild 12.2.1.3.3-2). Aushärten und Lösungsglühen von Legierungen wie Waspalloy und C 263 beeinflusst die Bildung der γ -Phase und geht mit Volumenänderungen einher. Der Effekt ist von der Legierungszusammensetzung abhängig. Im Bereich scharfer **Querschnittsprünge**, z.B. an Schweißungen mit einem zum umgebenden Material **unterschiedlichen Aushärtungsstatus**, kann dies zu hohen Zugspannungen führen.

Wird nicht das gesamte Bauteil gleichmäßig erwärmt, können Wärmespannungen plastische Verformungen (z.B. **Verformen, Oberflächenbearbeitung**) erzeugen. Für den Zeitpunkt einer Rissbildung ist deshalb auf etwaige Veränderungen solcher Einflüsse zu achten.

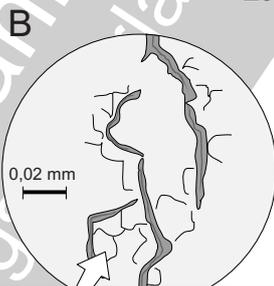
Wird z.B. die **Bearbeitung der Stoßflächen einer Elektronenstrahlschweißnaht** auf ein stärker verfestigendes Verfahren umgestellt, kann

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Grundlagen, Ursachen

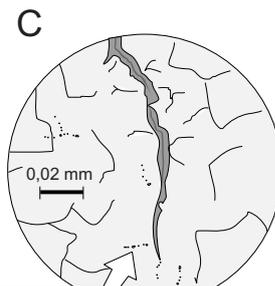
Temperaturbeeinflusste Rissbildung in Superlegierungen und austenitischen Stählen hat viele Namen. Erstaunlicherweise entsteht sie häufig in der Aufheizphase.



Aufgerissene Korngrenze mit eingedrungener Schmelze



Rekristallisation im Rissbereich



Verbliebene Karbidausscheidungen auf ursprünglichen Korngrenzen

Spannungskonzentration durch Oberflächenrauigkeit

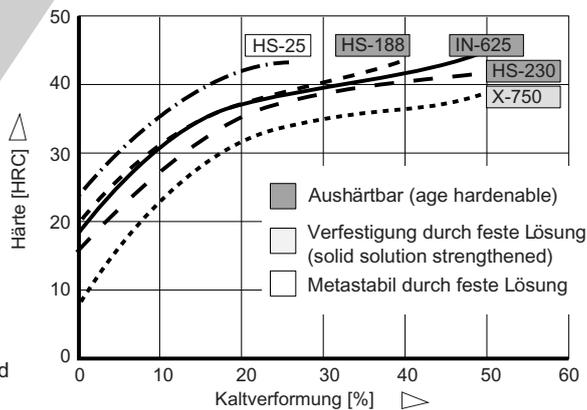
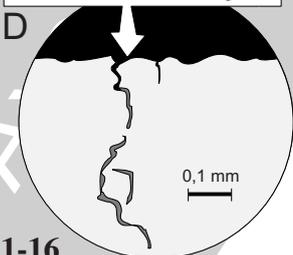


Bild 11.1-16

Die Details A,B und C zeigen Merkmale, welche auf eine Rissentstehung während der Aufheizphase hinweisen.

dies bereits Ursache für eine Rissbildung sein. **Zeitliche Temperaturverläufe**, die einen Spannungsabbau als Folge eines merklichen Kriecheffekts oder von Rekristallisation nicht zulassen, lassen gefährlich hohe Eigenspannungen erwarten. Die Induzierung von Zug-

eigenspannungen durch **Verformen und Richten** hängt stark von den Prozessbedingungen ab. So ist z.B. die **Reibung zwischen Werkzeug und Bauteil** (Kontaktflächenzustand, Schmiermittel) von großer Bedeutung.

Bauteile aus **unterschiedlichen Werkstoffen** (z.B. Beschichtungen, Schweißpanzerungen) können während der Wärmebehandlung Zugspannungen aufbauen. Dies gilt auch für ungeeignete **Glüh- und Positionsrichtungen** (zum Bauteil unterschiedliche Querschnitte und Werkstoffe), die auf das Bauteil einen Zwang ausüben. Verändern sich Temperaturen gegenüber den abgesicherten vorgeschriebenen **Prozessdaten** in Höhe, Verlauf und Gradient beim Aufheiz- und Abkühlvorgang und/oder während der Haltephase, ist mit ungewöhnlichen Spannungen zu rechnen.

Ein Indiz für zumindest zeitweise vorhandene hohe Zugeigenspannungen ist **Verzug** nach der Warmbehandlung. Dieser Verzug lässt auch auf Art, Größe und Richtung der ursächlichen Eigenspannungen schließen.

Verspröde wirkende Gefüge: Es handelt sich um Gefügebestandteile welche die Festigkeit des Korninneren deutlich erhöhen und die Korngrenze schwächen. In **γ -aushärtenden Legierungen** können sich beim Aufheizen **im Korninneren schneller Ausscheidungen** bilden. Zumindest vorübergehend erhöht sich damit die Festigkeit deutlich gegenüber der Korngrenze.

So wird die Korngrenze zur Schwachstelle und anfällig für Rissbildung. Einen besonders deutlichen Einfluss hat die **Kaltverfestigung** auf die erzielbare Härte bzw. Festigkeit (Diagramm unten rechts). Die Wirkung der Kaltverfestigung kann bei metastabilen Werkstoffen wie die Co-Legierung HS25 von einer gleichzeitig ausgelösten **Änderung der Kristallstruktur** verstärkt werden. Die Fließgrenze wird angehoben, und die plastische Verformbarkeit abgesenkt.

Auch die **Bildung spröder Phasen** kann den Festigkeitsunterschied zwischen Korninnerem und Korngrenze verstärken und Risse begünstigen. Einige Ausscheidungstypen im Korn können dieses verfestigen. Andere auf den Korngrenzen schwächend wirken. Dies gilt z.B. für **Karbide** die sich während der Aufheizphase be-

vorzugt auf den Korngrenzen ausscheiden. In Zusammenwirken mit einer Kaltverfestigung kann die Bildung der Karbide beim Aufheizen so beschleunigt werden, dass eine Rekristallisation erst danach erfolgt und so die Wirkung nicht mehr entschärfen kann (Detail „C“).

Weitere spröde Phasen sind Laves-Phase und σ -Phase. Sie benötigen jedoch zur Bildung eine ausreichende Haltezeit bei geeigneter Temperatur. Metastabile Legierungen bilden die μ -Phase auf Korngrenzen.

Kerben: Sie erhöhen örtlich die Spannungen. Meist handelt es sich um geometrische Kerben wie Bohrungen, Nuten und Innenecken. Schweißübergänge und Querschnittssprünge haben einen vergleichbaren Effekt.

Erfahrungsgemäß können bereits scheinbar ungefährliche kleine **Bearbeitungsriefen** und Überlappungen als Rissstarter wirken (Detail „D“) so auch Korngrenzenangriff durch **Oxidation oder Ätzvorgänge**.

Literatur zu Kapitel 11.1

- 11.1-1** P. Adam, „Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken“, Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4, Seite 26 - 39, Seite 163.
- 11.1-2** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343.
- 11.1-3** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 381-388.
- 11.1-4** L.A. Jackman, G.E. Maurer, S. Widge, „New Knowledge About ‘White Spots’ in Superalloys“, Zeitschrift „Advanced Materials & Processes“, 5/93, Seite 18-25. (2695).
- 11.1-5** „Fourth-stage turbine failure is second for Delta this year“, Zeitschrift, „Aerospace Daily“, 16. August, 1996, Seite 243.
- 11.1-6** „Suspect Foundry Process Prompts NTSB Call for JT8D Inspections“, Zeitschrift, „Aerospace Propulsion“, June 6, 1996, Seite 4
- 11.1-7** „F-18 Fighter Crashes in England“, Zeitschrift, „Aviation Week & Space Technology“, September 15 (1980), Seite 20.
- 11.1-8** NTSB, „Aircraft Accident Report“, NTSB-AAR-72-9, 1972.
- 11.1-9** „General Electric Introduces PM Superalloys in its F404 Engine“, Zeitschrift, „PM Powder Met“, 12 (1980), 4, Seite 507.
- 11.1-10** „General Electric F-404 Redesign“, Zeitschrift, „Interavia AirLetter No. 9649“, December 12, 1980, Seite 1-3.
- 11.1-11** J.L. Bartos, „P/M Superalloys for Military Gas Turbine Applications“, „Powder Metallurgy in Defense Technology“ Volume 4, Proceedings of the 1979 P/M in Defense Technology Seminar, Yuma, Arizona, Seite 81-112.
- 11.1-12** N.A. Wilkinson, „Forging of 718 - The Importance of T.M.P.“, „Superalloy 718- Metallurgy and Applications“, Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 1989, Seite 119-133.
- 11.1-13** L.G. Hosamani, W.E. Wood, J.H. Devletian, „Solidification of Alloy 718 During Vacuum Arc Remelting With Helium Gas Cooling Between Ingot and Crucible“, „Superalloy 718- Metallurgy and Applications“, Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 1989, Seite 49-57.

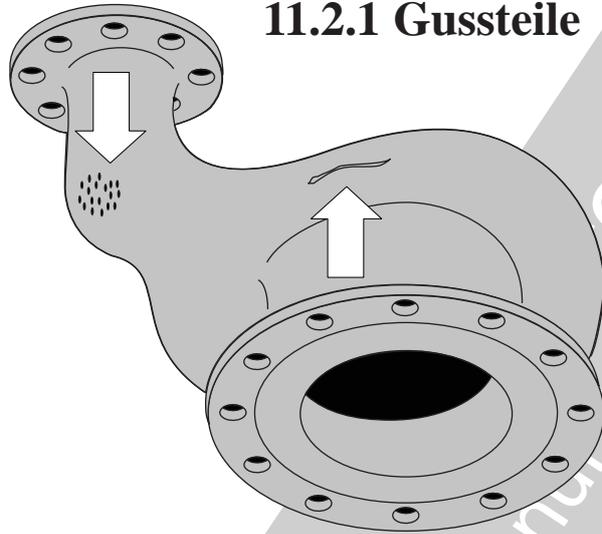
- 11.1-14** K.O. Yu, J.A. Domingue, „Control of Solidification Structure in VAR and ESR Processed Alloy 719 Ingots“, „Superalloy 718- Metallurgy and Applications“, Edited by E.A. Loria, The Minerals, Metals & Materials Society, 1989, Seite 33-48.
- 11.1-15** R.L. Dreshfield, „Defects in Nickel-Base Superalloys“, Zeitschrift „Journal of Metals“, July 1987, Seite 16-21.
- 11.1-16** A.Barussaud, Y. Desvallees, J.Y. Guedou, „Control of the Microstructure in Large Titanium Discs. Application to the High Pressure Compressor of the GE90 Aeroengine“, Zeitschrift „Titanium ‘95: Science and Technology“, Seite 1599-1608.
- 11.1-17** D.L. Klarstrom, „Heat Treat Cracking of Superalloys“, Zeitschrift „Advanced Materials & Progress“, 4/1996, Seite 40EE- 40GG.
- 11.1-18** „Feingussfehlstellen, Zulässigkeit von Fehlstellen in Feingussbauteilen bei thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung“, FVV-Vorhaben 696, Heft 723, 2001.

Empfohlene allgemeine Fachliteratur

- ASM Handbook „Volume 4“**, „Heat Treating“, ASM,1998, ISBN 0-87170-379-3, Seite 907-912 Wärmebehandlung von Ni-Legierungen; Seite 913-923 Wärmebehandlung von Titanlegierungen.
- ASM Handbook „Volume 7“**, „Powder Metal Technologies and Applications“, ASM,2002, ISBN 0-87170-387-4, Seite 167-178 Herstellung von Ni-Basis Pulver; Seite 603-620 HIP-Prozess.
- ASM Handbook „Volume 14“**, „Forming and Forging“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 61-144 Schmiedeverfahren; Seite 261-266 Schmieden von Nickellegierungen; Seite 267-287 Schmieden von Titanlegierungen; Seite 831-831 Umformen von Nickellegierungen; Seite 938-848 Umformen von Titanlegierungen.
- ASM Handbook „Volume 15“**, „Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 393-425 VAR-,ESR-Prozess; Seite 538-543 HIP; Seite 544-553 Gussfehler; Seite 815-823 Gießen von Nickellegierungen; Seite 824-835 Gießen von Titanlegierungen.
- Metals Handbook Ninth Edition „Volume 11** „Failure Analysis and Prevention“, ASM,1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343 Fehler in Schmiedeteilen, Seite 344-410 Fehler in Gussteilen.

11.2 Schäden durch Probleme an Rohteilen und Halbzeug.

11.2.1 Gussteile



Dieses Kapitel konzentriert sich auf **ausgesuchte Werkstoffe des 'anspruchsvollen' Leichtbaus** wie sie in Turbotriebwerken zur Anwendung kommen. Es beschäftigt sich nicht mit Legierungen des Maschinenbaus wie Stähle und Eisen-Gusswerkstoffe. Hier findet der Interessierte ausreichend Informationen in Standardwerken der Maschinenelemente, Fertigungs- und Werkstofftechnik.

Fehler im Halbzeug werden gewöhnlich auch als **Werkstofffehler** bezeichnet. Schäden in Triebwerken, die sich ursächlich auf Werkstofffehler zurückführen lassen, sind selten. Wenn sie jedoch auftreten ist erfahrungsgemäß mit sehr umfangreichen und sicherheitsrelevanten Folgen zu rechnen (Bild 11.2-2 und Bild 11.2-4). So besteht die Gefahr des Bruchstückaustritts nach Rissbildung in Rotorteilen wie Scheiben und Ringen (Bild 11.2-8). Auch Fehlstellen in Schaufeln, insbesondere Rotorschaufeln, können umfangreiche und äußerst kostspielige Folgeschäden mit spontanem Triebwerksausfall auslösen. Dabei sind Schaufelschäden im Verdichter meist als kritischer zu betrachten als Turbinenschaufelschäden. Grund sind die im Verdichter, im Gegensatz zur Turbine, in Strömungsrichtung abnehmenden Querschnitte und Schaufelgrößen. Ist ein Bauteil mit einem sog. Werkstofffehler in ein Triebwerk gelangt, ist zunächst mit weiteren **Parallelfällen** zu rechnen. Allein die Tatsache, dass ein solches Teil zum Einbau kam weist auf einen instabilen Herstellungsprozess mit fundamentalen Problemen bzw. Abweichungen hin (Bild 13-8). Insbesondere ist die ausreichende Auffindsicherheit der zerstörungsfreien Prüfung in Frage gestellt.

Um dem Leser einen schnellen Überblick bauteilspezifischer Schäden zu ermöglichen, enthält dieses Kapitel für wichtige Verfahren eine schaubildartige Zusammenstellungen anhand eines typischen Bauteils (Bild 11.2-1, Bild 11.2-4 und Bild 11.2-11). So soll die Zuordnung eines aktuellen Problems erleichtert werden. Gleichzeitig werden die wichtigsten Fachbegriffe dargestellt und erläutert. Damit ist eine Voraussetzung für eventuelle intensivere Literaturstudien und/oder die Konsultation von Fachleuten gegeben. Auf die detaillierte Behandlung von Fehlern, die für den allgemeinen Maschinenbau und dort übliche Prozesse typisch sind, wird verzichtet. Die im Anhang des Literaturverzeichnisses im Anhang von Kapitel 11.1 empfohlene allgemeine Fachliteratur kann als Information, insbesondere zur Verfahrenstechnik, dienen. Dagegen wird im vorliegenden Kapitel auf hochbelastete Bauteile von Triebwerken und deren Technologien eingegangen.

Anhand von Schadensbeispielen werden die Problematik und damit im Zusammenhang stehende Risiken zusätzlich verdeutlicht.

Triebwerkstypen früherer Generationen verwendeten in überwiegendem Maß Walz- und Schmiedeteile. Gewöhnlich wurden komplexe Bauteile als Schweißkonstruktionen aus diesen Halbzeugen gefügt (Abb. auf Seite 12.2.1.3-2). Guss wurde in erster Linie in älteren Triebwerkstypen als **Al- und Mg-Sandguss** für vordere Verdichtergehäuse verwendet. Gehäuse der Anbaugesetze (Bild 15.2-9), Regler und Pumpen (Bild 15.2-10) sind auch in modernen Triebwerkstypen aus Leichtmetallguss. Anfangs war die Gießtechnik noch nicht in der Lage heute übliche komplexe Bauteile (Abb. auf Seite 11.1-1) und Kühlluftstrukturen herzustellen. Lediglich an Triebwerken kleiner Leistung für Hubschrauber lassen sich bereits früh **integrale gegossene Bauteile** aus hochfesten hochlegierten Stählen, Co- und Ni-Legierungen finden. Dies waren in erster Linie beschauelte Axial- und Radialräder (Blisk) sowie Leitapparate von Turbinen- und Verdichtern. Einkristallwerkstoffe oder gerichtet erstarrte Werkstoffe waren noch nicht im Einsatz. Mit dem Serieneinsatz dieser Technologien in militärischen und zivilen Triebwerken seit den frühen 70er-Jahren gewannen deren spezifische Werkstofffehler an Bedeutung.

Zu den besonderen Vorteilen der Gusstechnologie gegenüber Schmiede- und Blechkonstruktionen gehören Gestaltungsfreiheit, geringere Fertigungskosten und bessere Kriechfestigkeit (wichtig für Heißeile). Das führte auch in großen Triebwerken zum verstärkten Einsatz. Vorreiter waren hier Triebwerke von Kampfflugzeugen. Solche Vorteile ließen sich nicht nur bei Gehäusen, sondern auch für die Turbinenbeschauelung realisieren.

Besonders **Turbinenschaufeln mit komplexen Kühlkonfigurationen**, die später gerichtet erstarrt und heute als technischer Einkristall hergestellt werden, ließen besondere Eigenschaften mit akzeptablem Aufwand realisieren. Eine solche Schaufel wurde als Beispiel für ein komplexes Bauteil gewählt. An diesem werden exemplarisch die häufigsten bekannt gewordenen Werkstofffehler gezeigt (Bild 11.2-1 und Bild 11.2-4).

Ein weiteres Beispiel ist der **Titanguss**. Inzwischen werden daraus selbst große komplexe Gehäuse mit Bypasskanal und integrierter Lagerkammer für den Serieneinsatz hergestellt (Abb. Seite 11.3-1).

Bild 11.2-1: Gussteile, insbesondere gekühlte Turbinenschaufeln sind von einer Vielzahl potenzieller Fehler bedroht. Im Folgenden soll zu Fehlertypen, deren Ursachen und Auswirkung Stellung genommen werden.

Maßabweichungen: Bereits bei der Herstellung der Gussform können aus Fehlern im Wachsmo-
dell, Positionierungsfehlern des Keramikerns („**Kernversatz**“) unzulässige Maßabweichungen herrühren. Die filigranen Kühlluftstrukturen heutiger Turbinenschaufeln mit dünnen Wandstärken sind äußerst empfindlich für Maßabweichungen. Auch während des Wachsausschmelzens und dem Gießprozess kann sich ein **Kern verlagern, verziehen oder gar brechen**. Maßfehler dieser Art können im späteren Betrieb zu örtlichen Überlastungen durch Fliehkräfte (Rotorschaufeln) oder Gaskräfte (Leitschaufeln) führen. Wanddickenunterschiede im Blatt und Verengungen in den Kühlluftkanälen beeinflussen Betriebstemperaturen und Wärmespannungen. **Verzug von Schaufelblättern und Deckbändern** von Neuteilen (Prototypen) lässt sich in einem nachzuweisenden Rahmen (keine unzulässige Schädigung) durch **Richten** korrigieren (Bild 11.3-5). Dabei ist mit induzierten Eigenspannungen zu rechnen die später im Betrieb nicht zu unzulässigem Verzug durch Relaxieren (Bild 12.2.2.4-15) führen dürfen.

Hohe **Wärmespannungen** beim Abkühlen im Bauteil und zwischen Bauteil und Gussform können Bauteilzonen wie das Deckband **plastisch verformen**.

Weitere bleibende Verformungen sind durch zu große **Entformungskräfte**, starkes **Strahlen** dünner Querschnitte und zu große **Spannkkräfte** möglich.

Eine besondere Maßabweichung sind **Gussstege die sich an gebrochenen** Kernen bilden wenn Schmelze in den Riss des Kerns eindringt. Solche Verengungen in Kühlluftkanälen können später im Betrieb den Kühlluftstrom stören und so die Ursache für Überhitzungen sein.

Rissbildung: Wärmespannungen sind die wichtigste Ursache für Rissbildung in Gussteilen. Wird das Gussteil beim Erstarren örtlich überlastet, können spontan **Warm- bzw. Heißrisse** (Bild 11.1-8) auftreten. **Kriechrisse** entstehen während der weiteren Abkühlung des bereits erstarrten Gussteils.

Das Abkühlen des erstarrten Gussrohrlings verursacht insbesondere an Querschnittssprüngen hohe **Wärmespannungen**. Eine Ursache sind Temperaturgradienten im Gussteil, eine weitere Wärmedehnungsunterschiede zwischen der steifen keramischen Gusschale und dem metallischen Gussteil.

Bevorzugte Orte der Rissbildung sind schroffe **Querschnittsübergänge**. Bevorzugte Risszonen sind Querstege in Kühlluftkanälen (Dimpels) oder der Übergang einer dünnen Blattwand in ein relativ dickes Deckband. Innere Risse und Lunker lassen sich wandstärkenabhängig mit Röntgen nachweisen. Für nach außen offene Risse und Lunker bietet sich die Eindringprüfung an. Das übliche intensive **abrasive Strahlen** der Gussteile nach dem Entformen kann die Risserkennbarkeit deutlich verschlechtern. Mit einem anschließenden Temperaturzyklus lassen sich Risse und Lunker wieder öffnen.

Rissbildung, besonders im Inneren von Schaufeln, ist durch einen **Ätzangriff an den Korngrenzen** bei einem ungünstigen „**Auslaugen**“ der Kerne oder einem zu aggressiven **Ätzen vor einer Eindringprüfung** möglich.

Auch **Schwingerermüdung** bei der **Entfernung der Gusschale** mit vibrierenden Geräten oder beim **Abtrennen der Steiger und Angüsse** kann Rissbildung auslösen (Bild 12.2.2.5-7).

Kaltschweiße: Diese entstehen, wenn Schmelzfronten aufeinander treffen und sich nicht mehr verbinden. Derartige Trennungen sind in der Auswirkung auf das Betriebsverhalten des Bauteils mit einem Riss vergleichbar. Wahrscheinliche Ursache ist eine zu niedrige Temperatur beim Gießvorgang (Bild 11.2-2). Solche Fehl-

Fortsetzung auf Seite 11.2-5

Typische Fehler und Probleme des Gießprozesses und der Nachbehandlung von Feingussteilen am Beispiel einer Turbinenschaufel.

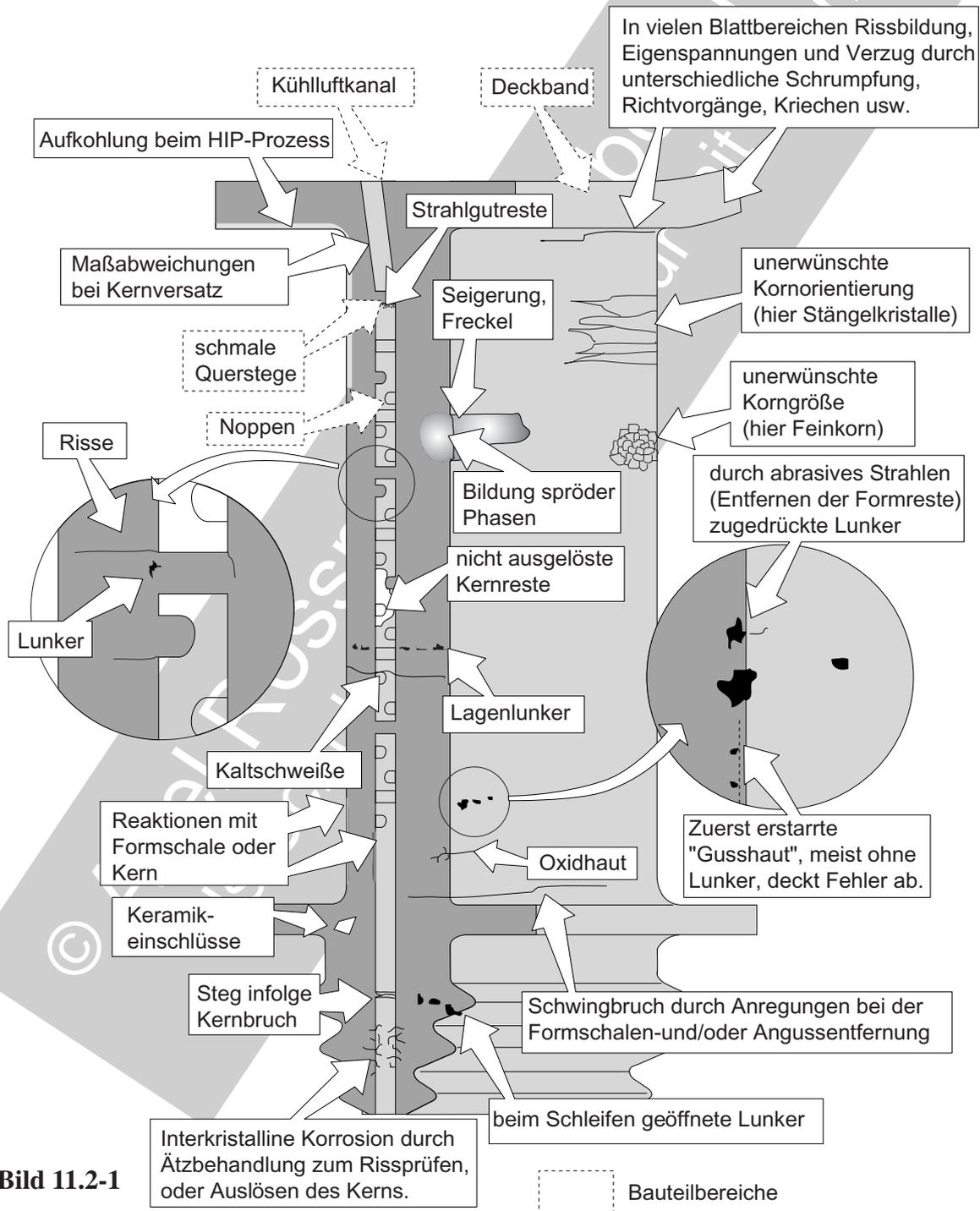


Bild 11.2-1

Fortsetzung von Seite 11.2-3

stellen sind abhängig von Position im Bauteil und Lage zur Röntgenquelle schwer zu finden. Wird die Fehlstelle von einer Gusshaut abgedeckt oder es besteht ein abdichtender Kontakt, kann auch die Eindringprüfung versagen.

Lunker (Bild 11.1-7): Diese Fehlerart bildet sich beim Erstarren als Folge fehlender Restschmelze. Lunker sind typischerweise kantig, verzweigt und sind oft untereinander verbunden. Sie können sog. Lunkerfelder bilden, die Querschnitte stark schwächen. Dies gilt insbesondere für sog. „**Lagenlunker**“ (Lit 11.2-1), oft auch missverständlich als Lagenporosität bezeichnet. Lunker bilden sich bevorzugt in Materialanhäufungen und sind zur Oberfläche hin von einer dünnen „Haut“ verschlossen. Ein Abtrag (chemisch, abrasiv, spanend) der Oberfläche kann Lunker erst für die Eindringprüfung sichtbar machen. Lunker lassen sich in geeigneten Geometrien gewöhnlich mit ausreichender Sicherheit durch Röntgen, (gegebenenfalls Microfocus Röntgen) nachweisen (Lit 11.2-1).

Lunker beeinflussen die statische und dynamische Festigkeit deutlich. Es hat sich jedoch gezeigt, dass ein Lunkerfeld nicht die schädigende Wirkung eines vergleichbar großen Risses haben muss (Bild 11.3-6 und Bild 11.3-7).

Reaktionen an der Gussteiloberfläche:

Gießvorgang: An Stellen wo es zwischen der aggressiven Schmelze und dem Form- bzw. Kernmaterial zu Reaktionen kommt, kann die Gussoberfläche geschädigt werden. Eine Aufnahme von Bestandteilen des Kerns im Gusswerkstoff kann beim späteren Auslaugen Korngrenzenschädigung begünstigen. Im Betrieb können solche Verunreinigungen zu Korngrenzenrissen oder verminderter Oxidationsbeständigkeit führen. Auch eine spätere Diffusionsbeschichtung kann durch die Beeinflussung der Oberfläche erschwert werden.

Beim Nachverdichten: Häufig werden Gussteile unter hohen Temperaturen mit HIP nachverdichtet (gilt besonders für Einkristallwerkstoffe, siehe Bild 11.2-4). Ist die Argonatmosphäre im Autoklaven mit abgedampftem Kohlenstoff aus der Heizung verunreinigt, besteht die Gefahr einer Aufkohlung der Bauteiloberfläche (Lit 11.2-5). Eine Folge ist eine verschlechterte Oxidationsbeständigkeit.

Ungünstige Kornorientierung und Korngrenzenverlauf: Korngrenzen sind bei quer gerichteter Kriechbeanspruchung die lebensdauerbestimmende Schwachstelle. Zusätzlich gibt die Gitterorientierung des Korns wichtige Eigenschaften wie den Elastizitätsmodul vor. Ein hoher Elastizitätsmodul in einer bestimmten Kristallrichtung hat entsprechend hohe Wärmespannungen zur Folge. Damit verschlechtert sich richtungsabhängig das Thermoermüdungsverhalten (Band 1, Bild 5.4.2.1-8). Bildet sich bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradient in Richtung und Höhe, Erstarrungsgeschwindigkeit) ein ungünstiges Korn aus, kann das Betriebsverhalten des Bauteils unzulässig beeinflusst sein. Typisch sind Stengelkristalle die von der Eintrittskante in das Schaufelblatt im Bereich des Übergangs zum Deckband verlaufen.

Seigerungen: Die Anreicherung oder Verarmung von Legierungsbestandteilen ist für die deutlich langsamere erstarrenden Einkristallwerkstoffe (Bild 11.2-4) ein größeres Problem als für konventionelle (equi axed) Gusswerkstoffe. Trotzdem können in größeren konventionell gegossenen Teilen mit **Materialansammlungen** wie integrale Turbinenräder und Turbinenleitapparate Seigerungen beobachtet werden. Diese können in einer **Hochtemperatur-Wärmebehandlung**, z.B. im Rahmen einer Hochtemperaturlötung oder Lösungsglühung **örtliche Anschmelzungen** auslösen. Langzeitemperatureinwirkung im Betrieb kann

in Abhängigkeit von der örtlichen Legierungszusammensetzung die Entstehung **spröder Phasen** (z.B. **Sigma-Phase**) begünstigen.

Verstopfung von Kühlluftkanälen mit Fremdmaterial: Nichtmetallische, **keramische Fremdkörper** wie **Kernrückstände** und **Strahlgutreste** sind mit Röntgen schlecht erkennbar. Grund ist die relativ zu Ni-Legierungen gute Durchlässigkeit für Röntgenstrahlen. Erfolgreicher kann eine Durchflussmessung bei ausreichend starker Verengung des Querschnitts sein. **Reaktive Strahlgutrückstände** (z.B. **SiC**) können bei hohen Betriebstemperaturen spä-

ter durch Diffusion, Anschmelzungen und verstärkte Oxidation schädigend wirken.

Oxidhäute und Keramikeinschlüsse: Wirken wie Risse. Oxidhäute sind im Gegensatz zu Keramikeinschlüssen schwer mit Röntgen auffindbar (siehe Bild 11.2-4 und Bild 13.3.1-4)

Beispiel 11.2-1 (Lit 11.2-3):

Zitat: „... (the OEM) is conducting eddy current tests on all fourth -stage turbine blades on the ... (small fan engine) following three blade failures traced to metal flaws.

The first blade failure in the... engine occurred in February while the engine was undergoing ground testing in a test cell. At that time, ... (the OEM) determined that the **fourth-stage blade failure** could have been traced to some blades that had been damaged during handling, and the failed blade had not been replaced. The containment ring on the turbine failed to hold the blades within the engine, and the failed blade was not found.

(The OEM) discovered that the weld on one joint of the engine nozzle was ineffective and quickly incorporated design fixes to that area after inspecting the containment rings of other... engines.

Earlier in May, a fourth-stage blade on a (similar) engine installed in ... (a business jet) had failed. The single blade left the wheel while being contained within the engine. This incident was followed mid-May by an engine failure during takeoff... The containment ring in this latest engine failure was also able to limit the damage within the engine.

(The OEM) officials found that **all three failed engines had less than 100 hrs** of total time.

One engine had accumulated only 7 hrs. and another 20 hrs of operation. The third engine had 62 hrs of operation...

The failures have been traced to what... (the OEM) officials believe is a material flaw in the original casing of the turbine blades.

‘What we pretty well have determined is that as the molten metal comes into the blade casting from both ends, if you get a cooling, there is the possibility that the metal will not solidify together and you get a cold shut, or a casting defect.’“

Kommentar: Dieses Beispiel ist in mehrfacher Beziehung typisch für einen **Werkstofffehler und seine Auswirkungen**.

- Der **Herstellungsprozess** war für den betroffenen Bauteiltyp offenbar **nicht ausreichend erprobt**.

- Ein festgeschriebener Prozess lässt bei Fehlern auf **Parallelfällen** schließen.

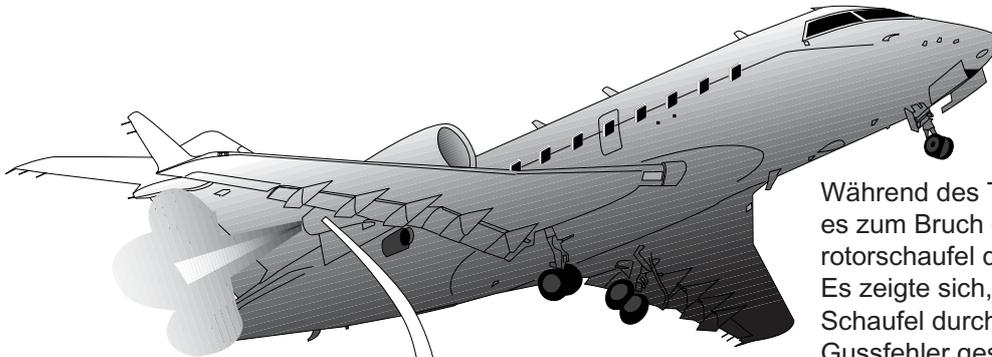
- Wenn ein Fehler in das Triebwerk gelangte, ist auch mit weiteren solchen **Fällen in anderen Triebwerken** zu rechnen.

- Die **Serienprüfverfahren** waren für das Auffinden der Fehler **nicht ausreichend sicher**.

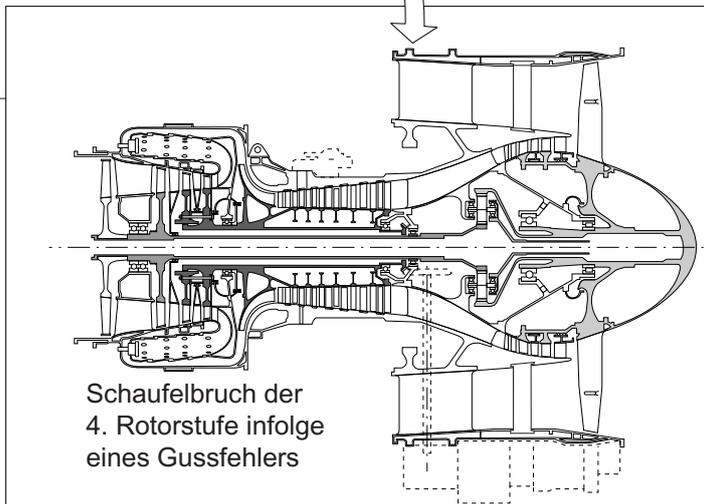
- Die **Betriebszeiten** bis zum Versagen des Bauteils können deutlich **streuen**.

- Folgeschäden sind umfangreich und sicherheitsrelevant.

Werkstofffehler sind häufig kostenintensiv und sicherheitsrelevant.



Während des Take Off kam es zum Bruch einer Turbinenrotorschaukel der 4. Stufe. Es zeigte sich, dass die Schaukel durch einen Gussfehler geschwächt war.



Schaufelbruch der 4. Rotorstufe infolge eines Gussfehlers

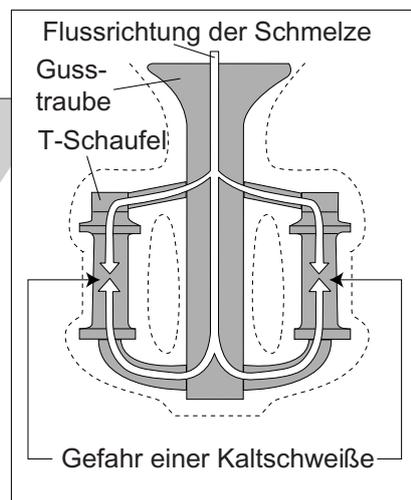


Bild 11.2-2

Bild 11.2-2 (Beispiel 11.2-1, Lit 11.2-3): Auch dieser Fall (siehe Bild 15.2-4) zeigt das große Schadenspotenzial von Werkstofffehlern. Es handelte sich offenbar um eine „**Kaltschweiße**“ die zum Bruch von Turbinenrotorschaukeln der letzten Stufe führten. Unter einer Kaltschweiße versteht man eine flächige Trennung, verursacht durch das Aufeinandertreffen zwei zu kalter Schmelzströme (Skizze unten rechts). Die Auftreffflächen können sich nicht mehr verbinden. Solche Trennungen treten bevorzugt in Schaufelblättern mit dünnwandigem Profil bzw. hohlen Schaufelblättern auf. Ein relativ kleiner, nicht ausreichend heißer Massenstrom in diesen dünnen Querschnitten, wird von einer zu kalten Form zu schnell abgekühlt.

Das gute Thermoermüdungsverhalten gerichtet erstarrter Gusswerkstoffe liegt nicht nur am Korngrenzenverlauf sondern auch an der Orientierung des Kristallgitters (Kornorientierung).

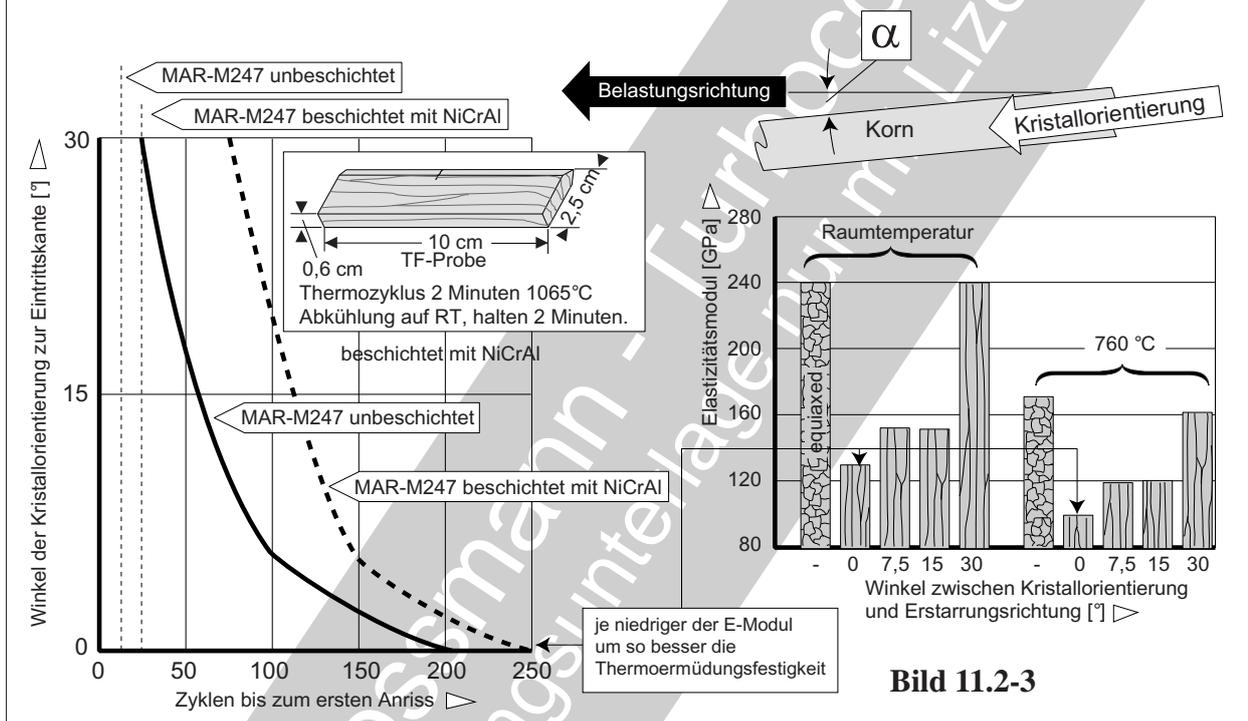


Bild 11.2-3 (Lit 11.2-5): **Gerichtet erstarrte** (engl. *directionally solidified*) Ni-Legierungen weisen ein anisotropes Festigkeitsverhalten auf. Dies gilt insbesondere für den Elastizitätsmodul (Band 1, Bild 5.4.3.2-1). Die Erstarrungsrichtung folgt bei Turbinenschaufeln üblicherweise der Auffädelaachse (engl. *blade stacking axis*) des Blattes. Bevorzugt ist dabei die $\langle 100 \rangle$ Kristallorientierung mit dem **niedrigsten E-Modul**. Das rechte Diagramm zeigt den Einfluss des Belastungswinkels „ α “ (Skizze oben rechts) bei Raumtemperatur und 760 °C. Man erkennt, dass der E-Modul des konventionellen Gusses (*equi axed*) dem eines gerichtet erstarrten Werkstoffs bei „ α “, von 30° entspricht. Die Steifigkeiten fallen typischerweise für alle Kornorientierungen mit der Temperatur ab. Eine geringere Steifigkeit senkt bei behinderter Dehnung (dehnungsgesteuerter Vorgang) auftretende Spannungen. Im Bezug auf Wärme-

spannungen führt das zu einem besseren LCF- bzw. **Thermoermüdungsverhalten** (Bild 11.2-5). Diese Eigenschaft, gemeinsam mit den **längs zur Hauptbelastung verlaufenden Korngrenzen**, bedingt ein besseres Betriebsverhalten gegenüber konventionellem Guss. Welcher der beiden positiven Effekte bei gerichtet erstarrten Werkstoffen überwiegt ist strittig. Das linke Diagramm lässt den Einfluss der Korngrenzenrichtung zur Hauptbelastung bei zyklischer Belastung im LCF-Bereich (Thermoermüdung) erkennen. Die Zahl der Thermozyklen bis zum ersten Anriss nimmt von einem sehr kleinen Winkel α im Bereich von $\alpha = 0^\circ$ bis $\alpha = 30^\circ$ exponentiell ab. Bei 30° entspricht der E-Modul des gerichtet erstarrten Werkstoffs dem konventionell Erstarrten. Unter dem Gesichtspunkt der LCF-Festigkeit ist dann eine gerichtete Erstarrung nicht mehr von Vorteil.

Die Untersuchung an Proben ergab offenbar, dass **LCF-Risse** nicht von den Korngrenzen ausgingen und diesen auch nicht folgten. Das legt den Schluss nahe, dass **Verbesserungen des LCF-Verhaltens auf den niedrigen E-Modul zurückzuführen** sind. An diesem Effekt ist also die günstige Kristallorientierung beteiligt. Daraus folgt:

Die Richtung der Kristallorientierung ist zu spezifizieren. Selbst **kleine Abweichungen können die zyklischen Betriebseigenschaften (insbesondere Thermoermüdung) entscheidend verschlechtern** und sind als Fehler anzusehen. Flach zur Beanspruchung verlaufende Korngrenzen scheinen dagegen weniger ins Gewicht zu fallen. Der örtliche Korngrenzenverlauf bei konventionellem Guss kann dagegen als Indiz für die LCF-Eigenschaft im jeweiligen Bereich dienen. Dies gilt z.B. für **Stängelkristalle** in kritischen Bauteilzonen (Band 1, Bild 5.4.2.1-8 und Bild 5.4.2.2-5).

Liegt in erster Linie eine **Kriechbelastung** (hoher Anteil statischer Belastung) vor, kann von einem **überwiegenden Einfluss der Korngrenzen** ausgegangen werden. In einem solchen **kraftgesteuerten Fall** (z.B. unter Fliehkraft) ist die Spannung von der gleich gerichteten Elastizität der Körner unabhängig. Der Korngrenzeneinfluss zeigt sich im typischen Versagen konventionell gegossener Werkstoffe mit Kriechporenbildung auf den Korngrenzen (Band 1, Bild 5.3.2-6 und Bild 5.3.2-7).

Bild 11.2-4 (Lit 11.2-5, Lit. 11.2-6, Lit. 11.2-7 und Lit. 11.2-10): **Einkristalline Bauteile** (= EK, engl. Single Crystal = SC) sind nicht mit den hochreinen im Aufbau fehlerfreien Kristallen der Halbleiter zu vergleichen. Sie zeigen durchaus typische Schwachstellen und Gefügemerkmale die auch innerhalb des Korns vielkristalliner Werkstoffe auftreten. Ihnen fehlen lediglich die Korngrenzen. Deshalb wäre der Begriff „**Einkorn**“ zutreffender (Lit 11.2-6). Der Mechanismus und das Schadensbild vieler Gussfehler wie Maßabweichungen, Rissbildung entsprechen konventionellem Guss

(Bild 11.2-1). Sie werden deshalb hier nicht behandelt. Auch Einkristalle können Gussfehler wie Lunkerbildung, nichtmetallische Einschlüsse, und unerwünschte Wachstumsrichtung aufweisen, die auch von gerichteten Werkstoffen (eng. directionally solidified, DS) bekannt sind (Lit 11.2-5). Im Folgenden werden die Fehler nach Lit. 11.2-10 in fünf Hauptgruppen eingeteilt:

- Abweichung der Kristallorientierung
- Kornstrukturfehler
- Lunker
- Einschlüsse
- Mikrostruktur

· **Abweichung der Kristallorientierung** („3“): In Bild 11.2-3 ist der Einfluss einer Abweichung der Belastungsrichtung (Winkel Θ) von der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit für DS- Bauteile dargestellt. Diese wird von der [001]-Achse, die der Dendritenachsrichtung entspricht, repräsentiert. Entsprechend verhalten sich auch Einkristalle (Bild 11.2-5)

Ändert sich der in Längsrichtung des Bauteils wirksame E-Modul kann das die Biegeeigenfrequenz und das **Thermoermüdungsverhalten** des Bauteils unerwünscht beeinflussen.

Auch der zyklische **Rissfortschritt** ist von den Kristallebenen in Richtung und Geschwindigkeit beeinflusst (Lit. 11.2-11).

· **Kornstrukturfehler**: Fehler in Einkristallen lassen sich mit Hilfe des „**Kornstrukturätzens**“ zerstörungsfrei sichtbar machen.

- **Entstehung beim Gießvorgang**: Ist die **Kornselektion** zu Erstarrungsbeginn ungenügend, können sich, ähnlich der gerichteten Erstarrung, hier aber unerwünscht, Flachwinkelkorngrenzen bilden.

- **Korngrenzeneinfluss**: Bilden sich Korngrenzen bzw. Körner in hoch kriechbeanspruchten Bauteilzonen wird die Lebensdauer verkürzt. Dieser Effekt ist bei Einkristallen

besonders ausgeprägt, weil deren Legierungen keine Bestandteile aufweisen die in konventionellen Gusslegierungen und DS-Legierungen die Korngrenzen gegen Kriechen stabilisieren. Auch die LCF-Festigkeit bzw. Thermoermüdung dürfte, abhängig von Kornorientierung zur Belastungsrichtung, durch schwache Korngrenzen und höheren E-Modul beeinträchtigt sein.

- **Striations:** Es handelt sich um parallel wachsende, jedoch um die Hauptwachstumsrichtung verdrehte Dendriten. Auf der geätzten Oberfläche sind eine Vielzahl parallele Linien, sog. Striations zu erkennen. Diesen Schwachstellen wird kein merklicher Einfluss auf das Betriebsverhalten des Bauteils zugeschrieben.

- **Freckles („2“):** Treten als kleine, beliebig orientierte, oft perlschnurartig angeordnete Fremdkörner auf. Sie sind auf **Mikroeingungen** zwischen den Dendritenarmen der Einkristalle zurückzuführen. Es handelt es sich um angereicherte bzw. verarmte Bereiche in der Umgebung von abgebrochenen Dendritenarmen die als Kristallisationskeime vor der Erstarrungsfront wirkten. Im Unterschied zu Einkristallen sind Freckels aus **Makroeingungen** in Gussbarren bzw. den daraus hergestellten Schmiedeteilen auf den Transport größerer Mengen angereicherter Schmelze über größere Distanzen zurückzuführen (Lit 11.2-9). Die Bildung von Freckels wird bei EK-Legierungen besonders von dendritisch seigernden schweren Elementen (z.B. Wolfram und Rhenium) und einer langsamen Erstarrung begünstigt. Die im Freckel veränderte Legierung kann kein optimales Gefüge ausbilden (z.B. γ' -Phase). Dies und die Korngrenzen lassen **verschlechterte Festigkeitseigenschaften** erwarten.

- **Sliver (Splitter):** Sind kleine splitterartig schmale Fremdkörner an der Gussteiloberfläche. Es wird vermutet, dass sie die Folge eines „Keimens“ an der Formschale sind. Die-

ser Vorgang hängt von der Sauberkeit des Prozesses und der Schmelze ab. Sliver wachsen, verdreht um die Längsachse in Haupterstarrungsrichtung.

- **Zebras („5“ und „6“):** Sind kleine globulare- oder plattenförmige Fremdkörner. Sie erscheinen an der Oberfläche als kleine Parallelstreifen oder als Punkte an überhängenden Bauteiloberflächen. Ihr Einfluss auf die Betriebseigenschaften dürfte vernachlässigbar sein, solange sich diese Schwachstellen auf die bevorzugten, relativ niedrig belasteten Zonen (Deckbänder) des Bauteils beschränken.

· **Rekristallisation:** Wird der Einkristall ausreichend plastisch verformt, bilden sich bei hohen Temperaturen neue Körner (Rekristallisation). Solche Temperaturen treten während der Abkühlung nach der Erstarrung oder bei der nachfolgenden Lösungsglühung auf. Ursachen für Rekristallisation auslösende plastische Verformungen sind:

- **Wärmespannungen:** Beim Abkühlen zieht sich das Gussteil mehr als die keramische Formschale, die einen niedrigeren Wärmeausdehnungskoeffizienten aufweist, zusammen. Dabei wird die Formschale auf Druck, das Bauteil auf Zug belastet („7“). So werden die Deckbänder gebogen und der Übergang zum Blatt auf Grund der Kerbwirkung plastisch verformt.

Auch kleine Defekte in der Feinschicht der Gusschale können eine lokale Plastifizierung mit Rekristallisation auslösen.

- **Entformen:** Beschädigung beim Entfernen der Formschale mit ungeeignetem Werkzeug und/oder ungeeigneten Parametern.

- **Handhabung** (engl. handling): Unachtsames Spannen beim Abtrennen der gussbedingten Ansätze.

Fortsetzung auf Seite 11.2-12

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden

Neben den üblichen Feingussfehlern gibt es für Einkristall-Gussteile (hier das Beispiel einer Turbinenschaufel) weitere typische Gussfehler und -probleme.

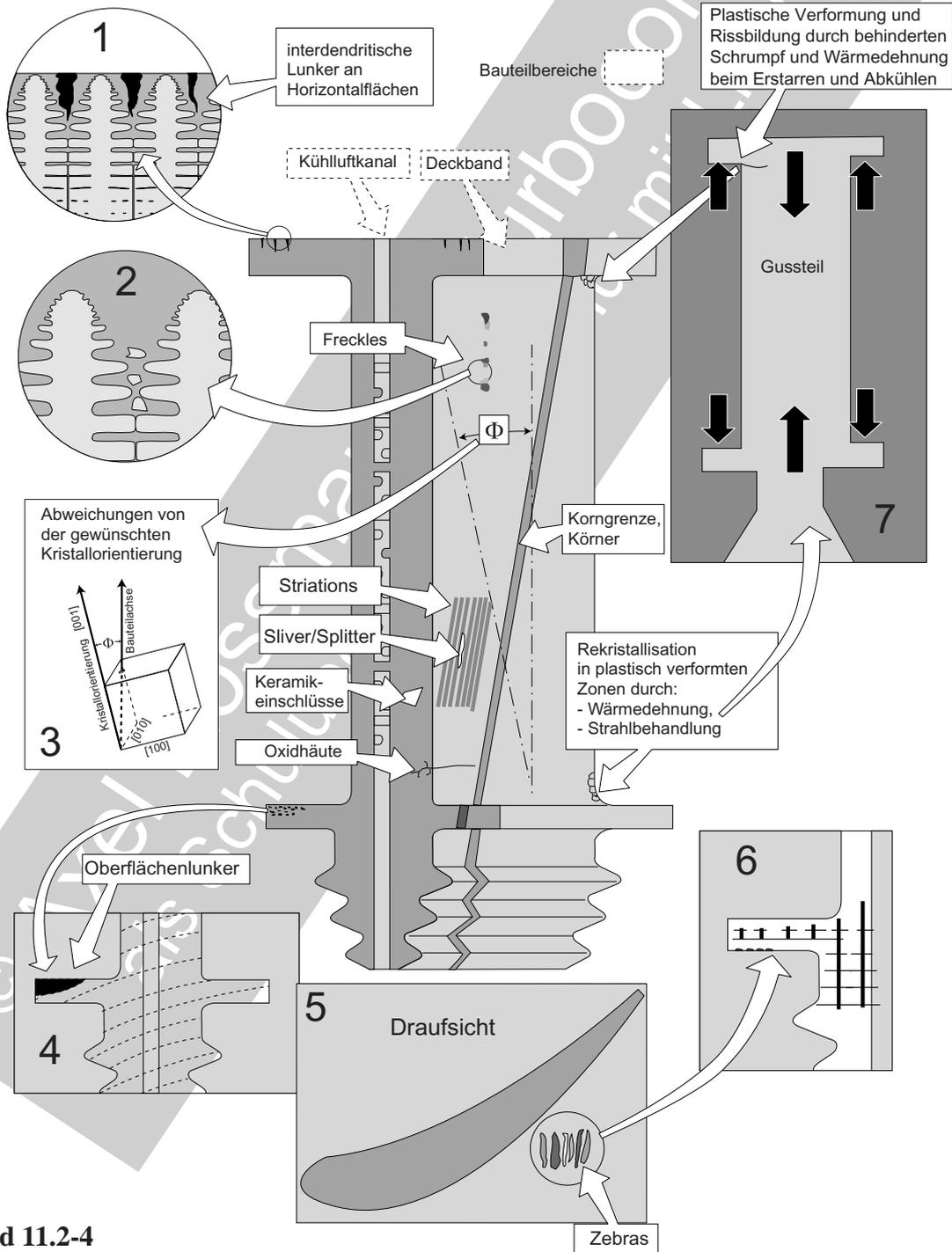


Bild 11.2-4

Fortsetzung von Seite 11.2-10

- **Strahlbehandlung:** Gussteile erfahren häufig nach dem Entformen eine abrasive Strahlbehandlung. Eine zu hohe Strahlintensität kann die Oberfläche des Bauteils für eine Rekristallisation ausreichend plastisch verformen. Beim nachfolgenden Lösungsglühen bildet sich eine dünne, flächige rekristallisierte Zone.

· **Lunker** („1“ und „4“): Es handelt sich in erster Linie um **Mikrolunker**. Wegen der fehlenden Korngrenzen ist eine Kriechschädigung bzw. die **Kriechlebensdauer von Lunkern, Karbiden und Eutektika in den interdendritischen Bereichen bestimmt**. Ein deutlicher Einfluss von Mikrolunkern auf die Lebensdauer wird auch bei DS-Legierungen beobachtet. Die Betriebslebensdauer des Bauteils **hängt gewöhnlich weniger von der verteilten Mikrolunkermenge als von der Wahrscheinlichkeit eines großen Lunkers ab**.

Die langsame Erstarrung des Einkristalls gegen die Schwerkraft ermöglicht der Restschmelze einen besseren Zugang zur Erstarrungsfront. Deshalb ist die Lunkerbildung in EK-Werkstoffen deutlich geringer als in konventionell gegossenen Bauteilen.

Die Neigung zur Mikrolunkerbildung ist legierungsspezifisch und hängt von den Erstarrungsbedingungen ab. Die relativ langsame gerichtete Erstarrung begünstigt eine besondere Form der Lunkerbildung. Man spricht von einer interdendritischen Porosität. Diese Fehlstellen konzentrieren sich auf **horizontal verlaufende oben liegende Gussflächen wie Deckbänder** (Detail „4“, Lit. 11.2-8). Begünstigt wird diese Lunkerbildung von einer schräg verlaufenden Erstarrungsfront, welche das Nachspeisen mit erforderlicher Restschmelze behindert („4“). Die Lage in einer gewöhnlich weniger hoch belasteten Bauteilzone kann solche Schwachstellen als akzeptabel bewerten lassen.

Die Mikrolunker bilden sich zwischen den Tannenbaumstrukturen (Dendriten, Detail „1“) wenn die Erstarrungsfront die Formschale erreicht und Restschmelze nicht mehr zufließen

kann. Deshalb ist verständlich, dass die Häufigkeit der Mikrolunker in Zusammenhang mit dem Dendritenabstand, d.h. mit der Erstarrungsgeschwindigkeit steht. Je niedriger diese infolge einer kleinen Absenkrate und einem großen Ofengradient ist, um so weniger Mikrolunker sind zu erwarten.

- **Einschlüsse:** Zwei Arten sind bekannt. Beide wirken als Trennungen bzw. Risse und beeinträchtigen entsprechend die Betriebslebensdauer.

- **Oxidhäute** bilden sich auf der Schmelze (**Dross**) im Tiegel als Reaktionsprodukt mit Sauerstoffresten der Ofenatmosphäre. Die Oxidhäute werden von der Schmelze in die Form transportiert. Dort schwimmen sie auf und lagern sich bevorzugt unter horizontal verlaufenden inneren Oberflächen ab.

Der gekrümmte Verlauf und die geschlossene Ausbildung erschweren die üblichen seriengeeigneten ZfP-Methoden wie Röntgen und Eindringprüfung. Damit bleibt nur die Vermeidung mit einer sorgfältigen Prozessüberwachung und der Verwendung keramischer Filter am Einguss.

- **Keramische Teilchen**, die sich von Formschale, Kern oder einem Eingussfilter gelöst haben, können von der Schmelze eingeschwemmt wurden. Sie sind im Gegensatz zu Kernresten in Kühlluftkanälen als Querschnittsschwächung gut mittels Röntgen nachweisbar.

- **Mikrostruktur:** EK aus Nickellegierungen weisen ein relativ einfaches Gefüge auf. Das erleichtert eine Optimierung für die Betriebsanforderungen.

Dendritenausbildung (Detail „2“): Beim üblichen Erstarrungsvorgang von EK orientiert sich der Kristall und die Dendriten in der [001] Gitterebene längs zum Bauteil (Detail „3“).

Das Kristallwachstum erfolgt über die Dendriten (Tannenbaumstruktur). Ein Gefügemerkmal ist der Abstand der Dendritenstämme. Es steht im Zusammenhang mit der Erstarrungsgeschwindigkeit. Die Kristallorientierung bleibt auch bei einer Änderung der Größe des Wärmeflusses erhalten.

– **γ' -Phase und Resteutektikum:** Nickellegierungen erhalten ihre Warmfestigkeit mit der Ausscheidung von bis zu 65 Vol. % der γ' -Phase. Die Ausbildung dieser Phase ist **festigkeitsbestimmend**. Merkmale sind gleichmäßige Verteilung, Volumenanteil im Zusammenhang mit der Größe (angestrebt 0,2-0,3 mm) sowie Form und Anordnung, der sub-lichtmikroskopischen Teilchen.

Legierungskomponenten werden unterschiedlich schnell in die Erstarrungsfront zwischen den Dendriten eingebaut. Dies führt zu einer Veränderung der Zusammensetzung der Restschmelze zwischen den Dendriten bis diese schlagartig als **Resteutektikum** erstarrt. Das Resteutektikum ist mit Elementen angereichert welche für die Bildung der γ' -Phase an anderer Stelle benötigt werden. Damit steht die **Festigkeit des EK mit dem Dendritenabstand in Zusammenhang**. Die Menge des Resteutektikums ist legierungsspezifisch.

Bedingt durch die besondere Erstarrung liegt im Gegensatz zu vielkristallin erstarrten Bauteilen die γ' -Phase beim Einkristall „wie gegossen“ vor. Um bei der späteren Auslagerung eine optimale Verteilung und Feinheit der γ' -Phase zu erreichen, muss diese möglichst bei der Lösungsglühung vollständig in Lösung gegangen sein. Dies erfordert eine „gefährliche“ Nähe zum Anmelzpunkt (Solidustemperatur, Bild 15.2-12) mit anschließender Schnellabkühlung (z.B. $> 150^\circ\text{C}/\text{min}$, Bild 15.2-7). Die Lösungsglühung erfolgt bei sehr hoher Temperatur über 1270°C und gleicht Mikroregionen zwischen den Dendriten aus und löst das **unerwünschte Resteutektikum** auf. Die hohe Glüh-temperatur ist nur ca. 10°C von der Solidustemperatur entfernt. Sie ergibt

sich aus den fehlenden Korngrenzenverfestigenden Elementen konventioneller Legierungen (Lit 15.2-11). Die extrem hohe Glüh-temperatur bringt fast alle γ' -Phase in Lösung. Sie birgt aber die Gefahr, dass bereits kleine Temperaturabweichungen zu **Anschmelzungen mit Porosität und unerwünschtem Gefüge** führen.

Die Schnellabkühlung ermöglicht eine optimale Aushärtung und minimiert die Gefahr der Entstehung von δ -Phase im Betrieb (Bild 15.2-6). Anschließend erfolgt eine stufenweise Auslagerung bei geeigneten Temperaturen (z.B. 4h 1080°C , 16h 870°C). So erhält die γ' -Phase eine Struktur für optimale Festigkeits-eigenschaften des EK.

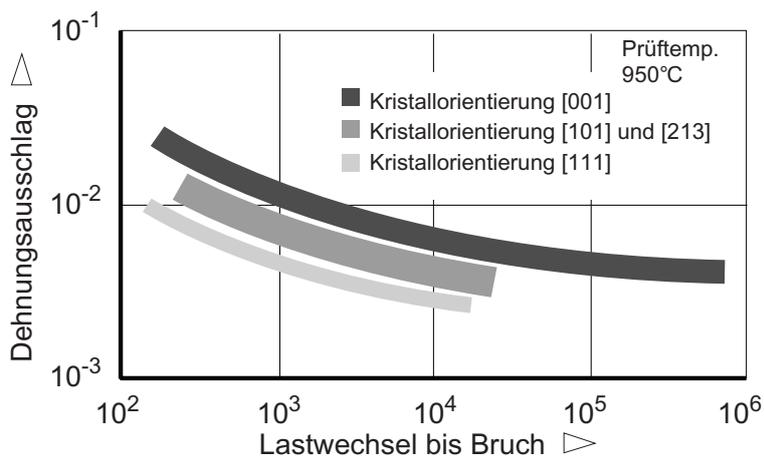
- **Karbide:** Es gibt EK-Legierungen mit und ohne Karbide. Kohlenstoff wird wahrscheinlich zur Vermeidung von Oxidhäuten zugegeben. Die geringe Abkühlgeschwindigkeit führt zur Ausbildung **blockiger MC-Karbide** im Resteutektikum zwischen den Dendriten. Sie wirken als Kerbe und können deshalb den Anriss eines **Schwingbruchs** (LCF, HCF) **begünstigen**. Dieser Effekt nimmt zu höheren Temperaturen (über 800°C) hin ab. Dann entstehen Schwinganrisse an der Bauteiloberfläche in Verbindung mit Oxidation.

Weil Korngrenzen fehlen, bildet sich eine **Kriechschädigung** an Lunkern, Karbiden.

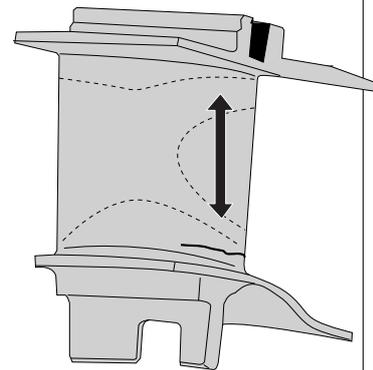
Bild 11.2-5 (Lit 11.2-12): Einkristalle verhalten sich bezüglich des **Einflusses der Kornorientierung** auf die Schwingfestigkeit (HCF, LCF) ähnlich DS-Strukturen (Bild 11.2-3). Grundsätzlich weisen Einkristalle wegen der besser kontrollierten Gießbedingungen kleinere Defekte und eine geringere Fehlerwahrscheinlichkeit auf als andere Gussstrukturen (Lit 11.2-7). Dies erklärt eine höhere Schwingfestigkeit. Bei dehnungsgesteuerter zyklischer Belastung (z.B. Thermoermüdung, siehe Band 1 Bild 5.4.2.1-2) wirkt sich der niedrige E-Modul in Erstarrungsrichtung ([001]-Kristallrichtung) spannungsvermindernd aus. Das wirkt sich in einer längeren zyklischen Lebensdauer bzw. höherer LCF-Festigkeit ge-

Der Einfluss der Kristallorientierung auf die Betriebsfestigkeit hängt von der Belastungsart ab.

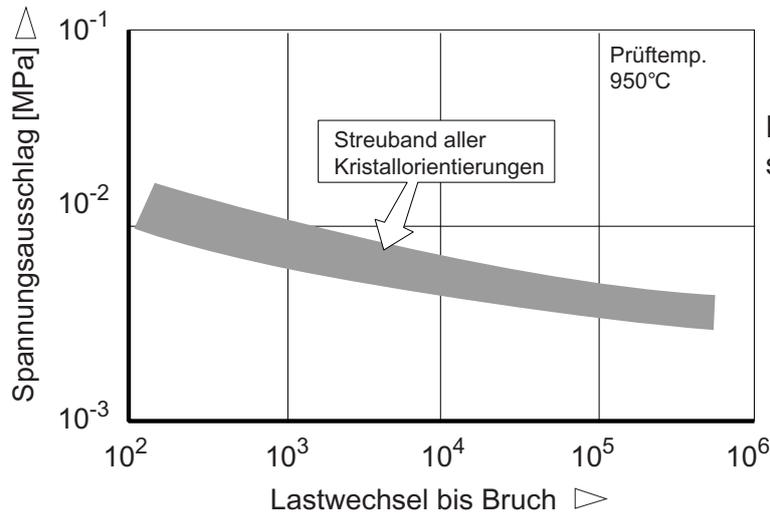
Der Einfluss der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit bei **dehnungsgesteuerter** Belastung (Thermoermüdung) ist groß.



Leitschaufel



Der Einfluss der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit bei **kraftgesteuerter** Belastung (Fliehkraft) ist gering.



Rotor-schaufel

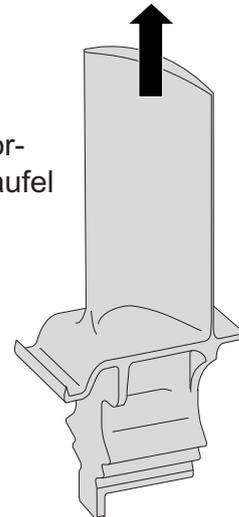


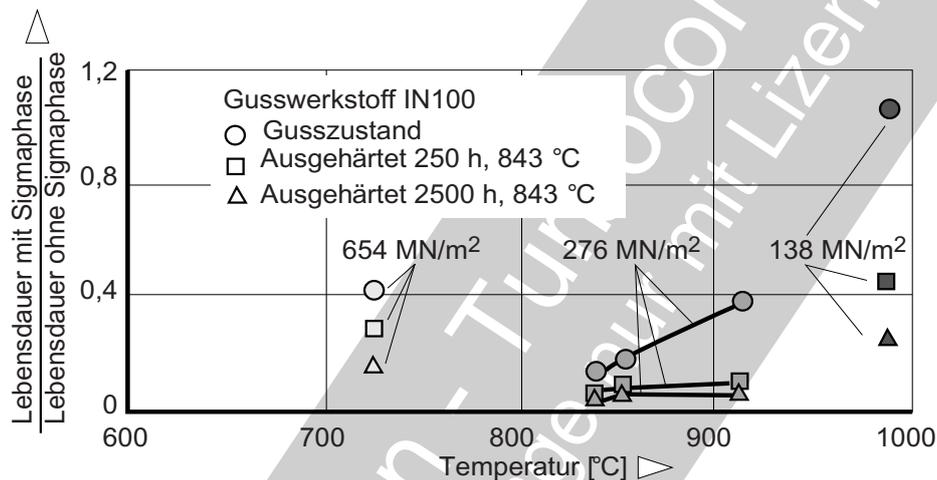
Bild 11.2-5

genüber anderen Kristallorientierungen aus (Skizze oben).

Bei einer **kraftgesteuerten Belastung** wie sie die Fliehkraft auf ein Schaufelblatt repräsentiert (Skizze unten), wird die erhöhte Nachgiebigkeit infolge des E-Modul Einflusses, auf

Grund der ungehinderten Dehnung, nicht wirksam (Lit.11.2-11). Dieses Verhalten ist aus dem, für die unterschiedlichen Kristallorientierungen gültigen einheitlichen Streuband zu erkennen.

Die Ausscheidung spröder Phasen wird von der Legierungszusammensetzung bestimmt und beeinflusst die Kriecheigenschaften deutlich.



Sigmaphase kann die Kriechlebensdauer drastisch verkürzen.

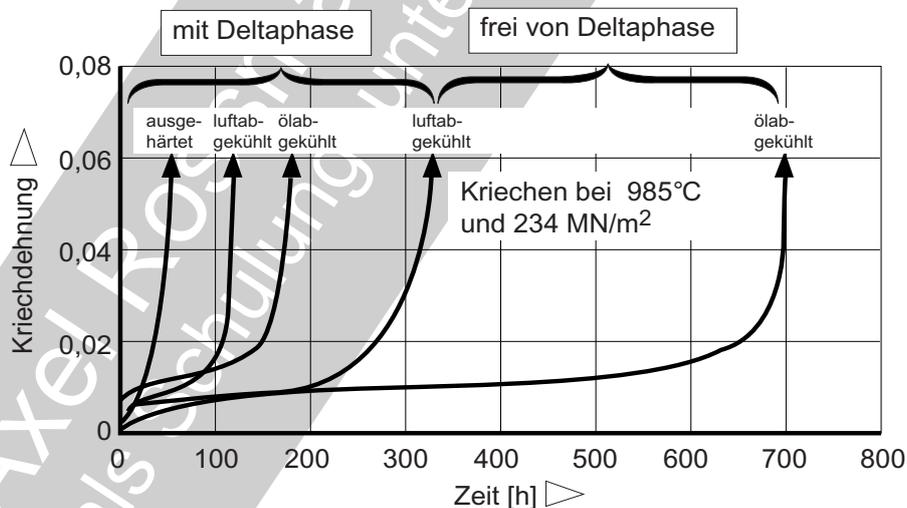


Bild 15.2-6

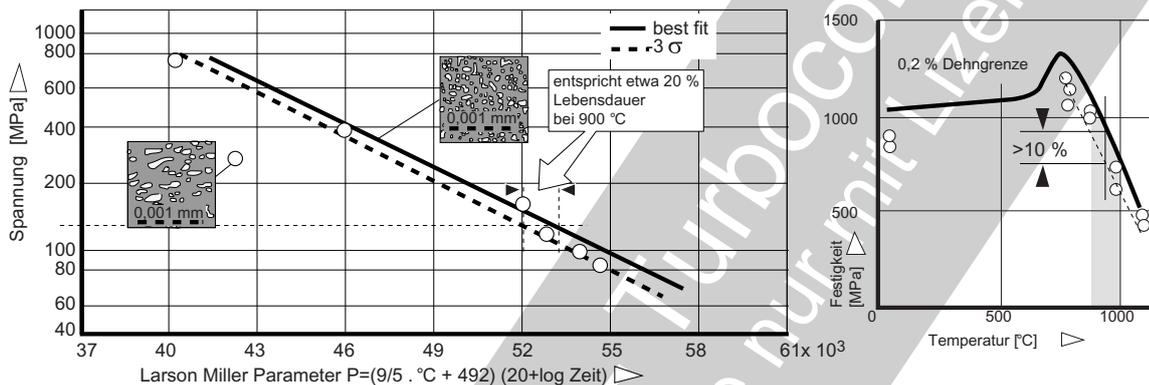
Deltaphase vermindert die Kriechlebensdauer in Einkristallen deutlich. (nach MacKay).

Bild 11.2-6 (Lit. 11.2-5): Intermetallische Phasen wie σ -, δ -, μ - und Laves können die Kriechlebensdauer von Guss- und Schmiede-Nickellegierungen deutlich verkürzen (Diagramm oben). Solche meist nadeligen und **spröden Phasen** werden während längerer Betriebszeiten mit steigenden Temperaturen, ausgeschieden. Niedrige Kriechbelastung als Vorausset-

zung langer Lebensdauer begünstigt also die Phasenbildung.

Ob eine Legierung zur Bildung unerwünschter **Phasen** (Topological Close Packed = TCP) neigt, lässt sich mit dem sog. „**Phacomp-Verfahren**“ abschätzen. Diese Berechnung berücksichtigt die Elektronenleerstellen im Atomgitter. Sie sind für jedes Legierungselement spezifisch und Tabellen entnehmbar (Lit. 11.2- 31).

Eine zu langsame Abkühlung von Einkristallwerkstoffen aus der Lösungsglüh­temperatur kann die Kurzzeit- und Langzeitfestigkeit vermindern.



Verschlechterung mechanischer Eigenschaften einer hochfesten Einkristall-Ni-Basis Legierung durch verlangsamte Abkühlung von der Lösungsglüh­temperatur.

Bild 11.2-7

Da es sich um einen durchaus merklichen Rechenaufwand handeln kann, sowie fachliche Voraussetzungen erfordert findet man heute im Internet Angebote solche Berechnungen zu übernehmen.

Das Diagramm unten zeigt die Auswirkung der δ -Phase auf die Kriechlebensdauer eines EK-Werkstoffs. Ein vergleichbarer Effekt wird auch bei dem konventionell gegossenen Standard-Schaufelwerkstoff IN100 beobachtet. Die Empfindlichkeit des EK für die Bildung der δ -Phase im Betrieb steigt mit abnehmender Abkühlrate der Wärmebehandlung nach dem Guss (Bild 11.2-4).

Bild 11.2-7 (Lit 15.2-5): Langsamere Abkühlungsraten aus der Lösungsglühung führen während der gleichzeitig ablaufenden Aus­härtung insbesondere bei Einkristallwerkstoffen zu einer ungünstigeren, gröberen γ' -Ausbildung (Bild 11.2-4). Damit sinkt die Kriechlebensdauer. Im Diagramm links entspricht die **Kriechlebensdauer** des EK mit gröberen Ausscheidungen der normalen (gestrichelten), die Streuung kennzeichnenden „-3 σ -Linie“. Die normalen feinen Ausscheidungen entsprechen der durchgezogenen Linie (best fit). Der Linienabstand bedeutet einen Lebensdauerunterschied von ca 20% bei 138 MPa im Bereich von 900-1000°C.

Das rechte Diagramm zeigt die **Warmzerreißfestigkeit** (Kurzzeitfestigkeit). Im Bereich von 900-1000°C (graues Feld) erkennt man einen Abfall der Festigkeit des Werkstoffs mit der gröberen γ' -Phase (Kreise) um über 10 %.

Anzumerken ist, dass sich der Festigkeitsunterschied überproportional auf die Kriechlebensdauer auswirkt.

Glück im Unglück, wenn sich die von einem Gussfehler betroffenen Triebwerke eingrenzen lassen und der Schaden mit einer Inspektion am eingebauten Triebwerk rechtzeitig erkennbar ist.

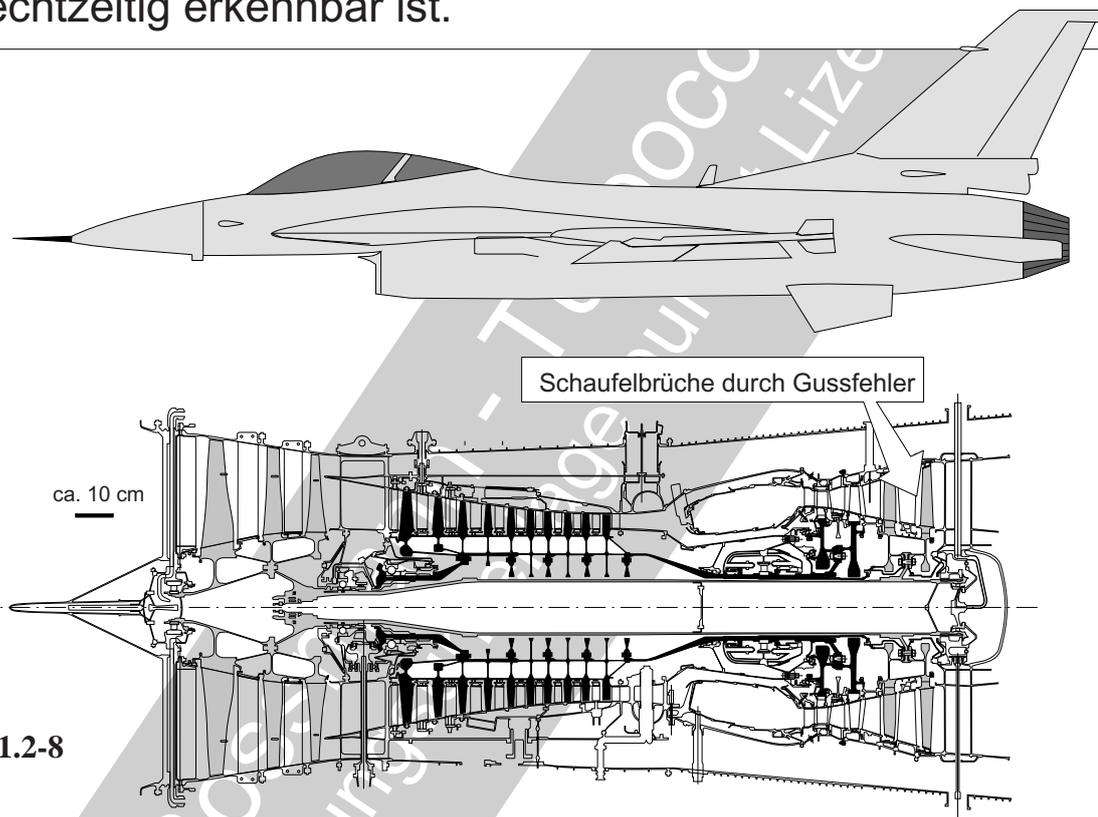


Bild 11.2-8

Bild 11.2-8 (Beispiel 11.2-2, Lit 11.2-4): Meist wird man auf im Fertigungsprozess nicht erkannte Fehler erst bei Betriebsschäden nach längeren Laufzeiten aufmerksam. Dann ist mit vielen, bereits ausgelieferten Triebwerken zu rechnen. Dadurch wird der Aufwand für eine Risikominimierung und Abhilfen sehr groß. Um ein solches Problem in einem möglichst kurzen Zeitraum mit erträglichem Risiko zu beherrschen, ist die **Rückverfolgbarkeit** der Teile eine Voraussetzung. Damit besteht die Möglichkeit einer **Eingrenzung auf Chargen** die sich der Schadensursache zuordnen lassen. Weiter ist ein äußerlich rechtzeitig erkennbares Schadensmerkmal für eine Identifikation und/oder Überwachung vor Ort entscheidend. Man erkennt so leicht die Bedeutung einer aus-

reichenden **Kennzeichnung der Bauteile** (Kapitel 13.4).

Besonders kritisch ist sog. „**Schüttware**“ mit minimierter Kennzeichnung mancher reparierter Teile bezüglich der Rückverfolgbarkeit. In solchen Fällen kann die Zuordnung der Teile zu früherem Betrieb und zu Laufzeiten unmöglich sein.

Beispiel 11.2-2 (Bild 15.2-7, Lit 15.2-4):

Zitat:“...The Third ...(fighter) loss attributable to engine failure occurred in February of this year. Analysis indicates that a blade in the fourth stage of the powerplant’s low-pressure turbine failed because of a „**casting anomaly**“ during the manufacturing process. There are two sources for the blades, in this case, the failed blade came from...(identified source). As result of this latest loss, the...(customer air force) grounded the entire fleet of...(about 160 fighters with the failure prone engine types). ...a series of **inspections - and blade replacements**- will be performed to return those aircraft to operational status. If all goes well, the first of the affected fighters should return to the air near the end of April...

...(the OEM’s) recovery plan calls for on-wing inspection of the fourth-stage low-pressure turbine in affected engines. If the blades show signs of manufacturing problem, engines will be removed and new blades installed.

...(The customer) plans in addition to inspecting and replacing to go one step further. It plans to **reblade some engines, apparently using a time criterium**.

The blade manufacturing problem is not isolated to...(one customer), however, a number of the suspect blades are also in use on (another fighter type) throughout the world....(The ...(OEM) reckons that there are more than 700...(engines) in service, and it has not yet determined exactly how many are affected by the blade problem. The company does know,

however, the number and location of suspected blades...”

Kommentar: Eine Inspektion im eingebauten Triebwerk erfolgt wahrscheinlich als Sichtkontrolle mit Boroskop oder durch Augenschein vom Abgaskanal her. Um die „**Gussnormalität**“ rechtzeitig zu finden, bedarf es eines Schadensmechanismus, der bereits im Anfangsstadium gut sichtbar ist. Dies spricht für eine Schadenslage im Blatt, nicht jedoch im Fuß. Das „Time Criterium“ deutet auf ein **ausreichend langsames Schadenswachstum** hin. Es kann spekuliert werden, dass es sich nicht um einen Einschluss, Riss oder um ein großes Lunkenfeld handelt. Von solchen Fehlstellen ist eher ein nicht kontrollierbares Risswachstum mit spontanem Versagen zu erwarten. Da die „Unnormalität“ sich offenbar auf ein Fertigungslos beschränkt, dürfte es sich auch nicht um ein deutlich von der Auslegung beeinflusstes Problem handeln. In der vierten Turbinenrotorstufe ist nicht mehr mit lebensdauerbegrenzender Thermoermüdung zu rechnen. Eine **Kriechverformung und/oder Kriechrisse**bildung, ausgehend von einer örtlichen Schwachstelle ist dagegen auch in der vierten Turbinenstufe durchaus denkbar. Ein solcher Schaden könnte, wenn auch nicht mit absoluter Sicherheit, von einer Sichtinspektion rechtzeitig erkannt werden. Diese Überlegungen weisen auf einen **Schadensmechanismus hin, welcher die Kriechlebensdauer deutlich verkürzt** (Bild 11.2-8 und Bild 11.2-9).

Bild 11.2-9: Besonders bei älteren Triebwerkstypen wurden viele Bauteile in Al- und Mg-Sandguss hergestellt, Es handelte sich z.B. um

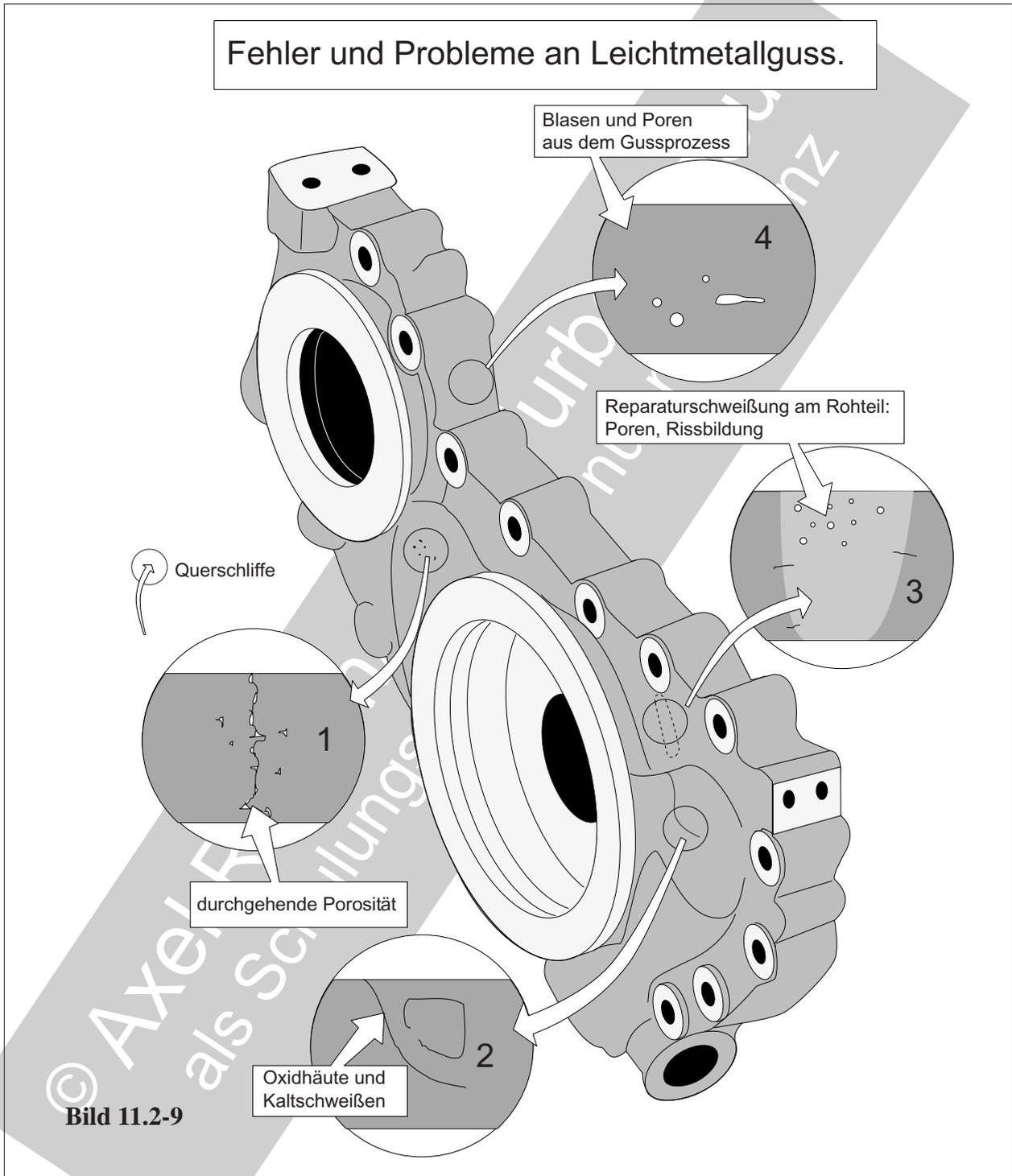
- Verdichtereintrittsgehäuse mit Lagerkammer,
- vordere Verdichtergehäuse,
- Gehäuse der Anbaugeräte wie Getriebe und Pumpen (Bild 11.2-10).

Solche Gussteile waren für die typischen Fehler dieser Gusstechnologie anfällig (Lit. 11.2-13). Eine gewisse Lunkenbildung oder Fehlstel-

len die von kleinen Fragmenten der Gushäute aus dem Gießstrahl gebildet wurden waren unvermeidlich. Die nutzbare Schwingfestigkeit dieser Werkstoffe war, abgesehen vom Gefügeeinfluss und der fehlenden Dauerfestigkeit, gering. Die wichtigsten im Betrieb auftauchenden Fehlstellen sind:

Schrumpflunker die örtlich den gesamten Querschnitt durchziehen können (Detail oben

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden



links) sind ein typisches Problem größerer Sandgussteile, insbesondere von Getriebegehäusen. Solche Leckstellen können durch **Infiltration** mit organischen (Kunstharzen) und anorganischen (z.B. Wasserglas) Medien am Neuteil geschlossen werden. Diese Abdichtung lässt sich mit dem Strahlen der Oberfläche (z.B. Al-Kugeln) unterstützen. Erfahrungsgemäß be-

steht bei mehrfachen **Überholungsvorgängen mit Entlackung und Entschichtung die Gefahr, dass Lunker wieder geöffnet werden und Undichtigkeit auftritt.** Ist erst einmal Öl in Lunker eingedrungen, erschwert dies eine erneute Abdichtung und kann so das Lebensdauerende des Bauteils erzwingen.

Größere Oxidhäute (Detail unten links): Sie stellen eine rissähnliche Trennung dar und sind mit Röntgen oder Eindringprüfung nicht leicht zu finden. Gegebenenfalls kann es wegen ihrer Größe bereits nach kurzen Betriebszeiten zum spontanen Bruch des Bauteils kommen (Bild 11.2-10).

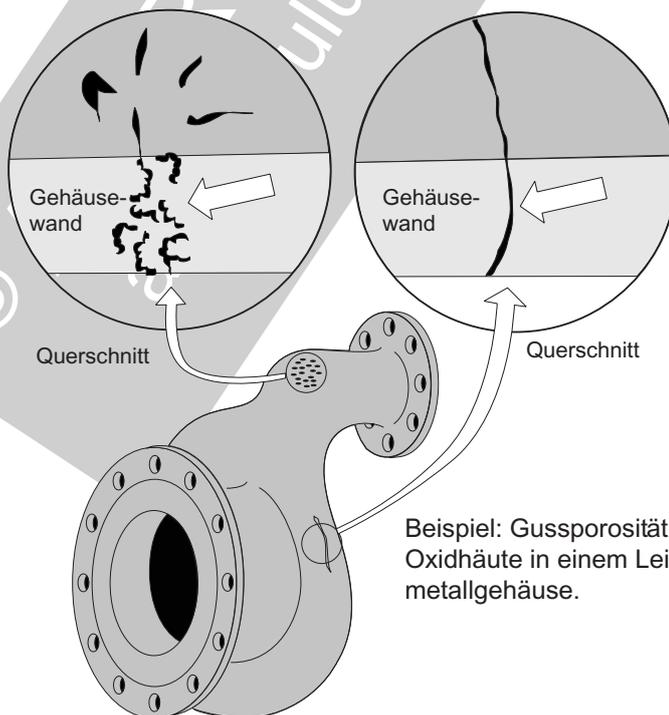
Blasen und Gasporen (Details rechts): Es handelt sich um Gaseinschlüsse die entweder aus dem Gießprozess stammen oder im Zusammenhang mit einer üblichen Nachbesserungsschweißung am Neuteil im Bereich von Lunkerfeldern stehen. Solche Fehlstellen sollten mit Röntgen ausreichend sicher zu finden sein.

Bild 11.2-10: Bei Gießprozessen an Luft (Bild 11.2-9), wie sie für Al- und Mg-Sandguss angewendet werden treten typische Fehlstellen auf (Lit. 11.2-13). Dargestellt ist das **Gehäuse einer Kraftstoffpumpe** aus Magnesiumguss. Nach kurzer Betriebszeit trat ein Leck auf. Die

zerstörende Untersuchung zeigt eine mehrere Zentimeter lange, schillernde, dunkel verfärbte Trennfläche die dicht unter der Oberfläche endete. Offenbar stand der Ausbruch eines größeren Teils der Bauteilwand und damit ein Flugunfall unmittelbar bevor. Es handelte sich um eine gussbedingte Materialtrennung die als Oxidhaut gedeutet wurde. **Oxidhäute** wirken sich als Materialtrennung auf die Dichtigkeit und die Festigkeit vergleichbar einem Riss aus (Detail oben rechts). Solche hochschmelzenden Oxidhäute bilden sich bei Luftzutritt um den Gießstrahl während des Füllens der Form. Sie werden in das Gussteil eingeschwemmt oder bilden sich an früh erstarrten Oberflächen im Zusammenhang mit Kaltschweißen.

Häufig sind **Schrumpflunker** die örtlich den gesamten Querschnitt durchziehen können (Detail oben links) und neben einer Festigkeitsbeeinflussung zu Undichtigkeit führen (Detail oben links).

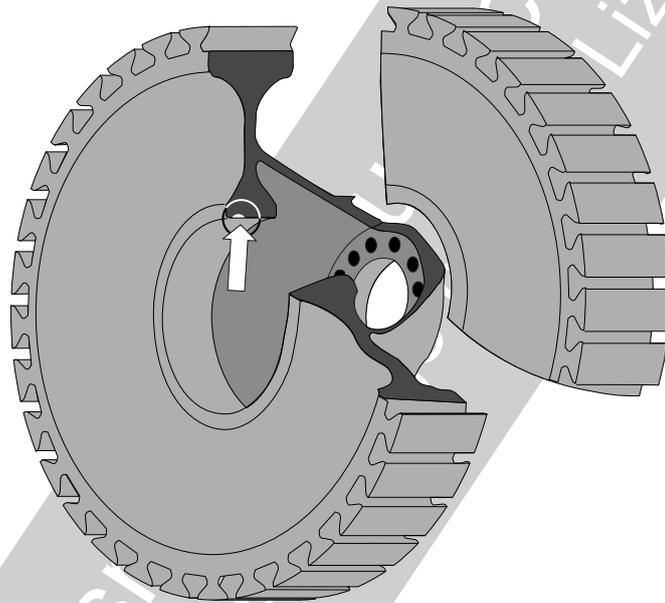
Bei Werkstoff- und Fertigungsfehlern ist davon auszugehen, dass mehrere Teile betroffen sind.



Beispiel: Gussporosität und Oxidhäute in einem Leichtmetallgehäuse.

Bild 11.2-10

11.2.2 Schäden durch Probleme an Schmiedeteilen und pulvermetallurgischen Teilen.



Schmiedewerkstoffe sind auch heute noch für zyklisch hochbeanspruchte Bauteile, insbesondere Rotoren (LCF) und Verdichterschaufeln (HCF) vorherrschend. **Die immer höheren Belastungen (Fliehkräfte, Wärmespannungen) verlangen die sichere Vermeidung immer kleinerer Fehlstellen.** In die Auslegung gehen nun auch Werkstoffeigenschaften ein, welche die **Rissbildung** im Bereich von Fehlstellen, den Rissfortschritt und die zum Gewaltbruch führende kritische Risslänge beschreiben lassen. Diese werden direkt als Werkstoffdaten und indirekt über das Gefüge spezifiziert. Eine unzulässige Abweichung des Gefüges ist damit ebenso als schadensrelevanter Fehler zu bezeichnen wie ein Riss oder eine gefährliche Seigerung.

Seit Jahren wird immer wieder über **titanspezifische Werkstoffprobleme mit großen Schmiedeteilen** in Rotoren berichtet (Bild 11.2-13, -14, -15, -16, -17, -18). Trotz intensiver Bemühungen scheint diese Problematik bis zu einem gewissen Grad immer noch zu bestehen.

Ein spektakulärer Schaden (Band 1, Bild 4.1-4) im Zusammenhang mit einem hochwarmfesten **pulvermetallurgischen Werkstoff (PM)** hat nach einer anfänglichen Euphorie realitätsnahe Ernüchterung einkehren lassen. Ein solcher Vorfall kann die Serienanwendung einer Technologie um Jahrzehnte verzögern. So machte die Nutzung der hohen Festigkeit dieser Bauteile besonders sensibel für verfahrensspezifische Fehler (Bild 11.1-16).

Bild 11.2-11 (Lit. 15.2-15): Dargestellt sind die häufigsten **Fehlertypen in Schmiedeteilen** mit ihrer Auswirkung auf die Bauteileigenschaften. Dabei wird gegebenenfalls auf entsprechende Abschnitte verwiesen in denen die jeweilige Problematik genauer behandelt wird.

„**Faserverlauf**“: Dieser Begriff ist irreführend. Es handelt sich bei Werkstoffen mit „Triebwerksqualität“ lediglich um eine Gefügeorientierung. In erster Linie beruht diese auf einem bevorzugten Korngrenzenverlauf und der Anordnung von Karbiden im Korn. Im Gegensatz zu Werkstoffen wie Baustählen mit einem merklichen Anteil an werkstofftypischen Inhomogenitäten (keine Fehler!) sind die hochfesten Werkstoffe des Triebwerksbaus von besonderer Reinheit. Trotzdem besteht auch hier ein Einfluss des Korngrenzenverlaufs (z.B. bei Kriechbelastung, plastische Verformbarkeit) und etwaiger festigkeitsbeeinflussender Inhomogenitäten (Schwachstellen). Einen negativen Einfluss, insbesondere auf die Schwingermüdung und die Kriechlebensdauer versucht man mit einer günstigen **Gefügerichtung (Textur)**, d.h. längs zur höchsten Betriebsspannung, zu minimieren. Man erreicht diese Ausrichtung mit Hilfe der plastischen Verformung beim Schmiedeprozess (Bild 11.1-13). Dabei werden auch Fehlstellen wie unzulässige Seigerungen ausgerichtet. Die so beeinflusste Lage dieser Fehler kann jedoch die Auffindbarkeit mit einer **Ultraschallprüfung** erschweren (Bild 11.2-21 und Bild 13.3-15). Deshalb ist die ZfP entsprechend zu optimieren. Nicht immer möglich ist es, insbesondere in dicken Querschnitten wie dem Nabenbereich einer Scheibe, eine ausreichende **Schmiedelumformung** zu gewährleisten. Das begünstigt gerade in dieser besonders hoch beanspruchten Bauteilzone gefährliche Fehler. Hierzu gehören alle Fehler aus der Erschmelzung (Bild 11.1-12) einschließlich nicht verschmiedeter Gussporosität. Ein weiterer Effekt ist die „Zertrümmerung“ größerer **Einschlüsse in viele, weniger schädliche**

kleine (Bild 11.1-16). Ungünstiger **Faserverlauf** und/oder eine zu geringe Schmiedeverformung erhöhen also das Risiko lebensdauerverkürzender Fehlstellen. Insbesondere die zyklische Lebensdauer (LCF) ist davon betroffen.

Rissbildung: „**Schmiederisse**“ treten gewöhnlich im Oberflächenbereich auf. Ursache sind Reibungskräfte zwischen Werkzeug (Schmiedehammer, Gesenk, Strangpresswerkzeug) und Schmiedeteil. Innen liegende, nicht oxidierte Schmiederisse verschwinden gewöhnlich durch Verschweißung während des Schmiedeprozesses wieder. Bevorzugte Risslagen befinden sich im Nabenbereich. Viele Schmiederisse im Oberflächenbereich lassen sich mit einem ausreichenden abzuarbeitenden Aufmaß am Rohteil in Fertigteilen vermeiden. Der Rest sollte sich mit bauteilspezifisch optimierten seriengeeigneten ZfP-Verfahren wie Ultraschall, Wirbelstrom und Eindringprüfung ausreichend sicher finden lassen. **Die Tendenz zu immer höherer Ausnutzung der Werkstofffestigkeit beschränkt die Nachweisgrenzen der Verfahren** (Bild 13.3.1-1).

Warmbehandlungsrisse (Bild 11.1-19 und Bild 11.2-13) treten als Folge zu hoher Wärmespannungen und niedriger Festigkeit in der Aufheizphase oder beim Abkühlen auf. Oxidiert der Riss oder ist die Verformung für eine Verschweißung beim Schmiedevorgang zu gering, können solche Risse nicht „ausgeheilt“ werden.

Verformungsbedingter Festigkeitsabfall tritt ein, wenn bei der Schmiedung keine ausreichende Verformung erreicht wird. Das gilt insbesondere für dicke Nabenquerschnitte die einer Durchschmiedung einen besonders hohen Widerstand entgegensetzen. So können örtlich die geforderten statischen und dynamischen Mindest-Festigkeitswerte unterschritten werden. Der Grund ist eine nicht optimale Ausbildung des Gefüges (Bild 11.1-4). Besonders

Fortsetzung auf Seite 11.2-24

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden

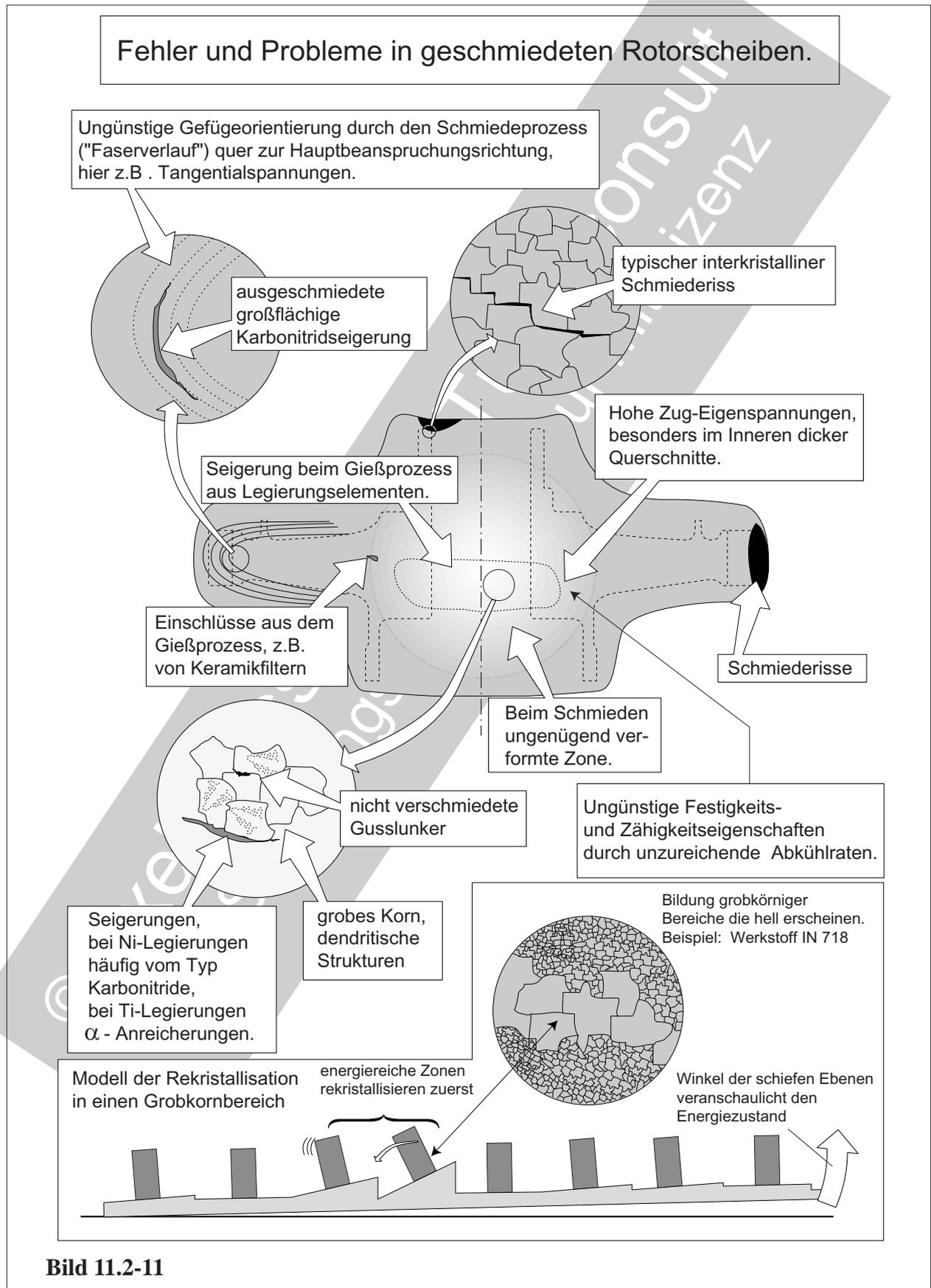


Bild 11.2-11

Fortsetzung von Seite 11.2-22

Werkstoffe, deren Festigkeit von einem eng spezifizierten thermomechanischen Umformprozess gewährleistet werden muss, sind davon betroffen. Das betrifft insbesondere LCF- und Kriechfestigkeit.

Festigkeitsabfall durch ungünstige Temperaturführung: Je größer der Bauteilquerschnitt umso träger verlaufen Temperaturänderungen (Bild 11.1-14). Dies gilt besonders für Titanlegierungen mit ihrer niedrigen Wärmeleitfähigkeit. Aber auch bei Scheibenhalfzeug aus Ni-Legierungen mit großen Materialansammlungen im Nabenbereich wie sie für Turbinenräder von Kleingasturbinen typisch sind (mittlere Skizze) besteht die Gefahr eines nicht optimalen Gefüges (Bild 11.2-12).

Eigenspannungen entstehen im Bauteil während des Schmiedeprozesses durch Verformungen und/oder behinderter Wärmedehnung während einer anschließenden Wärmebehandlung. Treten in einem im Betrieb hoch belasteten Bauteilbereich Zugeigenspannungen auf, können diese die Lebensdauer des Bauteils unzulässig reduzieren (Bild 11.2-19). Je wärmer der Werkstoff ist, um so höher sind die bei einer Spannungsarmglühung nicht mehr abbaubaren Eigenspannungen die sich zu den Betriebsspannungen im Bauteil addieren können (Bild 11.2-19).

Thermomechanische Umformung (engl. Thermomechanical Processing = TMP) kann Gefügebereiche entstehen lassen die beim Ätzen hell erscheinen und als „Pseudo White Spots“ in der Literatur erscheinen (Lit. 11.1-4). Es handelt sich hier jedoch nicht um bedenkliche Inhomogenitäten der Legierungsbestandteile sondern um Grobkornzonen (Detail im Rahmen unten) die von sehr feinem Korn umgeben sind. Die Ansammlung von dunkler wirkenden Korngrenzen um die Grobkornzone lassen diese heller erscheinen. Solche **Grobkornbereiche** entstehen wenn die **Glüh-temperatur für eine vollständige Rekrystalli-**

sation nicht voll erreicht wurde. Dabei kann es sich um wenige °C handeln.

Diese Erscheinung ist besonders vom Werkstoff IN 718 bekannt. Er weist einen weiten Temperaturbereich, zwischen 995° C bei der die Rekrystallisation beginnt und 1030°C bei der das gesamte Gefüge erfasst ist, auf.

Das „**Rekrystallisationsmodell** (Rahmen unten) versucht am Beispiel einer profilierten schiefen Ebene zu zeigen, wie bei Erreichen des notwendigen Energiezustands (Temperatur) einzelne Gefügebereiche rekrystallisieren.

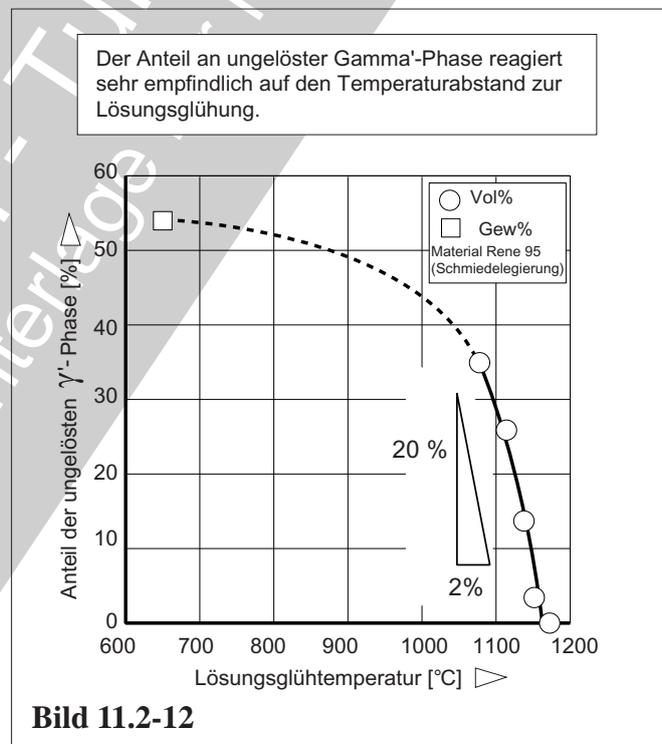


Bild 11.2-12 (Lit 11.2-5): Die Ausbildung der für die Warmfestigkeit verantwortlichen γ' -Phase hängt z.B. vom in Lösung gehen und dem Ausscheiden bei der Abkühlung ab. Dabei spielt die Temperaturführung der Wärmebehandlung eine entscheidende Rolle. Von besonderer Bedeutung ist sowohl die Aufheiz- und Abkühlrate im gesamten Bauteil als auch die exakte Einhaltung der Lösungsglüh-temperatur. **Selbst kleine Abweichungen der Glüh-temperatur um 2 %** kann z.B. für die dargestellte hochfeste Ni-Schmiedelegerung den wichtigen γ' -Anteil um über 20 % verändern und so die **Warmfestigkeit entscheidend beeinflussen**.

Rissbildung in einer Turbinenscheibe während der Wärmebehandlung. Gerade auch sehr große Risse können bis in ein Triebwerk gelangen.

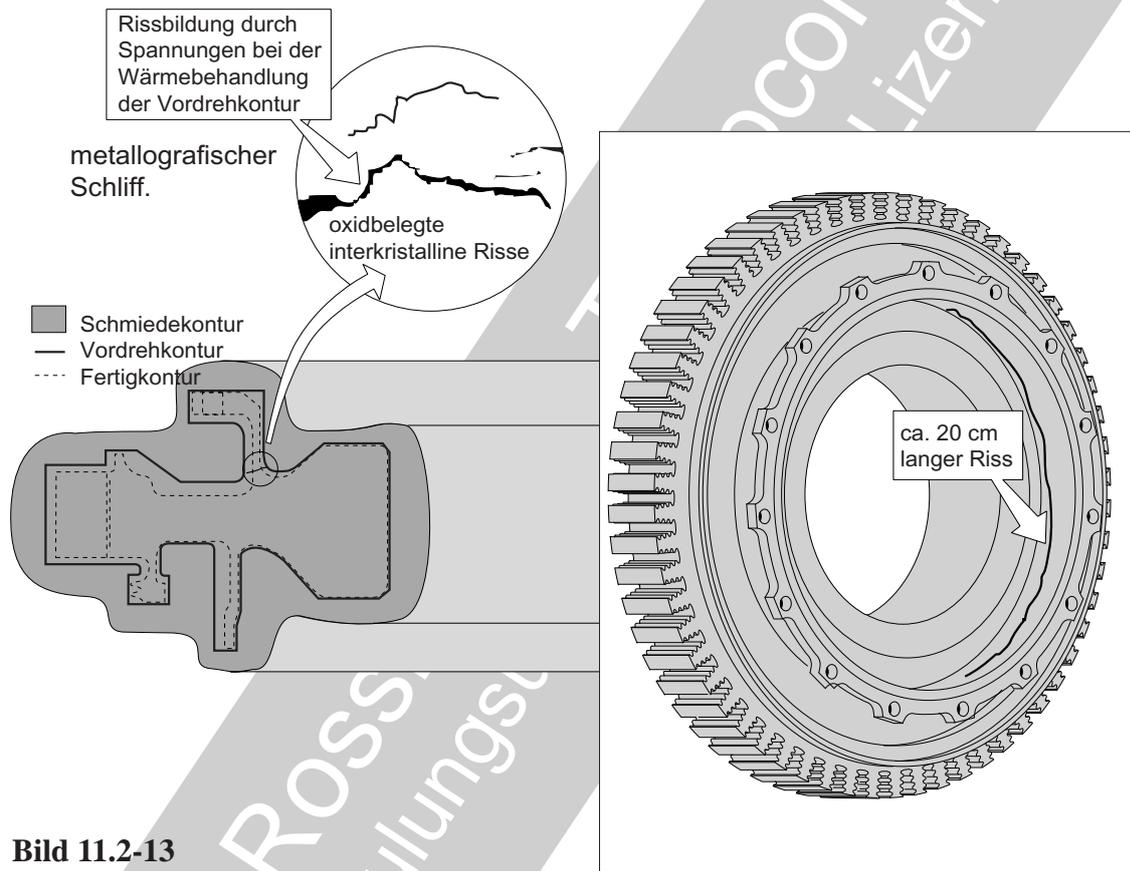
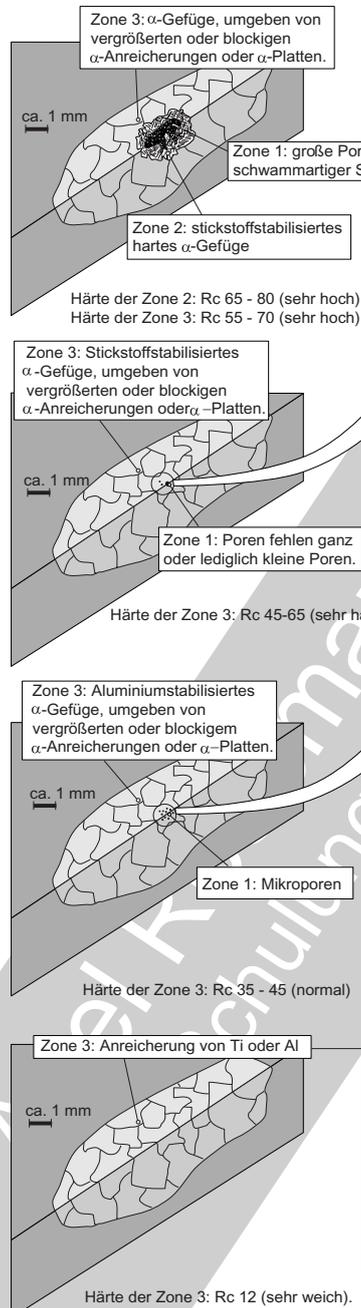


Bild 11.2-13

Bild 11.2-13: Während des Prüfstandslaufs in der Entwicklungsphase eines militärischen Mehrwellentriebwerks trat eine starke Unwucht auf. Die Demontage ergab an einer Turbinenscheibe am Flanschansatz zur Scheibe einen ca. 20 Zentimeter langen klaffenden Umfangsrisse (Skizze rechts). Im Gegensatz zur Scheibenoberfläche war die aufgebrochene Rissoberfläche stark oxidiert. Ein metallografischer Schliff bestätigte den Befund (Detail oben). Mit den bekannten Betriebsbedingungen ließ sich diese Oxidation nicht erklären. Eine Bruchflächenauswertung zeigte bis auf die Rissenden keine Schwingbruchanteile. Die Bruchfläche, soweit auswertbar, ließ typische „teigige“ Merkmale eines Warmrisses erkennen (Bild 11.1-8). Recherchen ergaben, dass

der Riss, wie an mehreren weiteren Rohteilen, bei der Wärmebehandlung des Bauteils in der Rohteilkontur, entstanden war (Skizze links). Diese Kontur wies im späteren Rissbereich eine Kerbe und abrupte Querschnittsänderung zu einem sich schnell aufheizenden dünnen Ringsteg auf. So konnten gefährlich hohe Wärmespannungen während des Aufheizens und Abkühlens entstehen. Warum trotz, oder gerade wegen der großen Risslänge das Bauteil fertig bearbeitet wurde und in das Triebwerk gelangte, konnte nur vermutet werden (Bild 13.3.1-9). Entscheidend war wohl der auf sehr viel kleinere Risse ausgerichtete „Erwartungshorizont“ der Rissprüfer und die Oxidfüllung des Risses.

Fehler in Titanrotoren aus Betriebsschäden



Fehlerart: Typ I / Kategorie 1

Symbol für die Häufigkeit

bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Verbrannter Ti-Schwamm

Fehlerart: Typ I / Kategorie 2

Symbol für die Häufigkeit

bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Verunreinigte Schweißung der Elektroden oder verunreinigtes Rücklaufmaterial.

Fehlerart: Typ II / Kategorie 3

Symbol für die Häufigkeit

bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Einfallen unaufgeschmolzenen Elektrodenmaterials in die Schmelze ("Drop-in")

Fehlerart: Typ II / Kategorie 4

Symbol für die Häufigkeit

bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Ungeeignete Erschmelzung mit nachfolgender Homogenisierung.

(Die Form der Zone 3 ist in allen Fällen ein Ellipsoid mit Ausrichtung entsprechend der Verschmiedung.)

Bild 11.2-14

Bild 11.2-14 (Lit 11.2-30): Der „Sioux-City“-Flugunfall (Bild 11.2-18) war auf einen Werkstofffehler in der Fanscheibe eines der drei Triebwerke, zurückzuführen. Es handelte sich um eine Titanlegierung. Ein **Review Team** aus Spezialisten wurde mit der Bewertung der

gesamten Technologie, einschließlich **Rohteilherstellung**, Konstruktion und Auslegung beauftragt. Gegebenenfalls waren Verbesserungsvorschläge zu erarbeiten. In diesem Rahmen wurden 22 relevante Schäden und Vorkommnisse die bis 1990 aufgetreten waren, zusammengestellt und ausgewertet.

Die ursächlichen Werkstofffehler ließen sich entsprechend der Mikrostruktur (Gefüge), der chemischen Analyse und der physikalischen Besonderheiten die sich auf die Bruchflächen auswirkten, in **vier Kategorien** einteilen:

TypI/Kategorie1: Dieser Fehler ist relativ häufig und steht im Zusammenhang mit der Prozesskontrolle bzw. Qualitätsproblemen. Er entsteht durch „verbrannten“ (Reaktion mit Luft) Titanschwamm aus dem Erschmelzungsprozess. Charakteristisch sind drei abgegrenzte konzentrische Zonen (Skizze oben links). **Zone 1** im Inneren weist eine schwammige Struktur mit großen Poren eines mittleren Durchmessers von 0,75 mm, auf. **Zone 2**, die nur bei diesem Fehlertyp auftritt, besteht aus sehr hartem und wahrscheinlich auch sprödem stickstoffstabilisiertem α -Gefüge. **Zone 3 ist in allen 4 Kategorien gleich.** Es handelt sich um einen entsprechend der Schmiedeverformung ausgerichteten Ellipsoid aus α -Gefüge, umgeben von α -Anreicherungen oder α -Platten.

TypI/Kategorie2: Eine ebenfalls vergleichsweise häufige Fehlerart die im Zusammenhang mit Prozesskontrolle und Qualitätsproblemen zu sehen ist. Die **Zone 1** kann Poren enthalten, umgeben von einer **Zone 3** aus stickstoffstabilisiertem α -Gefüge. Die Härte liegt mit R_C 55-70 deutlich höher als die normalen R_C 35-40. Die Poren mit durchschnittlich 0,1 mm Durchmesser sind jedoch deutlich kleiner als bei Typ1. Poren dieser geringen Größe erklären das Risswachstum bei Schadensfällen offenbar nicht. Anscheinend wirkt sich die gesamte Fehlstelle schwächend aus. Auch hier besteht die **Zone 3** aus stickstoffstabilisiertem α -Gefüge.

TypII/Kategorie3: Ist deutlich seltener als Typ 1 und Typ 2. Sie besteht aus einer **Zone 1** mit sehr kleinen Mikroporen im Durchmesserbereich von 0,25- 0,005 mm. Auch hier wird die **Zone 3** von α -Gefüge gebildet, das in diesem Fall jedoch aluminiumstabilisiert ist. Die

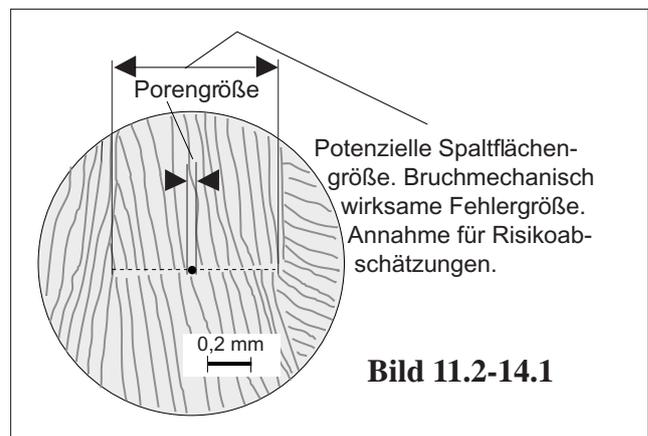
Härte entspricht mit R_C 35-40 den üblichen Werten des Grundmaterials.

TypII/Kategorie4: Ein solcher Fehler wurde als Schadensursache am seltensten beobachtet. Es handelt sich um lediglich eine einzelne **Zone 3**. Derartige Seigerungen bestehen aus reinem Titan und haben eine entsprechend niedrige Härte (R_C 12) bzw. Festigkeit. Porosität wurde nicht gefunden. Fehlstellen dieses Typs fand man vor der Einführung des sog. „Hot Topping“.

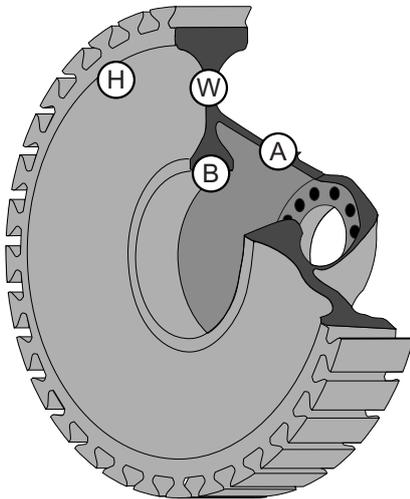
Das **Risswachstum** der untersuchten Schadensfälle im Anrissbereich zeigte die folgenden typischen Merkmale:

- **Anriss von Poren,**
- **Glatte Spaltflächen („cleavage“)** direkt um **Poren** entsprechen einer spröden Mikrorissbildung (Bild 11.2-20).
- **Interkristalline, facettenartige Rissbildung** entlang plattenförmigen α -Strukturen .
- **LCF- Rissbildung und zähes Aufreißen** zwischen den Facetten.

Je nach Fehlertyp waren die Bruchflächenmerkmale unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei Typ 1 hatte Porosität jedoch offenbar den dominierenden Einfluss auf das Risswachstum. Typ 2 und 3 ließen einen ähnlichen Gefügeeinfluss erkennen. Eine wichtige Erkenntnis war: **Die Porengröße entspricht nicht unbedingt der wirksamen Anrissfehlergröße.** Deshalb erscheint bei **Risikoabschätzungen die Annahme einer größeren wirksamen Porengröße** notwendig (Bild 11.2-14.1).



Fehlerverteilung in Rotorscheiben aus Titan



Fehlerlage	(B) Nabe ("Bore")	(W) Membrane ("Web")	(H) Bohrung in der Scheibe ("Web Hole")	(A) Arm für Befestigung oder Spacer
Schäden				
Rotoren mit Fehlern	■	■	■	—
angerissene Rotoren	■	■	■	0
Geborstene Rotoren	■	—	—	0

Bild 11.2-15

Bild 11.2-15 (Lit. 11.2-30): Die Auswertung von Fehlern in Rotorteilen aus einer Titanlegierung im Zeitraum bis 1990 ließ den folgenden Schluss zu: Die Häufigkeit der Fehler aus dem Erschmelzungsprozess (Bild 11.1-12) und dem Schmiedeprozess (Bild 11.3-12 und Bild 11.3-13) ist nicht im gesamten Bauteilvolumen gleich. Man erkennt, dass insbesondere im Nabenbereich gefährliche Fehler auftraten bzw. gefunden wurden. Eine solche Fehlerverteilung gilt auch für Ni-Basislegierungen und hochlegierte Stähle die in ähnlichen Verfahren hergestellt wurden. Fehler im Nabenbereich sind besonders sicherheitsrelevant. Hier treten gewöhnlich sehr hohe zyklische Beanspruchungen auf. Zusätzlich ist eine, zur Erzielung der geforderten Festigkeitseigenschaften, notwendige plastische Umformung in den dicken Nabenquerschnitten beim Schmieden schwerer zu realisieren (Bild 11.1-14 und Bild 11.2-11). Diese Verformung ist jedoch eine Voraussetzung für die Zerkleinerung von Fehlstellen (Verunreinigungen, siehe auch Bild 11.1-16) und/oder deren günstige Ausrichtung zur Hauptbeanspruchung (Bild 11.1-13). Reicht die Umformung nicht aus, wer-

den größere Fehler mit einer wirksameren Lage begünstigt.

Ca. 80 % der geborstenen Rotoren wiesen Anrisschwachstellen unterhalb der Oberfläche auf. Der LCF-Rissfortschritt breitete sich zur Oberfläche aus. So waren bereits gefährlich große Risse erst spät mit Eindringprüfung erkennbar. Voraussetzung war natürlich, dass in dieser Wachstumsphase des Risses eine solche Prüfung, z.B. im Rahmen einer Überholung erfolgte.

Generell lässt sich sagen, dass die **Wahrscheinlichkeit von Werkstofffehlern mit dem Bauteilvolumen bzw. mit der Dicke der Querschnitte ansteigt.**

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden

Bruch eines Verdichterrotors als Folge eines Werkstofffehlers.

Bruch des HPV-Rotors bei ca. 20 Knoten Rollgeschwindigkeit und Startschub.
Das ca. 30 kg schwere Rotorbruchstück traf auf der Startbahn auf.

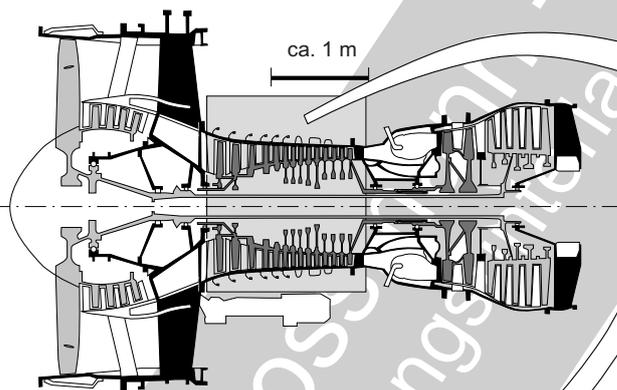


Bild 11.2-16

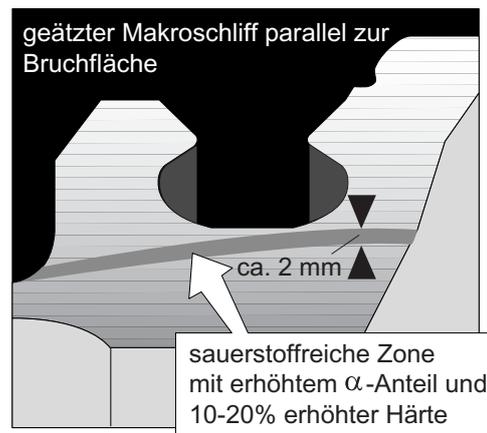
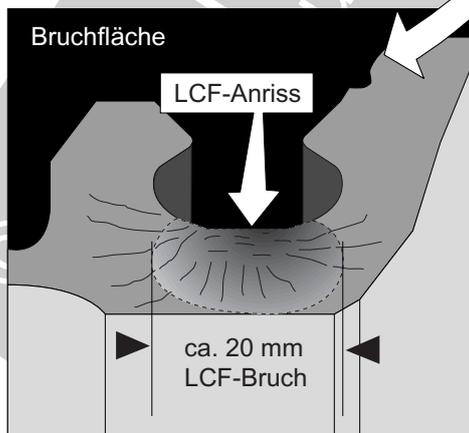
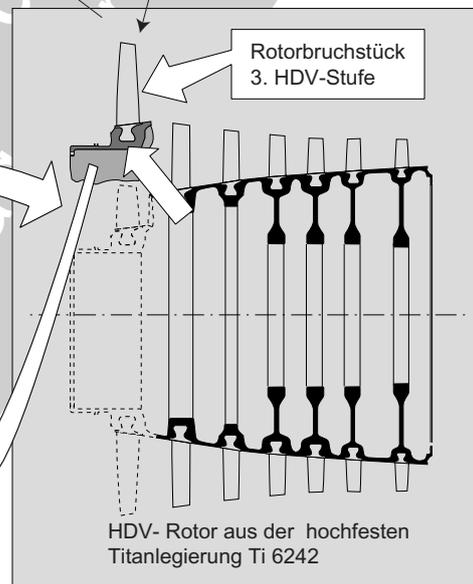


Bild 11.2-16 (Lit. 11.2-18, Beispiel 11.2-3): Der einteilige Verdichterrotor (Spool) aus der hochfesten Titanlegierung Ti6242 versagte zwischen 3. und 9. Stufe (Skizze Mitte rechts) durch LCF (Skizze unten links). Der Anriss wurde auf den Schwingfestigkeitsabfall im Bereich einer

Sauerstoffanreicherung (Seigerung, Skizze unten rechts) mit einem erhöhten α -Gefügeanteil zurückgeführt. Die Fehlstelle zeigte gegenüber der Matrixhärte von R_c 34 eine leicht angehobene Härte von R_c 38-43. Es dürfte

sich dabei um einen Fehler vom **Typ II, Kategorie 3** (Bild 11.2-14) handeln. Die Schwachstelle lag in der Nähe der hoch belasteten Schwalbenschwanz-Umfangsnut.

Die **Sauerstoffanreicherung war beim 3-fach Umschmelzvorgang** entstanden. Als Ursache kommt ein ausgeprägter **Vakuumzusammenbruch** während des zweiten Umschmelzvorgangs in Betracht. Das Ereignis ließ sich an Hand der obligatorischen zu dokumentierenden **Prozessschriebe** rekonstruieren (Bild 11.3-10). Ein solcher Vorgang von unzulässiger Intensität ist äußerst selten. Er tritt auf, wenn eine Verlagerung der Elektrode zu einem **Kühlwasserleck der Kokille** führt. Der Druckanstieg war jedoch zur damaligen Zeit (1972), aus der das Rohmaterial stammte, noch im tolerierbaren Rahmen. Der Sauerstoff aus dem unter der hohen Temperatur dissoziierten Wasser, diffundiert dann in das Schmelzbad (Bild 11.2-17).

Typische Merkmale einer solchen Prozessabweichung konnten dem Schadensteil zugeordnet werden. Damit war es möglich, weitere potenziell gefährdete Bauteile, die sich in der **Nachbarschaft des Schadensteils** im Erschmelzungsblock befanden, zu identifizie-

ren (siehe hierzu auch Bild 11.2-22). Entsprechend der Forderung zuständiger Behörden wurden innerhalb von 30 Tagen alle suspekten Teile (21) ausgebaut.

Eine solche Schwachstelle ohne Rissbildung konnte offenbar auf Grund der **besonderen Lage mit Ultraschallprüfung** nicht gefunden werden. Die Fehlstelle, sofern sie an die Oberfläche trat, wäre mit einer Makroätzung („**Blue Etch Anodizing**“ = **BEA**) erkennbar gewesen. Dieses Verfahren wurde jedoch damals noch nicht angewandt.

Auch am Fertigteil mit potenzieller Rissbildung war die Ultraschallprüfung im Rahmen einer Überholung oder Inspektion problematisch. Der Fehler im Bereich der Nut lag nämlich an einer für die Ultraschallprüfung sehr ungünstigen Stelle („**Blind Spot**“). Dies gilt besonders für Risse die sich dicht unter der Oberfläche befinden. Bei der letzten Überholung zeigte die Ultraschallprüfung zwar einen ungewöhnlichen Befund, dieser wurde aber in Übereinstimmung mit den Vorschriften als zulässig bewertet.

Deshalb wurde eine **zusätzliche Wirbelstromprüfung** für die Erkennung oberflächennaher Risse empfohlen.

Beispiel 15.1-3 (Bild 11.2-16, Lit.11.2-18)

Zitat: „...Shortly after the commencement of the take-off roll, at about 20 knots, there was a loud explosion and the aircraft yawed sharply to the left. The takeoff was rejected, and there was a fire warning on the left engine...

Approximately **30 kilograms of rotating hardware** from the left engine HPC and the compressor case was found on the ground near the aircraft. No engine debris penetrated the passenger cabin...

The engine's inlet gearbox was fractured, causing a disconnect of the engine accessory drive, which includes the main engine fuel pump...

The uncontained failure of the third stage of the 3-9 high-pressure compressor spool was due to the presence of an **oxygen rich segregate...**“

Kommentar: Mehrere ähnliche Schäden an dem gleichen Triebwerkstyp bzw. der selben Rotorkonstruktion sind über eine längere Zeit bekannt geworden. Offenbar gingen in allen Fällen auf Grund zyklischer Belastungen aus den Start/Abstellvorgängen, LCF-Anrisse von **Werkstofffehlern** aus. Die Problematik scheint in der Qualitätssicherung der Rohmaterialherstellung für **große Titanrotoren mit dicken Querschnitten** zu liegen. Soweit erkennbar sind derartige Probleme bis heute auch in anderen Triebwerkstypen nicht auszuschließen.

Mögliche Aufnahme von Sauerstoff in den Rotorwerkstoff

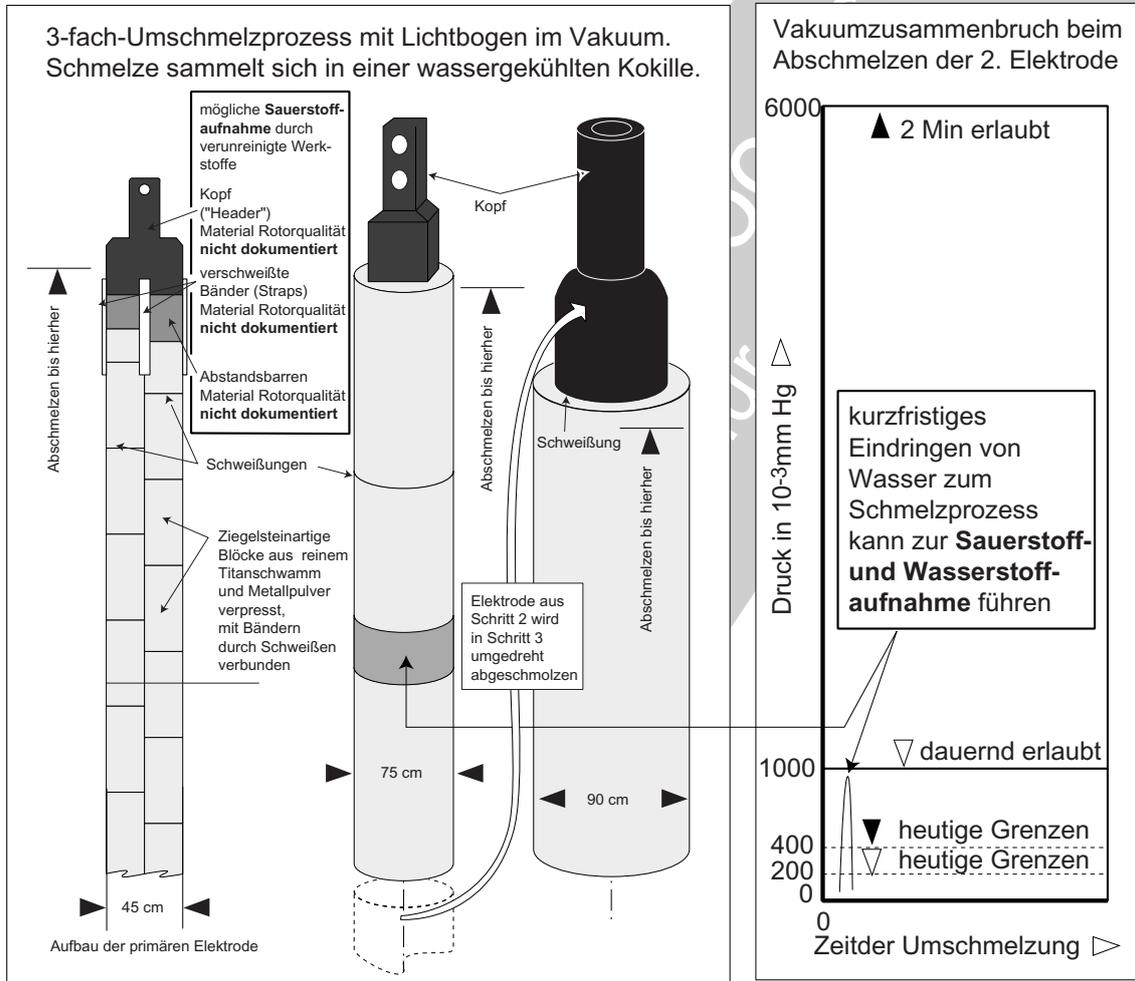


Bild 11.2-17

Bild 11.2-17 (Lit. 11.2-18): Die Optimierung des Herstellungsprozesses für luftfahrtgeeignetes Halbzeug aus hochfesten Titanlegierungen benötigte Jahre. Heute wird üblicherweise ein **dreifaches Umschmelzen im Vakuum** vorgenommen. Nachfolgend wird ein typischer Verfahrensablauf beschrieben: **Im Schritt 1** wird reiner **Titanschwamm** mit den pulverförmigen Legierungsbestandteilen gemischt. Daraus werden große Quader gepresst und mit Bändern unter Schutzgas zur ersten Elektrode mit 45 cm Durchmesser (Maße als typisches Beispiel angegeben) verschweißt

(Skizze links). Über ein Zwischenstück wird die **Elektrode** mit dem Befestigungskopf (engl. „Header“) verbunden.

Diese Elektrode wird von einem Lichtbogen in eine wassergekühlte Kokille zu einer weiteren Elektrode mit 75 cm Durchmesser abgeschmolzen (siehe hierzu Bild 11.1-11 und Bild 11.1-12). Weil dabei vom Zwischenstück Material abschmelzen kann, muss dieses und die Verbindungsbänder ebenfalls aus **Titan von Rotorqualität** bestehen.

Für die zweite Umschmelzung werden drei im **Schritt 1** erschmolzene Barren (engl. „ingot“),

hier von 60 cm Durchmesser, zu einer Elektrode verbunden (Skizze Mitte). In der zweiten Umschmelzung (**Schritt 2**) darf, im Gegensatz zu Schritt 1, kein Kopfmaterial abgeschmolzen werden. Es entsteht durch einen dem in Schritt 1 vergleichbaren Schmelzvorgang ein Barren mit 75 cm Durchmesser.

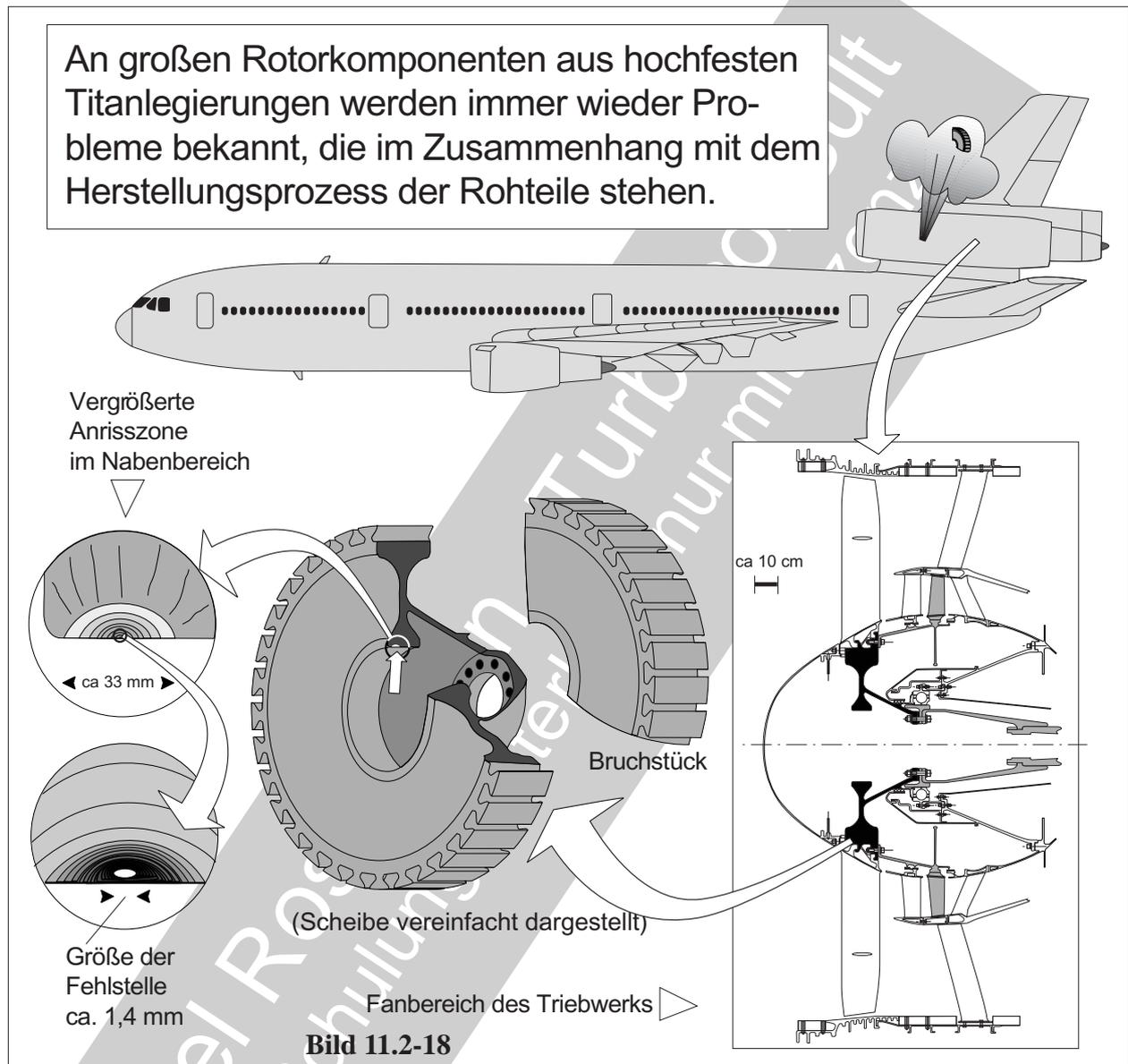
Der so erhaltene **Barren wird umgedreht** und bildet die Elektrode für die dritte Umschmelzung (**Schritt 3**). Es entsteht das Endprodukt des Schmelzvorgangs, ein Barren von 90 cm Durchmesser.

Dieser Barren wird überdreht, wärmebehandelt und in **Stöckel** (engl. „**Billet**“, siehe Bild 11.3-11) geschmiedet. Es folgt eine Aufteilung in Längen die für das jeweilige Rohteilvolumen notwendig sind. Eine Bearbeitung erzeugt die Geometrie für den Umformvorgang zum bauteilspezifischen Halbzeug (z.B. Gesenkschmiedeteil).

Anmerkung zu Bild 11.2-16: Ursprünglich wurde das Halbzeug des Rotors von Stufe 3-9 (Skizze Mitte rechts) aus einem **einzigem vorgeschmiedeten Stöckel** mit 40 cm Durchmesser hergestellt. Dann wurden Stöckel mit Durchmessern von 30 und 32,5 cm verwendet. Später ging man auf **zwei Stöckel** von 25 cm und später mit 20 cm Durchmesser über. Die zwei Teile wurden vorbearbeitet und dann zum Rotor verschweißt. Die starke Umformung der dünnen Stöckel in den Schmiederohling führt zu einer günstigeren Mikrostruktur, Fehlerzerkleinerung und -ausrichtung. Die Entwicklung zu immer **kleineren Stöckeldurchmessern** sollte zusätzlich das Auffinden von harten **α -Seigerungen** erleichtern. So entstand eine **größere, durch Ätzen/BEA prüfbare Oberfläche**.

Bild 11.2-18 (Lit. 11.2-30, Beispiel 11.2-4): Nach 41 009 Betriebsstunden mit 15 503 Start-Abstellzyklen trat ein LCF-Bruch der Fanscheibe ein (mittlere Skizze). Diese bestand aus der Titanlegierung TiAl6V4. 760 Zyklen vor dem Schaden befand sich das Triebwerk in der Reparatur. Dabei erfolgte auch an der Scheibe eine Prüfung mit fluoreszierendem **Eindringstoff**. Eine **Ultraschallprüfung** der Schwalbenschwanznuten im Kranz wurde ebenfalls vorgenommen. Von diesen Prüfungen wurden keine Rissanzeigen gemeldet. Der zum Bruch führende Riss ging von einer **1,4 x 0,3 mm großen Fehlstelle** (Detail links unten) im Bereich der **Nabenbohrung** aus. Der

Rohteil- und Halbzeugprobleme:
Probleme und Schäden



zyklische (LCF) Rissfortschritt von 14 000 bis 16 000 Lastwechseln führte zur **kritischen Risslänge von ca. 30 mm** an der Oberfläche der Nabenbohrung. Im Anrissbereich lag eine Anreicherung von **hartem α - Gefüge** („hard alpha material“) mit einem erhöhten **Stickstoffgehalt**. In dieser Zone befanden sich auch **Mikrorisse** und **Mikroporosität**. Dies sind typische Merkmale des „**Fehlertyps 1**“ (Bild 11.2-14). In einer „**Schwesterscheibe**“ aus der gleichen Erschmelzung wurden Ultraschallanzeigen in der Scheibenmembrane der Nabenbohrung und dem Flanscharm gefunden. Es handelte sich um den selben Fehlertyp wie bei der Schadensscheibe. Hier lag jedoch kein

LCF-Rissfortschritt vor. Zusätzlich zeigte eine **Makroätzung** („Blue Etch Anodizing“) Seigerungen die sich dem „**Fehlertyp 2**“ mit hohem **Aluminiumanteil** zuordnen lassen. Die Fehlstellen mit dem erhöhten Stickstoffgehalt wurden offenbar bei der **Erschmelzung des Barrens** („Ingot“, Bild 11.2-30) eingebracht.



Beispiel 11.2-4 (Bild 11.2-18):

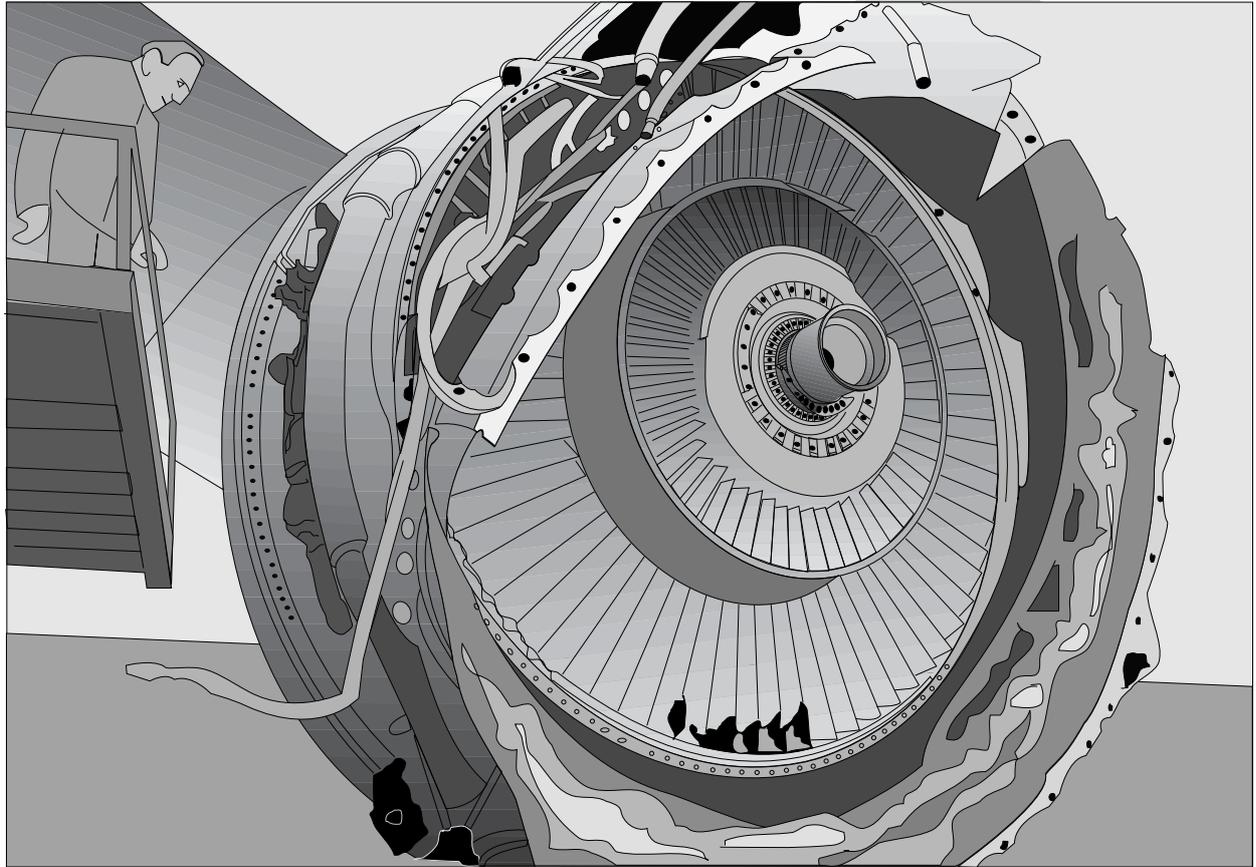
Zitat 1 (Lit 15.2-19): „... (The aircraft) that encountered a critical engine malfunction and complete loss of its hydraulic systems...crashed and burned...while attempting to land at a municipal airport...More than 100 people died in the accident...“

Zitat 2 (Lit 11.2-20): “The first stage disk from the No. 2 engine...that crash-landed...at Sioux City...has been recovered and last week became the immediate focus of intense inspection. Preliminary investigation showed a „pre-existing crack“ on the interior surface of the disk...”

Zitat 3 (Lit 11.2-21): The accident disk also bore evidence of a **preexisting fatigue crack zone near its inside surface where the disk encounters its highest stress**....How such a

crack could go undetected is on focus of an investigation...Inspectors also have discovered a 0.055 x 0.012-in (1,4 x 0,3 mm) cavity on the accident disc's surface that may be evidence of a **hard alpha** but may not have been detected with dyes. **The difficulties of detecting cracks may require research into new inspection technology...**“

Kommentar: Es handelt sich um den bekannten „**Sioux City-Unfall**“. Die Problematik von Werkstoffehlern in großen Rotorscheiben, insbesondere aus hochfesten Titanlegierungen, ist auch nach ca. 15 Jahren ein wichtiges Thema. Durch Verbesserungen, insbesondere des Erschmelzungsvorgangs und der zerstörungsfreien Prüfung, konnte die Sicherheit verbessert werden: Trotzdem werden immer wieder ähnliche Schäden bekannt (Bild 11.2-16). Die Skizze oben soll einen Eindruck für die Größe des Hauptbruchstücks vermitteln, nachdem es auf einem Feld gefunden wurde.

**Beispiel 11.2-5:**

Zitat 1 (Lit 11.2-22 und 11.2-32): „The first incident occurred when the fan of a 250-cycle (flight)...from the No 3 position...(from an Aircraft) taking off from New York fell into the sea.

...the second incident occurred...en route from Los Angeles to Chicago (a 300-cycle fan which was not in the same batch). ...(in this) accident the No. 1 engine fan left the pod, **travelled forward under the fuselage and then aft, striking the No 3 Nacelle.**“

Zitat 2 (Lit 11.2-17): „Innerhalb kurzer Frist lag bereits (durch Untersuchungen) fest, dass die sogenannten A-Scheiben aus der oberen Hälfte des ...Titanknüppels, bruchanfälliger wa-

ren als die B-Scheiben aus der unteren Hälfte. Vor der Untersuchung hatte (der OEM) angenommen, dass zwischen diesen beiden Scheiben keinerlei Unterschiede bestehen, doch bewies die statistische Analyse, dass nur bei A-Scheiben Risse auftraten. Zur Verringerung der Restspannungen erhöhte (der OEM) die Wandstärke der Scheibe.“

Kommentar: Obwohl in beiden Fällen keine Bruchstücke gefunden wurden, darf davon ausgegangen werden, dass ein ursächlicher Einfluss offenbar hoher **Zugeigenspannungen** aus dem Herstellungsprozess des Rohteils vorlag. Ein Beitrag von Poren und Gefügefehlern aus dem Erschmelzungsprozess zur Schadensentstehung ist wahrscheinlich. Hinzu kam, dass der LCF-lebensdauermindernde Einfluss der **Haltzeit (Dwell Time)** unterschätzt worden war (Lit. 11.2-16).

Brüche von Fanscheiben aus einer Titanlegierung
im Zusammenhang mit der Rohteilherstellung.

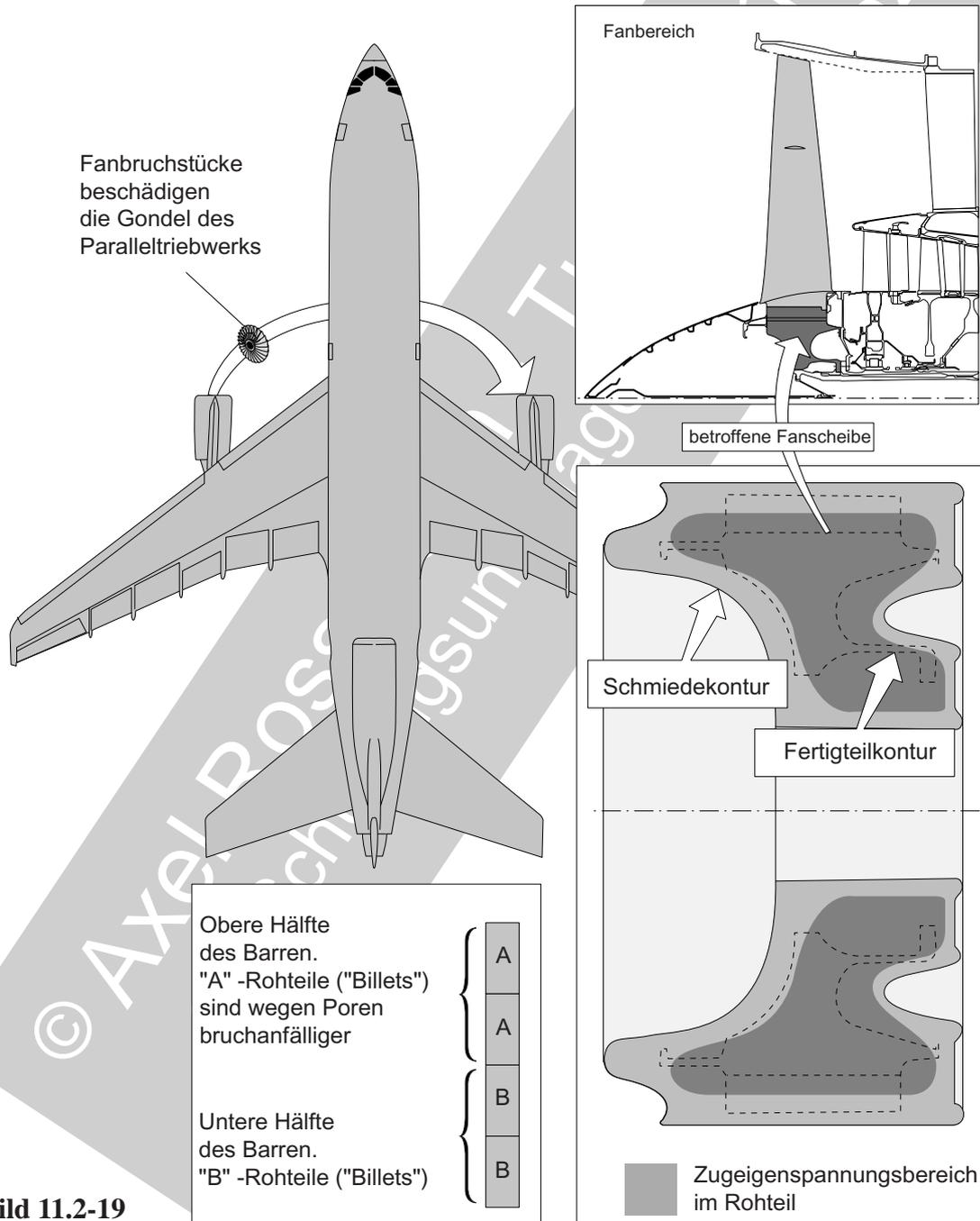


Bild 11.2-19

Bild 11.2-19 (Lit. 11.2-17 und Lit. 11.2-32, Beispiel 11.2-5): In einem großen Fan-Triebwerk der ersten Generation traten **Scheibenbrüche** auf. Es handelte sich um eine hochfeste Titanlegierung. Betriebsrisse (LCF) an mehreren anderen, daraufhin überprüften Scheiben konnten **Problemen aus der Roh- teilherstellung** ursächlich zugeordnet werden. Weil die Bruchstücke nicht geborgen werden konnten, gilt stellvertretend das Untersuchungsergebnis der Bauteile mit Betriebsrisse für die Schadensfälle. Dies setzt die naheliegende Annahme voraus, dass diese Risse dem Schadensmechanismus der Scheibenbrüche entspricht.

Offenbar überlagerten sich **Zugeigen- spannungen aus dem Schmiedeprozess** (Skizze unten rechts) mit hohen Betriebs- spannungen im betroffenen Scheibenbereich. Zusätzlich waren **versprödende Gefügefehler mit Mikrorissen und Mikroporosität** (Bild 11.2-14) vorhanden. Sie stammten aus der oberen Gussbarrenzone (Bild 11.2-17) und waren im vorgeschmiedeten Material (A-Bil- lets, Skizze unten links) verblieben. Von sol- chen Fehlstellen dürfte der LCF-Riss ausge- gangen sein.

Bild 11.2-20 (Lit. 11.2-17): **Poren in Titan- Schmiedeteilen**, wie hier in einer Verdichter- scheibe, sind auf den Gießprozess bei der Halbzeugherstellung zurückzuführen (Bild 11.2-14). Im dargestellten Fall befand sich eine Pore in der Nähe einer Verschraubungs- bohrung in der Scheibenmembran und führte zu einem Anriss der bis zur Oberfläche lief. Dieser Riss wurde mit Eindringprüfung ge- funden.

Es handelt sich um **einzelne Mikroporen** (De- tail oben links) oder **Porennester**. Solche Po- ren begünstigen in mehrfacher Hinsicht ei- nen zyklischen Rissfortschritt:

Als Kerben erhöhen Poren die örtlichen Betriebsspannungen beträchtlich.

Stehen die Poren im Zusammenhang mit einer **Wasserstoffaufnahme** können dadurch Versprödungseffekte mit spontaner Rissbildung, bei ausreichend Eigenspannungen auch am Neu- teil, auftreten.

Befinden sich um die Poren harte spröde Gefügebereiche („**Hard α** “), meist durch Sau- erstoff- oder Stickstoffaufnahme, wird **spröde Mikrorissbildung** unterstützt (Bild 11.2-18) so- wie die **Rissfortschrittsgeschwindigkeit erhöht**.

Oft findet man an einem Betriebsriss im Riss- ausgang eine Pore, die sich im Zentrum einer **spröden kreisförmigen Bruchfläche** („**cleavage crack**“, „**quasi cleavage crack**“) befindet. Die- se Bruchfläche muss keine Rissfortschrittlinien aufweisen.

Die Porenproblematik („**Pore Cracking**“) wird seit Jahrzehnten an **Schmelzschweißungen von Titanen** (**Elektronenstrahl**, Bild 12.2.1.3-30 und Bild 12.2.1.3-31; **Schutzgas**) beobachtet (Lit 11.2-24). Die **Rissbildung an der Pore hängt merklich von Eigenspannungen ab**. Ein Wasserstoffgehalt über 200 ppm förderte die Rissentstehung. Auch ein Einfluss von Sauerstoff wurde beobachtet. Unter Fachleuten besteht offenbar Konsens, dass die **spröde Rissbildung an Poren in Titan mit der Aufnahme von Gasen in ursächlichem Zusammenhang** steht. Die Rissbildung ist **zeitabhängig**, das spricht für Diffusionsvorgänge. Man glaubte, Rissbildung bei Kaltverformung (Richten) von Schweißun- gen an dickwandigen Bauteilen wie Druck- gefäßen beobachtet zu haben. Dem widerspricht, dass unter solchen Bedingungen eher eine Bruchfläche mit typisch duktilen Mikromerkm- alen (Zipfelbildung) zu erwarten ist.

Heute gilt offenbar, dass „**Pore Cracking**“ in Triebwerksteilen im Zusammenhang mit „**Dwell Time Fatigue**“ (siehe Band 1, Bild 5.4-12 und Bild 5.4-13) steht. Es handelt sich um einen Schadensmechanismus der eine Kombination von statischer Last (konstante Drehzahl, Eigen- spannungen) mit zyklischer Belastung (Start- Abstell Zyklen) benötigt.

Kleine Poren aus der Halbzeugherstellung und in
Schweißungen können in Titan-Knetlegierungen
Risse auslösen.

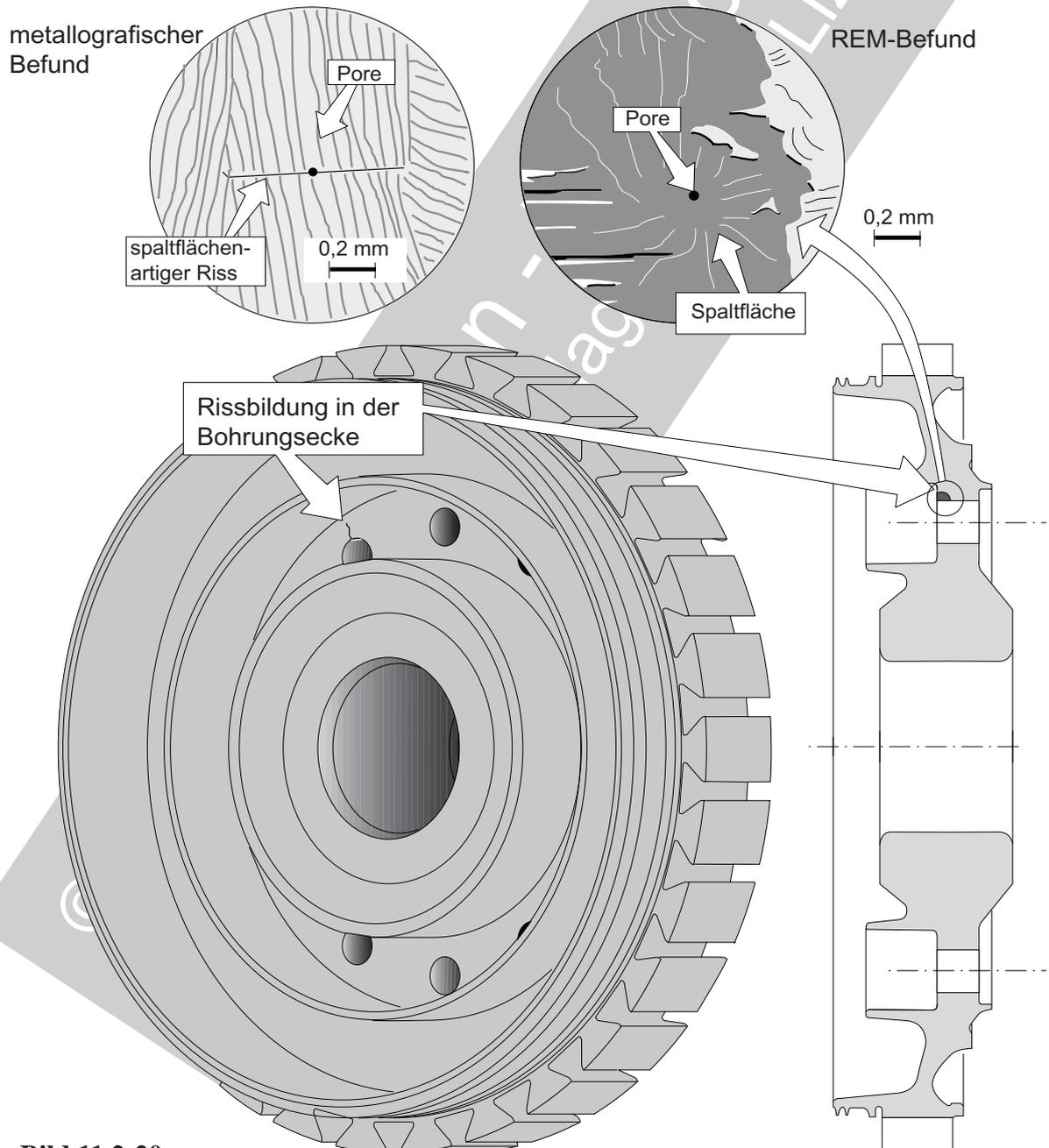


Bild 11.2-20

Bildbeschreibung siehe Seite vorher.

Beispiel 11.2-6 (Bild 11.2-21):

Zitat 1 (Lit 11.2-27): „The pilot...aborted the flight after the aircraft's No. 1 engine began emitting a thumping noise and then started to vibrate. He was able to turn the aircraft onto a high-speed access taxiway and execute a chute evacuation after receiving a report from another ...aircraft that the engine was on fire.

In another incident ... an aircraft (with a similar engine Type) recorded a bumping noise followed by vibrations as the aircraft reached 2 000 ft. after takeoff...The pilot shut down the engine and returned the aircraft...“

Zitat 2 (Lit 11.2-26): „...the safety board is recommending that the FAA require immediate, nondestructive inspection of turbine hubs...if the hubs were manufactured from **Incoloy 901 and cerium or lanthanum used as oxidizing agents**. Periodic inspections would be accomplished at intervals not to exceed 5 900 cycles. Investigation has revealed that a fatigue

crack in the fourth-stage low-pressure turbine disk (*) extended from the **hub's core to a blade slot**...At a **takeoff power setting**, the crack expanded and allowed turbine blades to leave the disk, producing a large hole in the upper cowling...The hub had accumulated 22 022 hr. in service and 19 382 cycles that represents about 97 % of its approved service life limit of 20 000 cycles...

...the crack emanated from the bore of the turbine disk that contained '**inclusions rich in cerium and lanthanum**' ...they rise to the top (of the ingot) as dross and are later discarded. NTSB investigators have learned, however, that the failed hub was **fabricated from a mult (forging blank) located near the top of the ingot adjacent to the dross**.

Kommentar: (*) Die Beschreibung der Scheibenposition ist missverständlich. Es handelt sich um die 3. NDT-Stufe, insgesamt aber um die 4. Turbinenstufe wenn die eine Stufe der HD-Turbine mitgezählt wird.

Bild 11.2-21 (Lit. 11.2-25 und 11.2-26, Beispiel 15.2-6): *Nach dem Start brach eine Turbinenscheibe aus einer Ni-Schmiedelegierung (Incoloy 901). Es handelte sich um die dritte Niederdruck-Turbinenstufe (siehe Triebwerkskizze). Die nachfolgende Untersuchung stellte fest, dass sich im Betrieb in der Nabenbohrung ein LCF-Riss gebildet hatte. Der Riss wuchs radial nach außen zu einer Schaufelnut (Skizze rechts). Die Auszählung der Rissfortschrittslinien ließ den Schluss zu, dass entlang der Nabenbohrung bereits vor der letzten Überholung ein Riss vorhanden gewesen sein muss. Dies stellt die ausreichende Sicherheit der vorschriftsgemäßen Eindringprüfung in Frage.*

Ähnliche Anrisse waren bereits vor dem Unfall in zwei Scheiben gefunden worden (Bild 11.2-19, Lit.13.2-17). In diesen Fällen kam es jedoch nicht zum Scheibenbruch. Um den Sau-

erstoff in der Schmelze zu binden, waren in allen Fällen oxidierende Zugaben von Cer und Lanthan verwendet worden. Solche Oxide sollen im Schmelzbad aufschwimmen (Bild 11.1-12). Sie sammeln sich am Kopf des Gussbarrens (Ingot) als sog. Dross der vor der Weiterverarbeitung abgeschnitten wird. Offenbar führten die Oxide jedoch zu einer Seigerung in der hochbeanspruchten Scheibenzone der Nabe. Nach dieser Erkenntnis wurde die Zugabe von Cer gestoppt. Scheiben deren Rohmaterial auf gleiche Art erschmolzen wurden, mussten ausgebaut und zerstörungsfrei geprüft werden. Die Prüfung ist alle 5 900 Zyklen zu wiederholen.

Im Falle der Schadensscheibe ergab eine Nachprüfung, dass diese unterhalb des Dross im Gussbarren positioniert war (Skizze unten links).

Seigerungen aus der Erschmelzung des Halbzeugs führten zu einem Versagen der Turbinenscheibe.

Das Flugzeug erlitt nach dem Abheben einen Triebwerksschaden. Der Flug musste abgebrochen werden. Die Scheibe der 4. Stufe der Niederdruckturbinen des linken Triebwerks war gebrochen und hatte Schaufeln freigegeben. Diese traten durch ein großes Loch oben aus Triebwerk und Gondel. Das Höhenruder wurde leicht beschädigt.

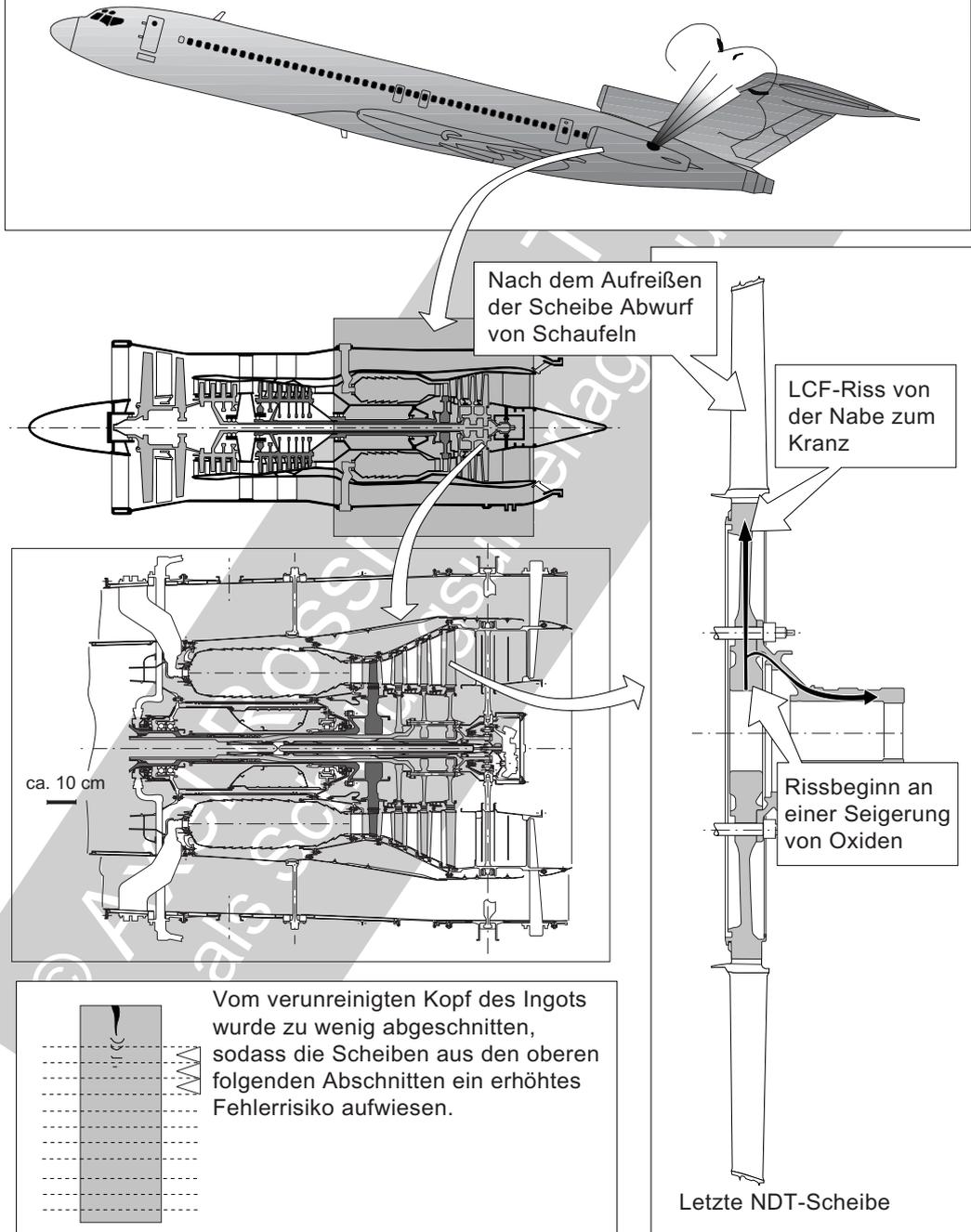
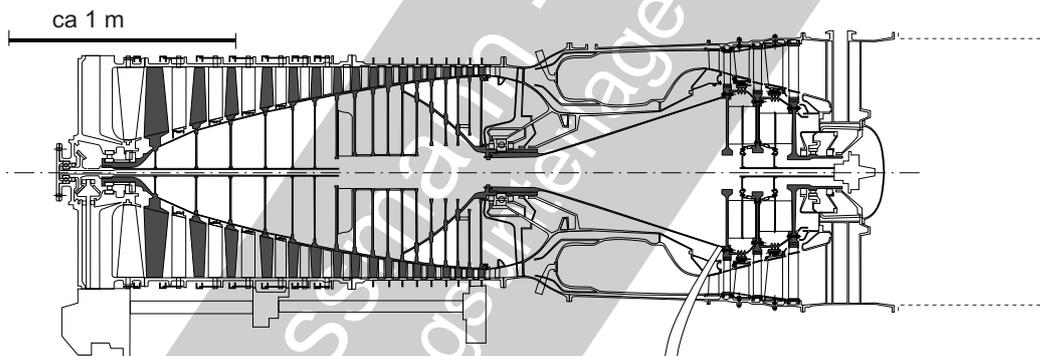
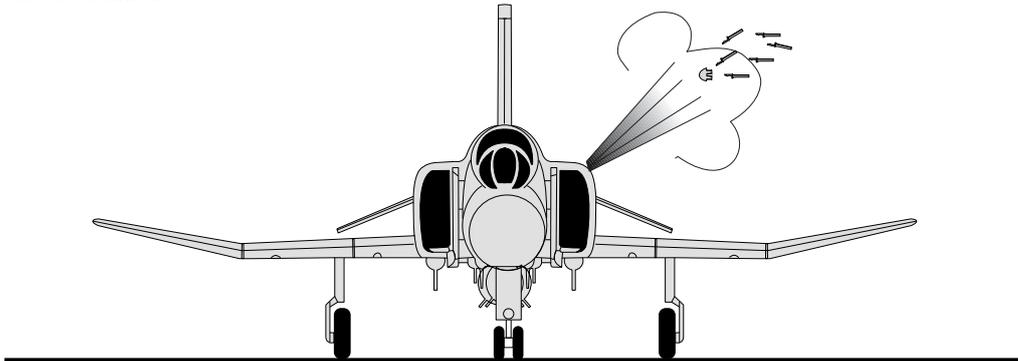


Bild 11.2-21

Bildbeschreibung siehe Seite vorher.

Bruch einer Turbinenscheibe infolge einer mehrere Zentimeter großen Seigerung im Kranzbereich.

Während eines Abnahmelaufs am Boden kam es zum Bruch der Rotorscheibe der ersten Stufe mit Bruchstückaustritt.



Schadensscheibe, oberste Lage im Billetkopf.

Scheibe aus dem Paralleltriebwerk, Zufällig im Billet direkt unter der Schadensscheibe

Nächste Scheibe im Billet. War noch nicht verbaut.

Mit dem Abstand zum Billetkopf abnehmende Fehlergröße und Häufigkeit sowie einer Verlagerung der Fehlstellen zur Scheibennabe.

Durch eine große Carbonitrid-Seigerung ausgebrochenes Kranzstück

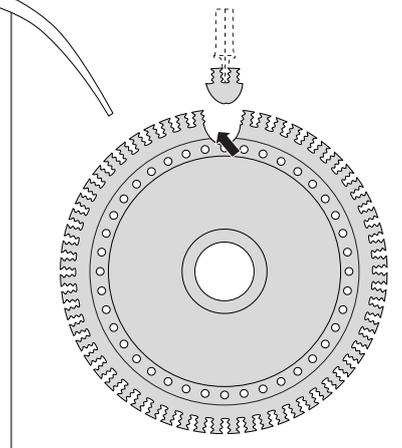


Bild 11.2-22

Bild 11.2-22: Dieser Triebwerksschaden trat beim ersten Prüflauf des im neuen Flugzeug eingebauten Triebwerks auf. Es handelt sich um ein Einkreis-Einwellentriebwerk älterer

Bauart (mittlere Skizze). Ein Segment aus der Scheibe der ersten Turbinenstufe war innerhalb von wenigen Minuten Gesamtlaufzeit ausgebrochen (Skizze unten rechts). Das relativ

kleine Scheibenbruchstück mit einem Schaufelpaar durchschlug das Turbinengehäuse und trat aus dem Rumpf.

*Die Nachuntersuchung der Schadensscheibe ergab im Bruchbereich eine **mehrere Quadrat-zentimeter große dunkel oxidierte Fehlstelle**. Diese war jedoch vor dem Bruch nicht zur Oberfläche durchgetreten. Entsprechend dem Faserverlauf verlief die Fehlstelle in typischer Weise bogenförmig (Bild 11.2-11). Die Fläche des Restgewaltbruchs war sehr klein, weil die Fehlstelle auf beiden Kranzseiten dicht unter die Oberfläche lag.*

*Eine Laboruntersuchung zeigte, dass es sich um eine große **Carbonitridseigerung** handelte. Solche Verunreinigungen können erfahrungsgemäß in dem hier verwendeten Scheibenwerkstoff (aushärtbare Eisenbasislegierung A286) während des **Gießprozesses** entstehen (Bild 11.1-12).*

*Eine Recherche beim Rohmaterialhersteller ergab, dass es sich um die Scheibe aus Material unmittelbar **unter dem abgetrennten Dross** handelte. Dieser war nach den vorhandenen Prozessprotokollen ungewöhnlich lang. Das weist auf ein erhöhtes Fehlerrisiko hin. Offenbar war **nicht genügend Material abgetrennt** worden.*

*Die Untersuchung der im Gussbarren der Erschmelzung nachfolgenden Scheiben mit Hilfe einer Makroätzung ergab ebenfalls Seigerungen. Je größer der **Abstand vom Ingotkopf, umso weniger ausgeprägt waren die Fehlstellen und umso weiter innen waren sie angeordnet** (Skizze unten rechts, Bild 11.3-12). Diese Beobachtung lässt sich mit der typischen Fehlerverteilung im Ingotkopf (Bild 11.3-11) und dem anschließenden Schmiedeprozess erklären.*

*Die **vorgeschriebene Eindringprüfung konnte die innenliegende Fehlstelle nicht anzeigen**. Die **Ultraschallprüfung** war nach Vorschrift unglücklicherweise so durchzuführen, dass das Echo von der gekrümmten Fläche nicht zum, in diesem Fall getrennt angeordneten Empfänger reflektiert wurde (Bild 13.3.1-5 und Bild 13.3.1-9).*

Bild 11.2-23 (Lit 11.2-28): Es handelt sich um eine Schleuderscheibe aus einer hochfesten **Ni-Basis Schmiedelegerung (Waspaloy)**. Das Material wurde nach dem Erschmelzen (engl. Vacuum Induction Melting = VIM) 2 x umgeschmolzen (remelt, Verfahren DEVR), dann extrudiert und einer Wärmebehandlung unterzogen:

- 4 Stunden bei 995°C - 1035°C gegläht und in Öl abgeschreckt.
- 4 Stunden 850°C gegläht, an Luft abgekühlt
- 16 Stunden bei 760°C gegläht, an Luft abgekühlt.

Der Schleudertest erfolgte bei 500°C. Nach 3734 Zyklen wurde der Versuch abgebrochen. Es war ein großer **LCF-Riss** (3,81 x

Früher LCF-Riss in einer Waspaloy Schleuderscheibe, ausgelöst von einem "Dirty White Spot".

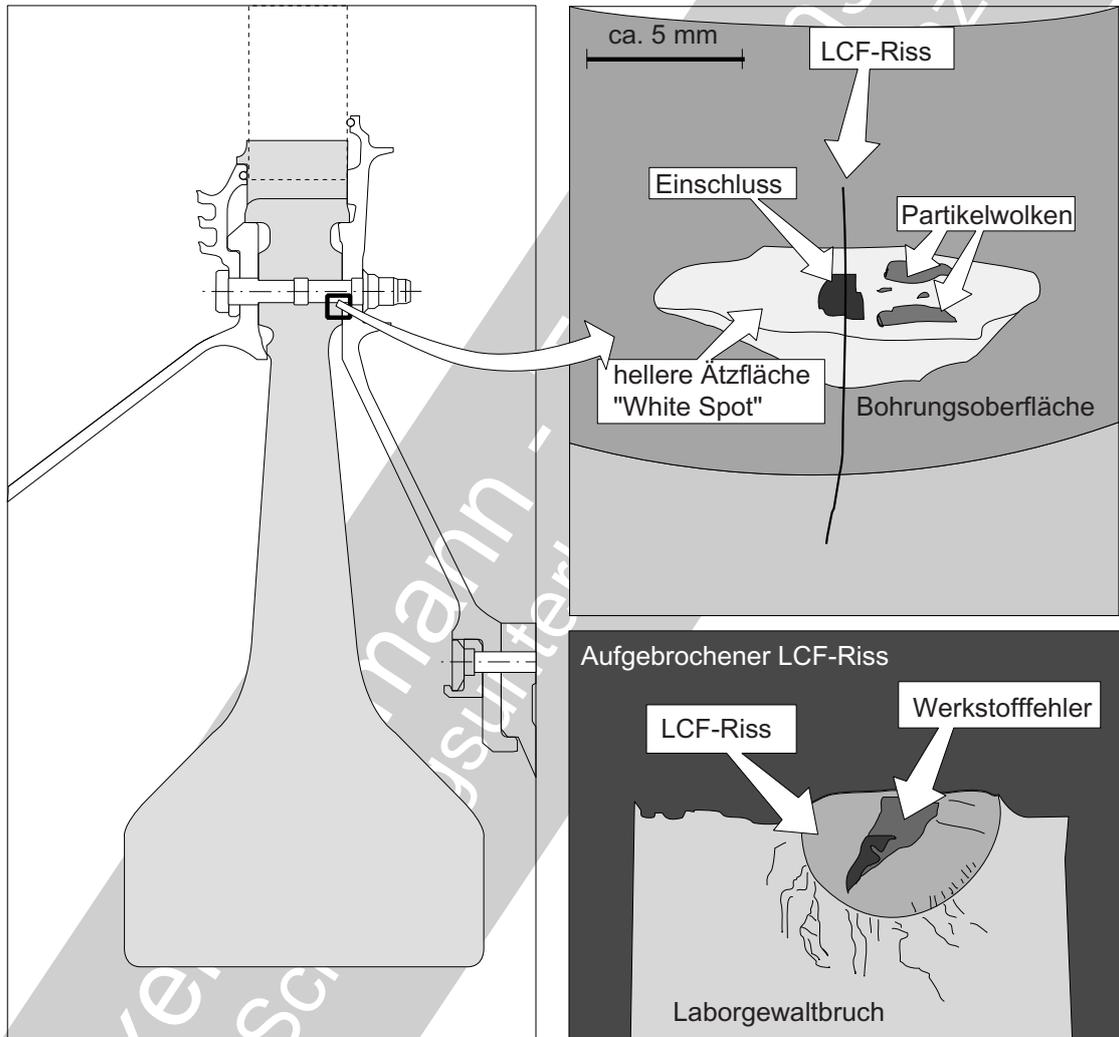


Bild 11.2-23

15,24 mm) entstanden der von der Kante einer Verschraubungsbohrung ausging (Skizze links). Eine Laboruntersuchung ergab, dass sich der LCF-Riss (Skizze unten rechts) von einem dicht unter der Bohrungsoberfläche liegenden **nichtmetallischen Einschluss (Aluminiumoxid)** der Größe 1,73 x 1,85 mm ausbreitete (Skizze rechts oben).

Wie diese Verunreinigung beim Gieß- bzw. Umschmelzprozess in den Werkstoff gelangte ist in der Literatur nicht beschrieben. Da es sich aber offenbar um ein recht massives Al_2O_3 -

Partikel handelt, könnte es von einem **keramischen Filter** für die Schmelze oder **Auskleidungswerkstoff** bei der Erschmelzung des Ingots stammen.

Die Gefährlichkeit flächiger Materialtrennungen (Dopplungen) an Walz- und Schmiedeteilen entspricht, wegen der parallelen Anordnung zur Hauptbelastungsrichtung, meist nicht der Größe der Fehlstelle.

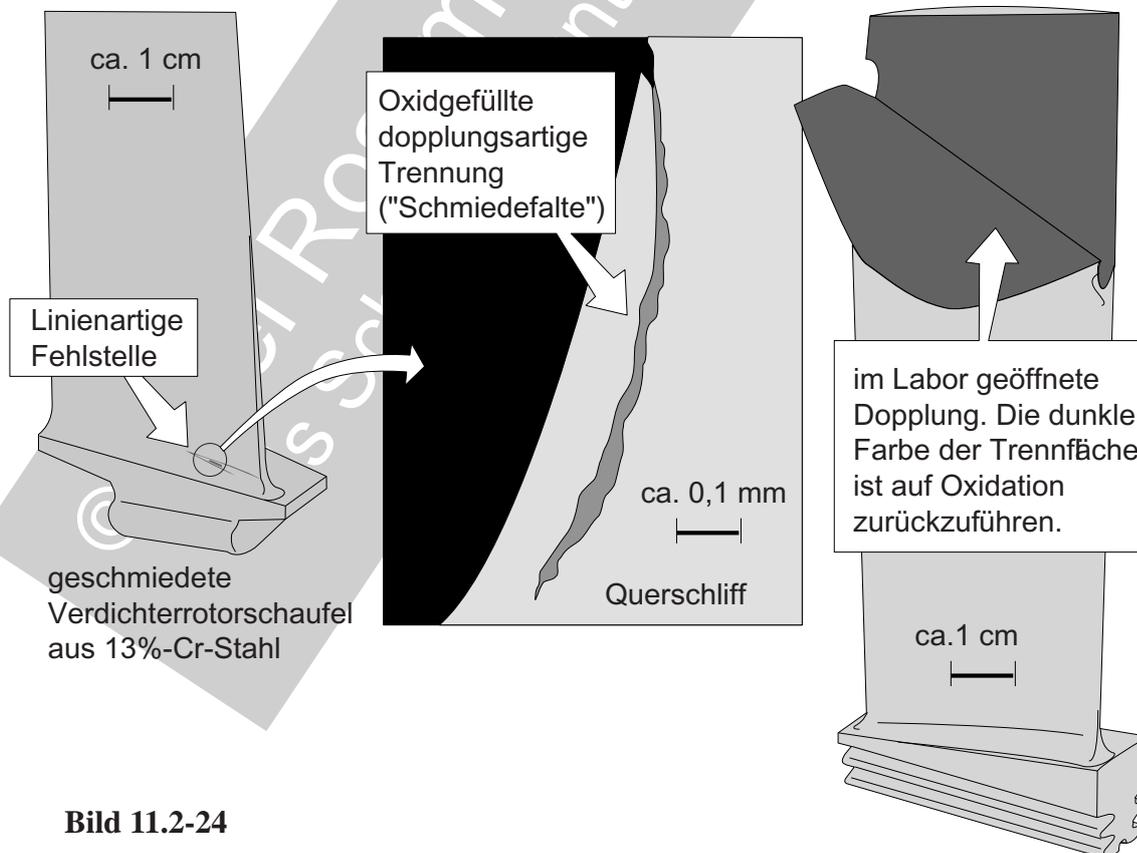
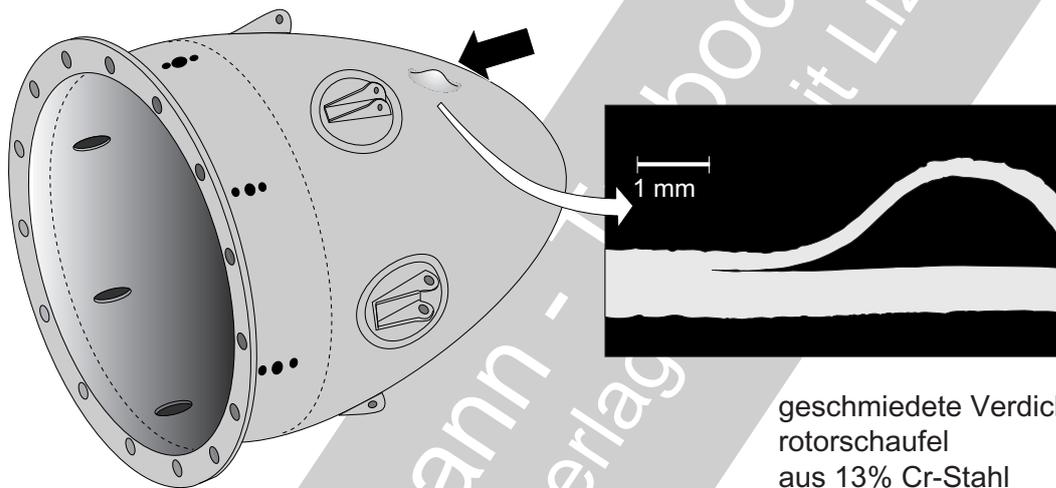


Bild 11.2-24

Bild 11.2-24: Ein besonderer Fehlertyp an Walz- und Schmiedeteilen sind **flächige Trennungen, die bevorzugt parallel zur Oberfläche** verlaufen. Derartige Fehlstellen wurden bis in die späten 60er-Jahre häufiger beobachtet. Heute sind sie offenbar äußerst selten. Dies dürfte mit der verbesserten zerstörungsfreien Prüfung und einer fortgeschrittenen Werkstofftechnologie zusammenhängen. Die Trennungen können auf unterschiedliche Weise entstehen. Zumindest ihre Form erhalten sie aus dem Umformprozess vom Gussblock zum Halbzeug bzw. Rohteil. Typische Fehlstellen dieser Art sind:

Dopplungen: Sie treten in Walzmaterial wie Profilen und Blechen auf. Es handelt sich um ausgewalzte **Gasblasen** aus dem Gießprozess (Skizze unten rechts). Bei einer **Wärmebehandlung** mit hoher Temperatur, insbesondere im Vakuum, kann sich im **Bereich der Fehlstelle eine Beule** bilden. Ursache sind der Gasdruck in der Blase und/oder Druckspannungen durch die schnellere Aufheizung der unverbundenen Oberflächenschicht (Skizze oben links). Ein ähnlicher Effekt ist möglich, wenn mehrere Bleche durch Walzen zu einem dickeren Querschnitt **verschweißt** werden und **örtliche Bindefehler** auftreten. Für einen solchen Vorgang spricht der Befund im Detail oben rechts. Das Material ist ein hochlegierter, aushärtbarer austenitischer Stahl (A286).

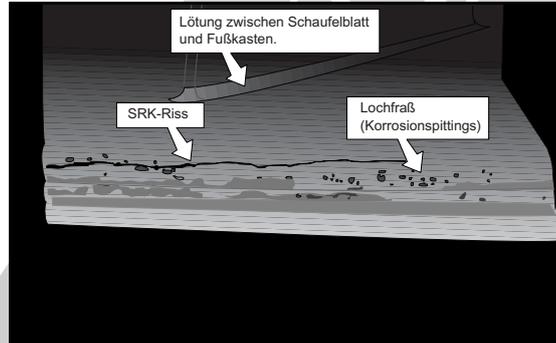
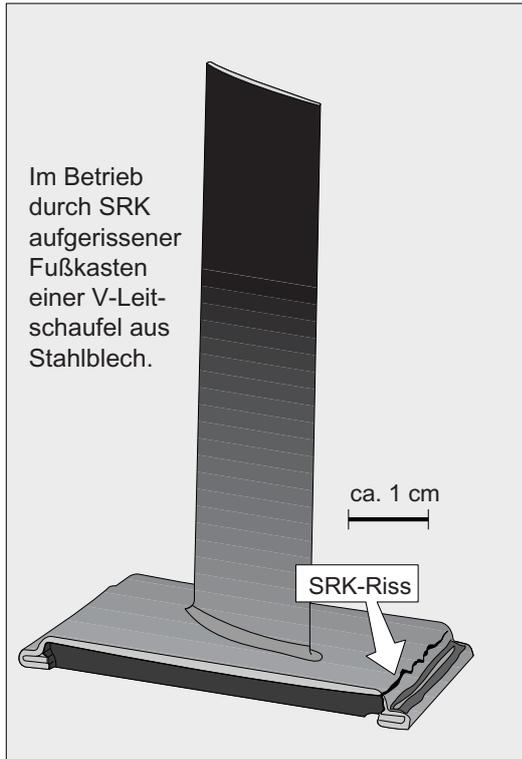
Schmiedefalten: Entstehen beim **Gesenkschmieden** wenn Material von der Schmiedebewegung abgeschert und „verschmiert“ wird. Typisches Beispiel sind **Präzisionsgeschmiedete Schaufelprofile** (Skizze unten rechts). Dabei wird Material der Fußplattform von der Schmiedebewegung bzw. der oberen Gesenkhälfte zum quer verlaufenden Schaufelblatt transportiert. Im gezeigten Fall handelt es sich um eine Verdichterrortorschaukel aus einem Werkstoff vom Typ 13%-Cr-Stahl.

Trennungen durch Seigerungen: Größere Seigerungen können von der Schmiede-

verformung und/oder Wärmespannungen aufgerissen werden. Die Verunreinigung verhindert ein erneutes Verschweißen in einem eventuell nachfolgenden Verformungsprozess. So kommt es zu inneren Trennungen die vom Schmiedeprozess **in die Ebene der Faserichtung geformt** werden (Bild 11.1-13 und 11.2-11).

Trennungen an unverschmiedeten Rissen: Entstehen vor dem letzten **Schmiedevorgang Risse** (Bild 11.2-11), die sich nicht mehr verschweißen, sind ebenfalls flächige Trennungen parallel zur Oberfläche möglich. Solche Risse können die Folge einer Materialüberlastung beim Schmieden sein. Eine zu hohe **Scherbelastung kann die Oberfläche aufreißen**. Die **Oxidation dieser Trennung** macht eine erneute Bindung bei nachfolgenden Schmiedezyklen unmöglich. Auch im Innern eines Schmiedeteils können (Warm-)Risse entstehen. Das Schmiedestück wird von der eingebrachten Umformungsenergie stark aufgeheizt. Kommt es zur Übertemperatur und einem schadensbegünstigenden Erweichen der Korngrenzen, kann der Werkstoff unter den Dehnungen der Umformung und/oder Wärmespannungen aufreißen. Diese oxidfreien Trennflächen werden sich jedoch in den meisten Fällen bei einem folgenden Schmiedevorgang wieder verbinden. Risse können auch durch zu hohe **Wärmespannungen** entstehen. Bei Sauerstoffzutritt ist ebenfalls eine Schließung während einer nachfolgenden Schmiedung nicht mehr möglich.

Ein Wärmebehandlungsfehler löste Spannungsrissskorrosion (SRK) an gelöteten Verdichterschaufeln aus 13% Cr-Stahl aus.



Im Betrieb durch SRK aufgerissener Fußkasten mit typischen Korrosionsmerkmalen

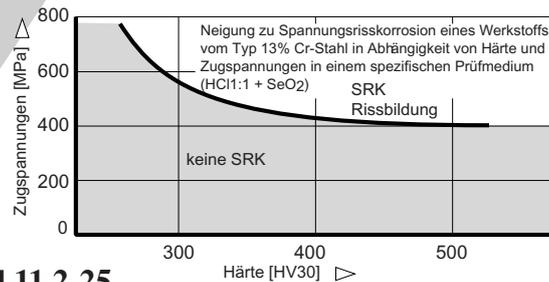
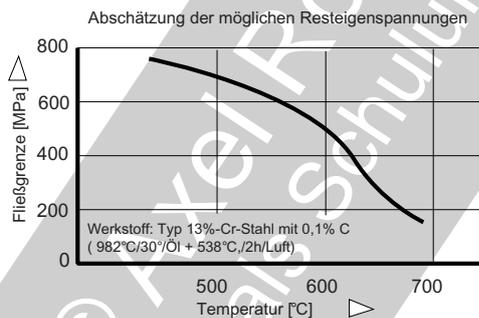
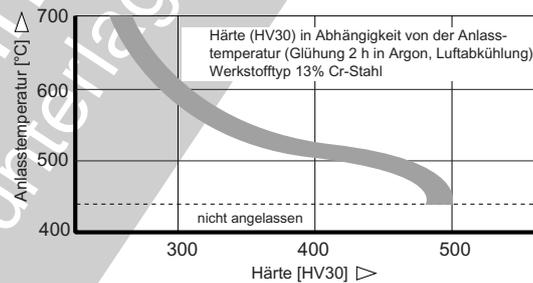


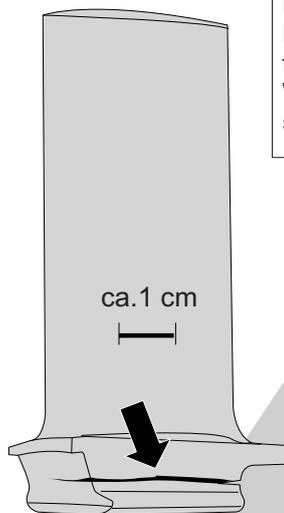
Bild 11.2-25

Bild 11.2-25: In älteren Triebwerkstypen kamen in der Verdichterbeschaukelung **Cr-Stähle** zum Einsatz. Dies sind Vergütungsstähle. In der Skizze oben rechts ist eine „gebaute“ **Leitschaufel** dargestellt. Das Blatt aus einem Walzprofil ist mit dem **Fußkasten aus Blech verlötet**. Im Betrieb entstanden Risse durch **Spannungsrissskorrosion (SpRK)** (Band 1, Kapitel 5.6.3.1.1) in den Fußkästen (Skizze oben rechts). Ursache für die Rissempfindlichkeit

war offenbar eine **zu niedrige Anlassertemperatur** während des Fertigungsprozesses (Diagramm Mitte rechts). Eine **zu hohe Härte und SpRK-Empfindlichkeit** (Diagramm rechts unten) war die Folge. Gleichzeitig ermöglichte eine **zu niedrige Anlassertemperatur**, wegen der dabei wirksamen hohen Fließgrenze, gefährlich **hohe Zugeigenspannungen** (Diagramm unten links).

Fertigungsbedingte Rissbildung in geschmiedeten Verdichterschaufeln

klaffender Schmelde- oder Härteriss im Fuß einer gelaufenen Verdichterschaufel aus 13% Cr-Stahl,



Handschweiß enthält NaCl. Das darin enthaltene Chlor führte bei einer späteren Wärmebehandlung über 500 °C zu einem SpRK-Riss.



Bild 11.2-26

Bild 11.2-26 (Lit 11.2-29): In zwei Fällen traten an Fantriebwerken älterer Bauart Blattbrüche (Skizze rechts) die nicht contained waren auf. Die betroffenen Fanschaufeln waren aus einer hochfesten **Titanlegierung** hergestellt. Die Untersuchung im Labor ergab, dass es sich um **HCF- Schwingbrüche** handelt. Die Brüche gingen von einer verfärbten Zone unterhalb des Clappers aus. Diese Anrisszone wurde von **interkristallinem Rissverlauf und transkristallinen Spaltflächen** charakterisiert. Ein solches Bruchbild ist für **Spannungsrisskorrosion (SpRK) unter Heißsalz** in dieser hochfesten Titanlegierung typisch. Weil für diesen Schadensmechanismus Mindesttemperaturen um 500°C erforderlich sind (Band 1, Bild 5.6.3.1.1-7), konnte der Anriss nicht im Betrieb (maximale Temperatur 116 °C) entstanden sein. Es zeigte sich, dass offenbar **Handschweiß** während der Schaufelfertigung der Schadensauslöser war. Er gelangte an eine

Stelle des Blattes, das unerkannt unter gefährlich **hohen Zugeigenspannungen** aus dem Schmiedeprozess stand. Die abschließende **Wärmebehandlung** bei 538 °C löste dann die SpRK-Risse aus. Mit den angewandten zerstörungsfreien Prüfverfahren wurden die **Anrisse offenbar nicht erkannt**.

Die linke Skizze zeigt die **Verdichterschaufel** aus Werkstoff vom Typ 13%-Cr-Stahl eines älteren Triebwerksmusters. Der verformungslose, **dunkel verfärbte Riss** quer durch den Fußschaft ist wahrscheinlich auf den Schmiedeprozess zurückzuführen. Überraschend ist, dass eine solche Fehlstelle trotz der empfindlichen **magnetischen Rissprüfung** des Neuteils nicht entdeckt wurde..

Literatur zu Kapitel 11.2

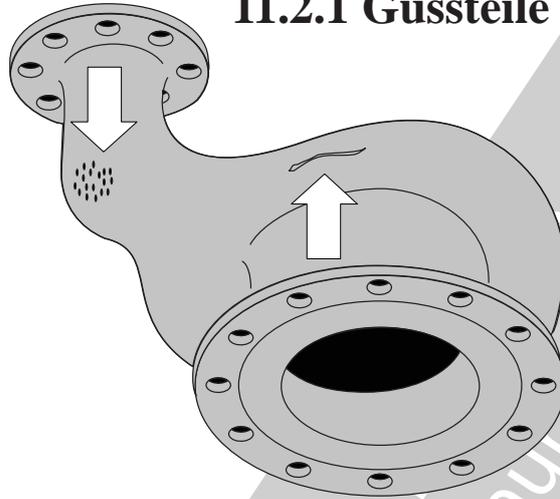
- 11.2-1** P. Adam, „Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken“, Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4, Seite 205-206.
- 11.2-2** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343.
- 11.2-3** „Avco Tests ALF502 Turbine Blades“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, May 31, 1982, Seite 14.
- 11.2-4** S.W. Kandebo, „GE Win Signals Entree Into F-15 Business“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, April 29, 2002, Seite 27.
- 11.2-5** R.L. Dreshfield, „Defects in Nickel-Base Superalloys“, Zeitschrift „Journal of Metals“, July 1987, Seite 16-21.
- 11.2-6** D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil I: Herstellung und Mikrogefüge. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 311-320.
- 11.2-7** D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil II: Wärmebehandlung und Eigenschaften. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 373-382.
- 11.2-8** D. Goldschmidt, „Single-Crystal Blades“, Proceedings der „Conference on Materials for Advanced Power Engineering“, Lüttich, Belgium, 3.Okt-6.Okt., 1994, Seite 661-674.
- 11.2-9** H. Fredriksson, „Possible Dendrite Growth and Segregation Phenomena During Solidification of Alloy in Space“, Proceedings des „Second European Symposium on Material Science in Space“, Frascati, Italy, 6-9 April 1976, Seite 291-299.
- 11.2-10** D. Goldschmidt, „Turbinenschaufeln aus Einkristallen“, Projekt Matfo (1560), 1991.
- 11.2-11** D.A. Wilson, D.P. Deluca, B.A. Cowles, M.A. Strucke, „Fatigue Crack Growth Resistance of Advanced Blade Materials“, ASME Paper No. 86-GT-253, Proceedings der „International Gas Turbine Conference and Exhibition“ Düsseldorf, Germany, June 8-12, 1986.
- 11.2-12** E. Fleury, L.Rémy, „Low cycle damage in nickel-base superalloy single crystals at elevated temperature“, Zeitschrift „Materials Science and Engineering“, A167, 1993 Seite 23-30.

- 11.2-13** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 393-430.
- 11.2-14** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7,Seite 546-553.
- 11.2-15** A.Barussaud, Y. Desvallees, J.Y. Guedou, „Control of the Microstructure in Large Titanium Discs. Application to the High Pressure Compressor of the GE90 Aeroengine“, Zeitschrift „Titanium ‘95: Science and Technology“, Seite 1599-1608.
- 11.2-16** K.G.Wilkinson, „RB 211 The First Eighteen Months Operating Experience“, Zeitschrift „Tech Air“, November 1973, Seite 1-9.
- 11.2-17** M. Nibloe, „Rolls-Royce RB.211: Der Großtriebwerkbau fordert ein hohes Lehr-geld“, Zeitschrift „Interavia“ 8/1973, Seite 858-858.
- 11.2-18** ATSB-Report No. A97F0059 1997 Seite 1-29.
- 11.2-19** D. Hughes, M.A. Dornheim, „United DC-10 Crashes In Sioux City, Iowa“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, July 24, 1989.
- 11.2-20** „NTSB, GE Inquiry Into United DC-10 Crash Focuses On Fan Disk Recovered From Iowa Farm Field“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, October 16, 1989.
- 11.2-21** „NTSB Says CF6-6s May Require New Inspection Techniques“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, November 13, 1989.
- 11.2-22** „RB.211 Investigation“, Zeitschrift „Flight International“, 25 January, 1973.
- 11.2-24** T.Khaled, „An Investigation of Pore Cracking in Titanium Welds“, Zeitschrift „Journal of Materials Engineering and Performance“, Volume 3 (3) June 1994, Seite 419-433.
- 11.2-25** „Suspect Foundry Process prompts NTSB Call for JT8D Inspections“, Zeitschrift „Aerospace Propulsion“, June 6, 1996.
- 11.2-26** „NTSB Targets Turbine Cracks“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 10, 1996, Seite 30.
- 11.2-27** „NTSB Investigates JT8D Engine Failure“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 20, 1983, Seite 32.
- 11.2-28** L.M.Jenkins, S.E.Crow, „RB211-524B Disk and Drive Cones Hot Cyclic Spinning Test“, Proceedings AGARD-AR-308 der „Propulsion and Energetics Panel Working Group 20“, September 1982.

- 11.2-29** E.U.Lee, R.G. Mahorter, J.D. Wacaser, „Fracture of Ti-8Al-1Mo-1V Alloy Fan Blade by Stress Corrosion Cracking and Fatigue“, ASTM Special Technical Publication 645 des ASTM-Symposiums „Fractography in Failure Analysis“, Toronto, Canada, 1-6 May 1977, Seite 128-142.
- 11.2-30** USA FAA, „Titanium Rotating Components Review Team Report“, Volume 1, „Public Report“, December 14, 1990, Kapitel 5K.
- 11.2-31** U.R.Kattner, „The Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria“, Journal JOM ; 49 (12) (1997), Seiten 14-19.
- 11.2-32** R.H.Jeal, „Defects and their Effect on the Behaviour of Gas Turbine Discs“, Proceedings No. 317 der AGARD Conference, „Maintenance in Service of High-Temperature Parts“, Seiten 6-1 bis 6-15.

11.2 Schäden durch Probleme an Rohteilen und Halbzeug.

11.2.1 Gussteile



Dieses Kapitel konzentriert sich auf **ausgesuchte Werkstoffe des ‘anspruchsvollen’ Leichtbaus**, wie sie in Turbotriebwerken zur Anwendung kommen. Es beschäftigt sich nicht mit Legierungen des Maschinenbaus wie Stähle und Eisen-Gusswerkstoffe. Hier findet der Interessierte ausreichend Informationen in Standardwerken der Maschinenelemente, Fertigungs- und Werkstofftechnik.

Fehler im Halbzeug werden gewöhnlich auch als **Werkstofffehler** bezeichnet. Schäden in Triebwerken, die sich ursächlich auf Werkstofffehler zurückführen lassen, sind selten. Wenn sie jedoch auftreten, ist erfahrungsgemäß mit sehr umfangreichen und sicherheitsrelevanten Folgen zu rechnen (Bild 11.2-2 und Bild 11.2-5). So besteht die Gefahr des Bruchstückaustritts nach Rissbildung in Rotorteilen wie Scheiben und Ringen (Bild 11.2.2.1-12). Auch Fehlstellen in Schaufeln, insbesondere Rotorschaukeln, können umfangreiche und äußerst kostspielige Folgeschäden mit spontanem Triebwerksausfall auslösen. Dabei sind Schaufelschäden im Verdichter meist als kritischer zu betrachten als Turbinenschaufelschäden. Grund sind die im Verdichter, im Gegensatz zur Turbine, in Strömungsrichtung abnehmenden Querschnitte und Schaufelgrößen. Ist ein Bauteil mit einem sog. Werkstofffehler in ein Triebwerk gelangt, ist zunächst mit weiteren **Parallelfällen** zu rechnen. Allein die Tatsache, dass ein solches Teil zum Einbau kam, weist auf einen instabilen Herstellungsprozess mit fundamentalen Problemen bzw. Abweichungen hin (Band 4, Bild 17.1-8). Insbesondere ist die ausreichende Auffindsicherheit der zerstörungsfreien Prüfung in Frage gestellt.

Um dem Leser einen schnellen Überblick bauteilspezifischer Schäden zu ermöglichen, enthält dieses Kapitel für wichtige Verfahren schaubildartige Zusammenstellungen anhand eines typischen Bauteils (Bild 11.2-1, Bild 11.2-5 und Bild 11.2-11). So soll die Zuordnung eines aktuellen Problems erleichtert werden. Gleichzeitig werden die wichtigsten Fachbegriffe dargestellt und erläutert. Damit ist eine Voraussetzung für eventuelle intensivere Literaturstudien und/oder die Konsultation von Fachleuten gegeben. Auf die detaillierte Behandlung von Fehlern, die für den allgemeinen Maschinenbau und dort übliche Prozesse typisch sind, wird verzichtet. Die im Anhang des Literaturverzeichnisses im Anhang von Kapitel 11.1 empfohlene allgemeine Fachliteratur kann als Information, insbesondere zur Verfahrenstechnik, dienen. Dagegen wird im vorliegenden Kapitel auf hochbelastete Bauteile von Triebwerken und deren Technologien eingegangen.

Anhand von Schadensbeispielen werden die Problematik und damit im Zusammenhang stehende Risiken zusätzlich verdeutlicht.

Triebwerkstypen früherer Generationen verwendeten in überwiegendem Maß Walz- und Schmiedeteile. Gewöhnlich wurden komplexe Bauteile als Schweißkonstruktionen aus diesen Halbzeugen gefertigt (Abb. auf Seite 12.2.1.3.1-2). Guss wurde in erster Linie in älteren Triebwerkstypen als **Al- und Mg-Sandguss** für vordere Verdichtergehäuse verwendet. Gehäuse der Anbaugesetze (Bild 11.2-3), Regler und Pumpen (Bild 11.2-4 und Bild 11.2-5) sind auch in modernen Triebwerkstypen aus Leichtmetallguss. Anfangs war die Gießtechnik noch nicht in der Lage, heute übliche komplexe Bauteile (Abb. auf Seite 11.1-1) und Kühlluftstrukturen herzustellen. Lediglich an Triebwerken kleiner Leistung für Hubschrauber lassen sich bereits früh **integrale gegossene Bauteile** aus hochfesten hochlegierten Stählen, Co- und Ni-Legierungen finden. Dies waren in erster Linie beschauelte Axial- und Radialräder (Blisk) sowie Leitapparate von Turbinen- und Verdichtern. Einkristallwerkstoffe oder gerichtet erstarrte Werkstoffe waren noch nicht im Einsatz. Mit dem Serieneinsatz dieser Technologien in militärischen und zivilen Triebwerken seit den frühen 70er-Jahren gewannen deren spezifische Werkstofffehler an Bedeutung.

Zu den besonderen Vorteilen der Gusstechnologie gegenüber Schmiede- und Blechkonstruktionen gehören Gestaltungsfreiheit, geringere Fertigungskosten und bessere Kriechfestigkeit (wichtig für Heißeile). Das führte auch in großen Triebwerken zum verstärkten Einsatz. Vorreiter waren hier Triebwerke von Kampfflugzeugen. Solche Vorteile ließen sich nicht nur bei Gehäusen, sondern auch für die Turbinenbeschauelung realisieren.

Besonders **Turbinenschaufeln mit komplexen Kühllkonfigurationen**, die später gerichtet erstarrt und heute als technischer Einkristall hergestellt werden, ließen besondere Eigenschaften mit akzeptablem Aufwand realisieren. Eine solche Schaufel wurde als Beispiel für ein komplexes Bauteil gewählt. An diesem werden exemplarisch die häufigsten bekannt gewordenen Werkstofffehler gezeigt (Bild 11.2-13 und Bild 11.2-14).

Ein weiteres Beispiel ist der **Titanguss**. Inzwischen werden daraus selbst große komplexe Gehäuse mit Bypasskanal und integrierter Lagerkammer für den Serieneinsatz hergestellt (Abb. Seite 11.3-1).

Bild 11.2-1: In der **Konstruktionsphase** wird leicht übersehen, wie die Fertigung in Kosten und Qualität von Abweichungen des Rohteilwerkstoffs von den erprobten Eigenschaften beeinflusst ist. Dies erfordert Erfahrung und macht sich gewöhnlich im **Fertigungsprozess der Serie** bemerkbar. Dann sind Stabilisierungsmaßnahmen des Gießprozesses zu ergreifen.

In der Tabelle sind beispielhaft typische **Probleme des Gussteils in ihrer Auswirkung auf Fertigungsprozesse** dargestellt.

Härte: Eine Veränderung beeinflusst direkt die Zerspannung. Betroffen sind **Spanbildung mit Spänetransport** und der **Werkzeugverschleiß** an der Schnittkante und den Freiflächen. Entstehen hohe **Eigenstressungen** und verändert sich die **Kaltverfestigung** in der Bearbeitungs-

fläche wirkt sich dies auf die **Schwingfestigkeit** aus. Bei hoher Härte bzw. schlechter Zerspanbarkeit (Ni-Legierungen) kann ein unzulässiger **Verzug dünnwandiger Bauteile** auftreten. Dieser ist, wenn überhaupt, nur mit einer sehr **aufwändigen Wärmebehandlung in einer Glühvorrichtung** zu beherrschen.

Bei **aushärtbaren Legierungen** wie Al- und Ni-Legierungen sowie höchstlegierten Fe-Basis-Werkstoffen wie A-286 ist besonders auf den gleichbleibenden **Anlieferungszustand** zu achten. Nicht immer ist ein prozessproblematischer (Schweißen) Werkstoffzustand mit einer Härtemessung oder metallografisch zweifelsfrei identifizierbar.

Seigerungen (Anreicherung von Legierungsbestandteilen und/oder Verunreinigungen) können sich auf unterschiedliche Art prozess-

Wie Abweichungen und Fehler von Gussteilen die Fertigung beeinflussen.

kein Anspruch auf Vollständigkeit

Abweichung/ Fehler	Fertigungsprozess				
	Zerspanen (Drehen, Fräsen)	Schleifen	Ätzen	Schweißen	Beschichten
Härte Aushärtung	- Werkzeugverschleiß - Eigenspannungen/ Verzug - Verfestigung				
Seigerungen		- Schleifrisse	- Angriff/ Korrosion	- Warmrisse	- Schichtfehler (Diffusion)
Korngröße	- Oberflächenqualität	- Schleifrisse	- Angriff/ Korrosion	- Warmrisse	
Korngrenzen/ Kornorientierung		- Schleifrisse	- Angriff/ Korrosion	- Warmrisse	- Schichtfehler (Diffusion)
Hartphasen	- Werkzeugverschleiß				
Gussoberfläche			- Angriff/ Korrosion		- Haftfestigkeit (Lack) - Schichtfehler (Diffusion)

Bild 11.2-1

spezifisch auswirken. Bei Ätzverfahren kann **örtlicher Angriff** (Lochfraß), insbesondere der **Korngrenzen** (IK, Band 1 Bild 5.6.1.1-4) auftreten (Bild 11.2-11). Niedriger schmelzende Korngrenzenbelegungen begünstigen **Warmrisse** wie **Schweiß-**(Bild 12.2.1.3.1-10 und Bild 12.2.1.3.1-12) und **Schleifrisse** (Bild 12.2.1.1.1-5). Bei Diffusionsverfahren wie **Alitieren** oder **Einsatzhärten** kann sich die Schicht nicht wie gewünscht ausbilden (Dicke, Gefüge, Härte).

Korngröße: Von ihr hängt neben den Festigkeitseigenschaften (Schwingerermüdung und Kriechen) auch das Verhalten in der Fertigung ab. Bei extremem **Grobkorn** (Bild 11.2-9) dicker Querschnitte **zeichnen sich bereits die unterschiedlichen Kristallorientierungen** der einzelnen Körner wegen der schlechten Zer-

spanbarkeit bei Ni-Legierungen deutlich und störend ab. Zusätzlich ist die **Werkzeugbelastung** sehr hoch. Es kommt zu **Vibrationen** mit entsprechenden **Oberflächenmustern**. Je größer das Korn, umso kürzer die Gesamtkorngrenzenlänge in einem Volumen. Damit verstärkt sich die **Korngrenzenbelegung** mit Auswirkung auf die **Schweiß- und Schleifbarkeit** (Warmrisseempfindlichkeit, Bild 12.2.1.3.1-13). Die Korngrenzenbelegung beeinflusst ebenfalls die **Korrosionsempfindlichkeit**.

Korngrenzenorientierung beeinflusst die Neigung zu Schleifrisse (Bild 12.2.1.1-5). Besonders senkrecht zur Oberfläche orientierte Korngrenzen sind empfindlich für Warmrisse (Schleifrisse) durch die auftretenden Zugspannungen.

Typische ausgewählte Fehlstellen in (Sand-) Gussteilen.

rissartige Trennungen

'Kaltriss'

z.B. durch Eigenspannungen
(Gewaltbruchmerkmale)

'Unterbrochener Guss',
(parallele Trennflächen,
Lage in einer Ebene)

'Kaltschweiße'

(deutliche Öffnung im
Oberflächenbereich)

'Flocke', 'Flockenriss'
(Sprödriss mit zentraler
Fehlstelle)

'Warmriss'

(Trennung mit teigigen
Mikrostrukturen)

Riefen, 'Rattenschwänze'

Oberflächenlunker

← ungewöhnliche **Rauigkeit**
(Formmaterialprobleme)

Oxidhäute,

(glatte anliegende, oxidierte
Trennflächen)

'Schülpen'

(Folge von Ausbrüchen
der Formwand)

Runzeln, Schlieren

(keine Struktur der
Formoberfläche)

**Schwindungs- und
Schrumpfrisse**

Poren und Blasen

Glattwandige **Hohlräume**

(ungenügender
Flüssigkeitsdruck
der Schmelze)

Porenansammlung

im Querschnittsinneren
durch 'gefangene' Gase
oder Gase aus der
(Rest-) Schmelze

Gasporosität als

Ansammlungen durch
Reaktionen in der
Schmelze oder
der Schmelze mit dem
Formenmaterial.

'Pinhole', langgestreckte tiefe
Gasblase die sich um einen
Einschluss (MnS) gebildet hat.

Offene Luftblasen

(Gasaustrittsproblem)

Gasporen durch Reaktion

von Schmelze und Formwand

'Schlackenblase' durch
mitgerissene Schlackenpartikel.
Begünstigen Gasausscheidung,
insbesondere Wasserstoff.
(siehe Flockenrisse)

Lunker

'Lunker', als große

geschlossene und offene
Fehlstellen.
(Vorzugsweise in Nähe der
zuletzt erstarrten oberen
Zone).

'Schrumpfhohlräume',

'Blasenlunker',
'Leonard Effekt'.
(bevorzugt an winkligen
Beuteilen).

Mikrolunker

'Porosität' mit schwammigem
Aussehen. Entstehung durch
fehlende Restschmelze als
Schrumpflunker. Häufig sind
die Mikrolunker verbunden und
führen zur Undichtigkeit
des Bauteils.

Fein verteilte Mikrolunker.

Entstehen durch Gase aus der
Restschmelze.

Können auch dicke Wand-
querschnitte durchsetzen

Bild 11.2-2.1

Fortsetzung von Seite 11.2.1-3

Auch korrosiver Korngrenzenangriff (IK) und Störung in Schichten als Folge unterschiedlicher Diffusion an Korngrenzen und im Korninneren.

Bei **Wärmebehandlungen** mit merklichen Wärmespannungen/-dehnungen quer zu den Korngrenzen (Bild 11.1-9) kann es vermehrt zu **Kriech- und Warmrissen** kommen (Bild 11.1-8)

Hartphasen treten gewöhnlich als Karbide oder Nitride auf. Größe und Verteilung beeinflussen Werkzeugschneiden. Auch Karbidausbrüche können als Minikerben die Schwingfestigkeit absenken.

Gussoberfläche (Gusshaut, Bild 11.2-11) beeinflusst viele nachfolgende Fertigungsschritte.

Bild 11.2-2.1 und Bild 11.2-2.2 (Lit. 11.2-2, Lit. 11.2-33, und Lit. 11.2-36): Viele Standardwerke über Gießtechnik enthalten umfangreiche **Zusammenstellungen typischer Gussfehler**. Darin geht es um **Aussehen und Verteilung im Bauteil**. Darüber hinaus findet man Angaben zu **Gestaltungsursachen** und geeigneter **Konstruktion**. Hier geht es in erster Linie um die Vermeidung von **Materialanhäufungen** (Schrumpflunker und **Rissbildung durch Gussspannungen** (Bild 11.2-2.2). Anregungen enthalten die Standardwerke der Maschinenelemente. **Bild 11.2-2.1** soll deshalb lediglich eine **Übersicht typischer Gussfehler** geben. Sie sind weniger für den Konstrukteur von Interesse, als für den Gießer, der nach Identifikation des Fehlertyps/Ursache gezielte Abhilfemaßnahmen einzuleiten hat. Grundsätzlich ist dem weniger erfahrenen Konstrukteur zu raten, sich **rechtzeitig bei Entwurf und Gestaltung des Gussteils einen Gießfachmann des potenziellen Lieferanten zu konsultieren**. Dabei ist jedoch erfahrungsgemäß zu berücksichtigen, dass bei **optimistischen Aussagen zur Machbarkeit** auch die Aussicht auf einen Auftrag eine Rolle spielt. So sind in

jedem Fall rechtzeitig Ausfallmuster anzufordern und genauestens auf Fehler und Festigkeitsanforderungen zu prüfen.

Bei komplexen Bauteilen und Legierungstypen bei denen keine eigene Erfahrung vorliegt, ist zumindest in der Anlaufphase mit Fehlern zu rechnen, wobei ohne eine geeignete Reparatur (meist Schweißen) kein Serieneinsatz erfolgen kann. Es ist also **im Zweifelsfall, insbesondere bei neuen Werkstoffen/Legierungen, ein geeignetes Reparaturverfahren nachzuweisen bzw. zu entwickeln** (Bild 11.3-4). So scheiterte der Einsatz der intermetallischen Phase TiAl

darin, dass die Angaben der Gießerei viel zu optimistisch waren und kein Schweißverfahren für die gelieferten Gussteile vorhanden war.

Form- und gießgerechte Konstruktionen/Gestaltung.

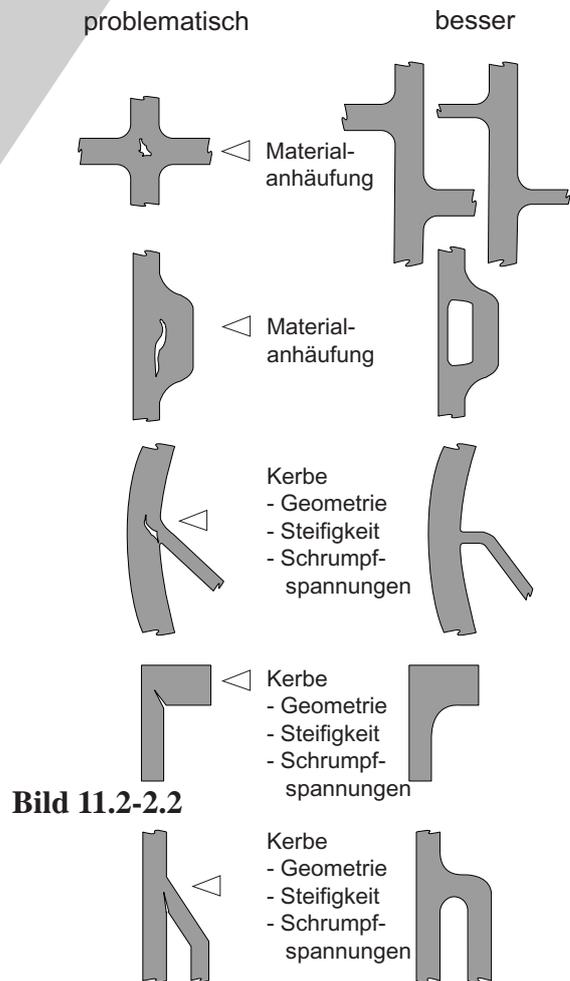


Bild 11.2-2.2

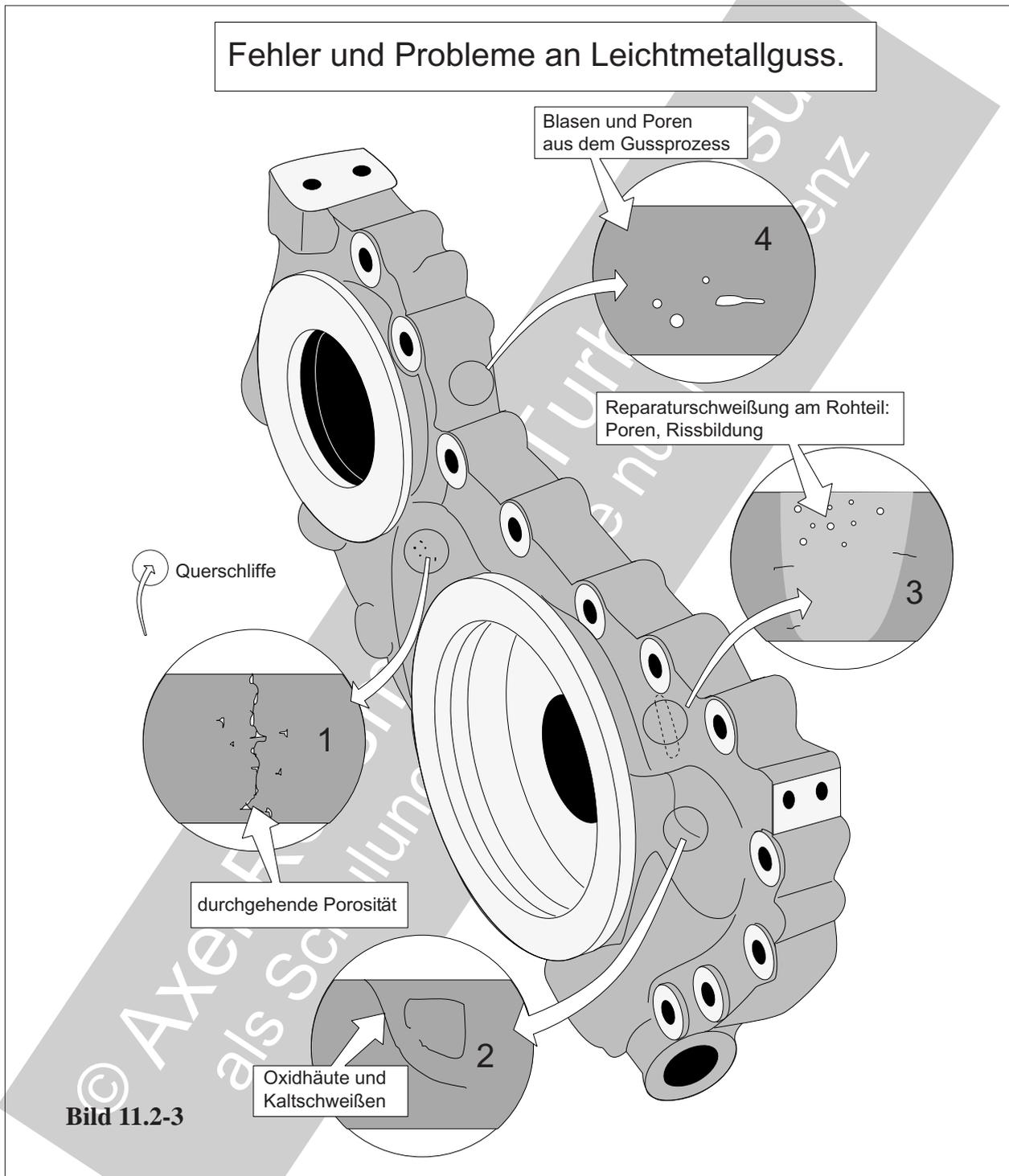


Bild 11.2-3: Besonders bei älteren Triebwerkstypen wurden viele Bauteile in Al- und Mg-Sandguss hergestellt, Es handelte sich z.B. um

- Verdichtereintrittsgehäuse mit Lagerkammer;
- vordere Verdichtergehäuse,
- Gehäuse der Anbaugeräte wie Getriebe und Pumpen (Bild 11.2-10).

Solche Gussteile waren für die typischen Fehler dieser Gusstechnologie anfällig (Lit. 11.2-13). Bei Gießprozessen an Luft (Bild 11.2-7), wie sie für Al- und Mg-Sandguss angewendet werden, treten typische Fehlstellen auf (Lit. 11.2-13). Eine gewisse Lunkerbildung oder Fehlstellen, die von kleinen Fragmenten der Gushäute aus dem Gießstrahl gebildet

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Gussteile

wurden, waren unvermeidlich. Die nutzbare Schwingfestigkeit dieser Werkstoffe war, abgesehen vom Gefügeeinfluss und der fehlenden Dauerfestigkeit, gering. Die wichtigsten im Betrieb auftauchenden Fehlstellen sind:

Schrumpflunker die örtlich den gesamten Querschnitt durchziehen können (Detail oben links) sind ein typisches Problem größerer Sandgussteile, insbesondere von Getriebegehäusen. Solche Leckstellen können durch **Infiltration** mit organischen (Kunstharzen) und anorganischen (z.B. Wasserglas) Medien am Neuteil geschlossen werden. Diese Abdichtung lässt sich mit dem Strahlen der Oberfläche (z.B. Al-Kugeln) unterstützen. Erfahrungsgemäß besteht bei mehrfachen **Überholungsvorgängen mit Entlackung und Entschichtung die Gefahr, dass Lunker wieder geöffnet werden und Undichtigkeit auftritt**. Ist erst einmal Öl in Lunker eingedrungen, erschwert dies eine erneute Abdichtung und kann so das Lebensdauerende des Bauteils erzwingen.

Größere Oxidhäute (Detail unten links): Sie stellen eine rissähnliche Trennung dar und sind mit Röntgen oder Eindringprüfung nicht leicht zu finden. Gegebenenfalls kann es wegen ihrer Größe bereits nach kurzen Betriebszeiten

zum spontanen Bruch des Bauteils kommen (Bild 11.2-5).

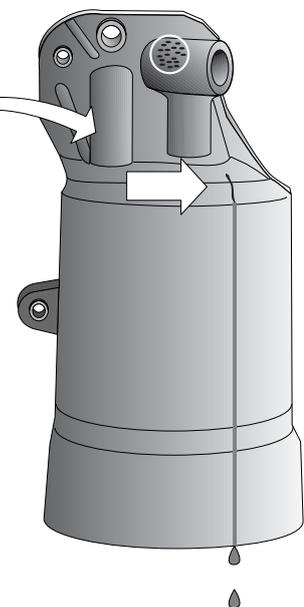
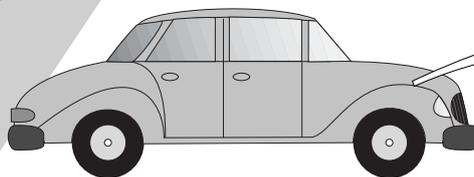
Blasen und Gasporen (Details rechts): Es handelt sich um Gaseinschlüsse, die entweder aus dem Gießprozess stammen oder im Zusammenhang mit einer üblichen Nachbesserschweißung am Neuteil im Bereich von Lunkerfeldern stehen. Solche Fehlstellen sollten mit Röntgen ausreichend sicher zu finden sein.

Bild 11.2-4: Häufig ist die

Ursache eine Kombination unzulänglicher gießtechnischer Gestaltung und Abweichungen vom erprobten Gießprozess (Bild 11.2-10).

Es kommt durchaus vor, dass der Fehler erst durch Prozessabweichungen der Serienherstellung und/oder sich **erst spät in der Serie bemerkbar** macht. Damit können gegebenenfalls eine Vielzahl bereits im Serienbetrieb befindliche Bauteile betroffen sein. Das wird für die Produkthaftung eine Herausforderung.

Beispiel: Gussporosität und Oxidhäute im Leichtmetallgehäuse eines Ölfilters.

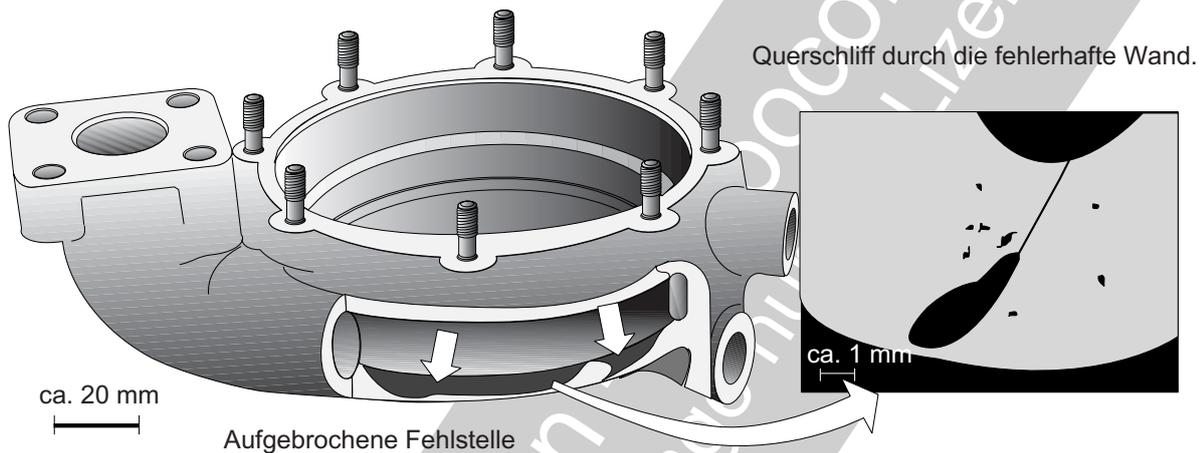


Bei Werkstoff- und Fertigungsfehlern an Serienteilen ist davon auszugehen, dass mehrere Teile betroffen sind.

Bild 11.2-4

Trennungen durch Oxidhäute sind ein häufiges Problem in Aluminium Sandguss.

Blasenartige Fehlstelle und Trennung durch Oxidhäute in der Schmelze.



Rissartige Fehlstellen im Zusammenhang mit Oxidhäuten an Engstellen und Steifigkeits-sprünge.

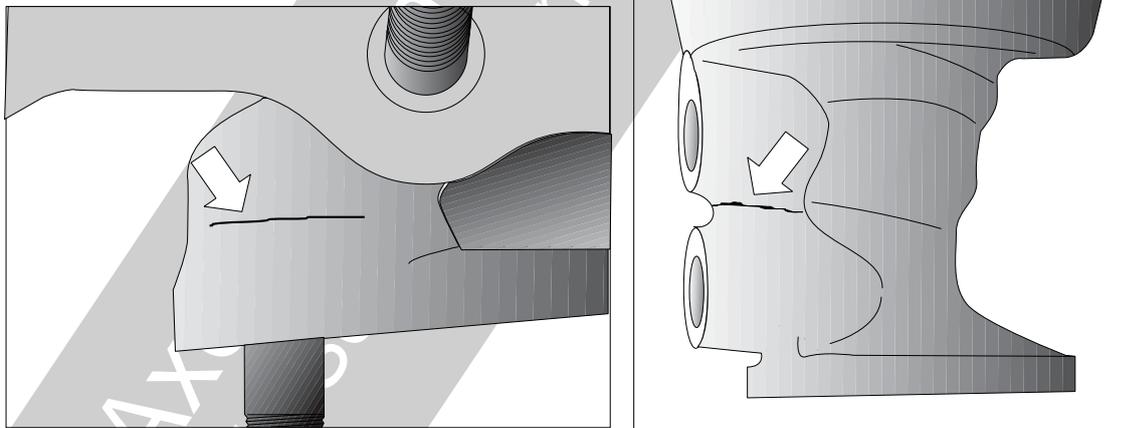


Bild 11.2-5

Bild 11.2-5: Dargestellt ist das **Gehäuse einer Kraftstoffpumpe** aus Magnesiumguss (Sandguss). Nach kurzer Betriebszeit trat ein Leck auf. Die zerstörende Untersuchung zeigt eine mehrere Zentimeter lange, **schillernde, dunkel verfärbte Trennfläche**, die dicht unter der Oberfläche endete. Offenbar stand der Ausbruch eines größeren Teils der Bauteilwand und damit ein Flugunfall unmittelbar bevor. Es handelte sich um eine gussbedingte Material-

trennung, die als **Oxidhaut** gedeutet wurde. Oxidhäute wirken sich als Materialtrennung auf die Dichtigkeit und die Festigkeit vergleichbar einem Riss aus (Detail oben rechts). Solche hochschmelzenden Oxidhäute bilden sich bei **Luftzutritt um den Gießstrahl** während des Füllens der Form. Sie werden in das Gussteil eingeschwemmt oder entstehen an früh erstarrten Oberflächen im Zusammenhang mit Kaltschweißen.

Spontaner Spröbruch eines gegossenen Verdichterrads aus 13%-Cr-Stahl beim Hochfahren in einem Schleudertest. Ursache: Ungenügende Wärmebehandlung.

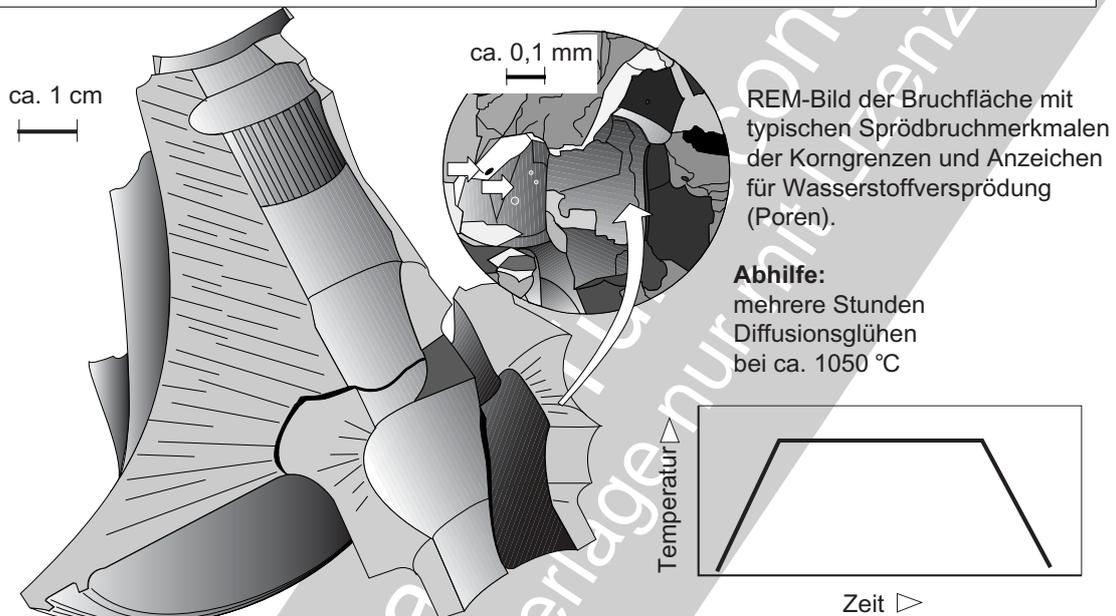


Bild 11.2-6

Häufig sind bei diesem und ähnlichen Leichtmetallwerkstoffen auch Poren, Blasen und fein verteilte **Schrumpflunker** (Bild 11.2-3), die örtlich den gesamten Querschnitt durchziehen können (Detail oben rechts) und neben einer Festigkeitsbeeinflussung zu Undichtigkeit führen (Detail oben links).

Bild 11.2-6: Dieses aus 13%-Cr-Stahl gegossene Verdichterrad brach spontan, ohne Vorzeichen einer Unwucht. Der Bruch erfolgte beim Hochfahren im Schleudertest bereits ca. 20 % unter der auslegungsgemäßen **Berstdrehzahl**. Der **spröde Bruch** war in einer Ebene erfolgt. Der Nabenansatz brach offenbar als Folge beim Aufschlag ab. Die Makro- und Mikrountersuchung der Bruchfläche bestätigte typische **Spröbruchmerkmale** (Detail). Das stand ganz im Gegensatz zum, für diesen Werkstoff erwarteten, zähen Bruch. **Korngrenzenbelagungen** (-seigerungen) ließen auf eine **unzureichende Wärmebehandlung** schließen.

Zugproben bestätigten das spröde Verhalten bei zu niedriger Festigkeit. Darauf wurde ein zweites Bauteil über viele Stunden hoch **diffusionsgeglüht** (Diagramm). So lassen sich Mikro-seigerungen und spröde Korngrenzenbeläge beseitigen. Mit einer Phasenumwandlung beim Abkühlen ist eine Kornfeinung möglich (?). Hier entsprachen Festigkeit und Zähigkeit den Auslegungswerten. Weitere so behandelte Räder bewährten sich bei den Schleuderversuchen (Überlast, zyklisch) und später im Betrieb.

Gussstressungen können durch Erhöhung der Mittelspannung die Schwingfestigkeit gefährlich herabsetzen.

ca. 5 cm

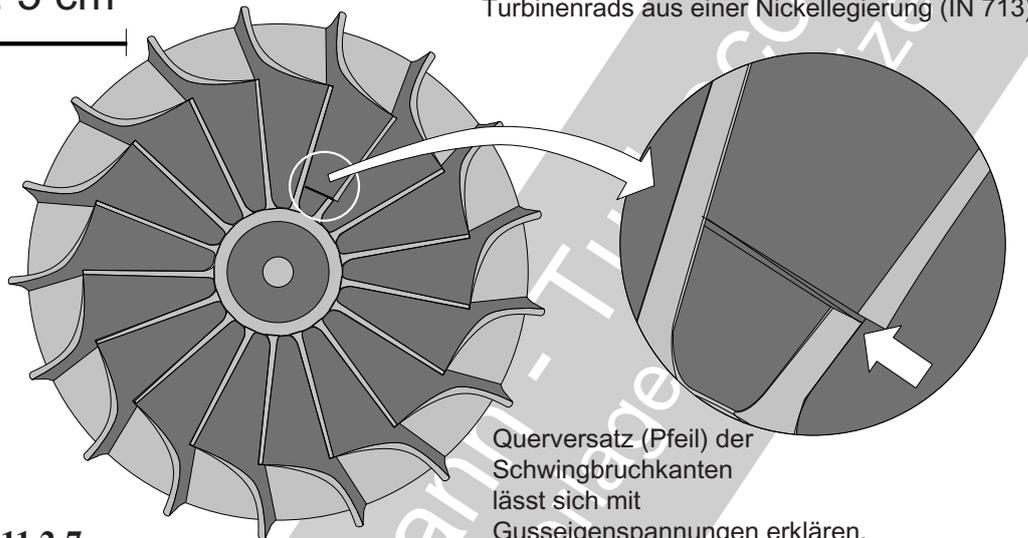


Bild 11.2-7

Versagensformen eines verformungsbehinderten Systems am Beispiel eines Turbinen-Leitschaufelsegments.



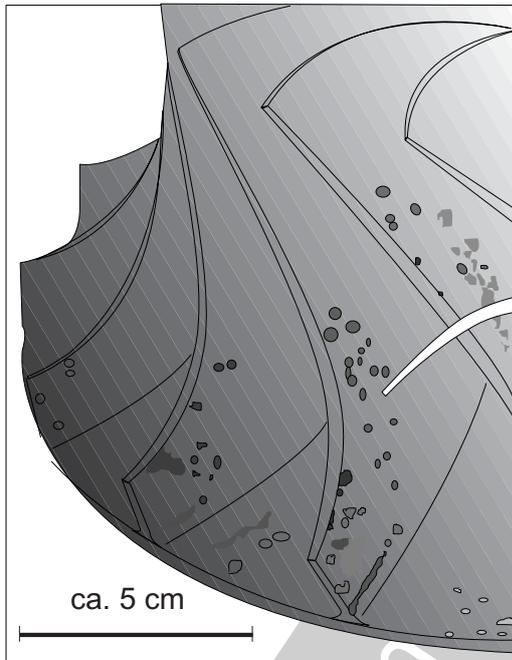
Bild 11.2-7 (Lit. 11.2-36): Eine **Schädigung durch Gussstressungen** entsteht durch Wärmespannungen beim Abkühlen des erstarrten Gussteils. Ursache sind in einem verformungsbehinderten System ungleichmäßige Abkühlbedingungen. Diese entstehen durch -Querschnittsunterschiede und -Wärmez- bzw. Abfuhr (Isolationswirkung der Formschale, Wärmestrahlung, Gasströmung).

Am dargestellten Radialturbinenrad trat im Betrieb ein Schwingriss auf. Bemerkenswert

war, dass sich die **Rissufer parallel zueinander verschoben** hatten. Dies ließ sich durch die Rissbildung allein nicht erklären. Das wies auf die folgende Schadensursache hin:

Eine hohe Zugvorspannung durch Gussstressungen setzte als **Mittelspannung** die nutzbare Schwingfestigkeit deutlich herab (Band 1 Bild 5.4.3.2-4). Es kam zur Rissbildung und frei werden der Eigenspannungen in Form des Verzugs (Rahmen unten).

Problematische Nachbehandlungen von Guss-Rohteilen
in der Gießerei.



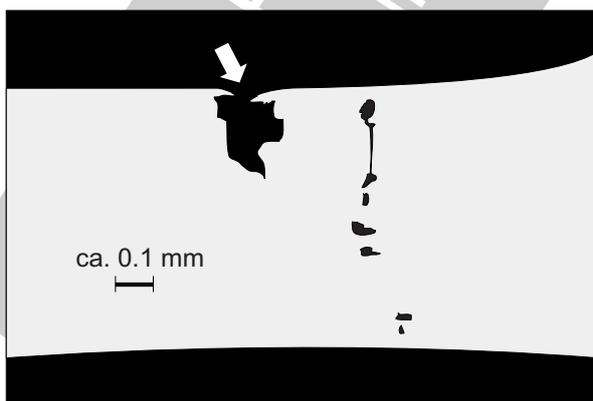
Interkristalline Korrosion durch
Beizen eines Verdichterrades aus
13% Cr-Stahlguss in der Gießerei.

Querschliff durch einen verfärbten Bereich
mit typischer interkristalliner Korrosion.



Eindringprüfbarkeit kann von einer
abrasiven Strahlbehandlung zulässig
beeinträchtigt werden.

Eingedrückte Porenränder eines
oxidgestrahlten Bauteils aus einer
warmfesten Ni-Gusslegierung.



- Grate an Kanten (Fehlinterpretationen, Verdecken echter Fehler)
- Aufrauung (Hintergrundfluoreszenz)
- Zuhämmern von Rissen und Poren (Fehlererkennbarkeit erschwert)
- Verstopfen von Rissen und Poren (Fehlererkennbarkeit erschwert)
- Beladungseffekt (Hintergrundfluoreszenz)

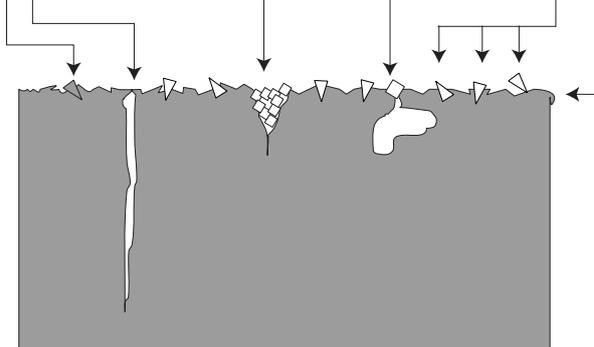


Bild 11.2-8

Bild 11.2-8: Gussteile werden üblicherweise nach Entfernen der Formschale **nachbehandelt**. Dies hat mehrere Gründe:

- **Verbessertes, gleichmäßiges Aussehen** wie das Entfernen von Verfärbungen ist üblich und akzeptiert. Hierfür wird üblicherweise ein

leichtes abrasives Strahlen und/oder eine **unkritische Ätzbehandlung** verwendet.

Als schlechtes Beispiel kann dieses im Feinguss hergestellte Verdichterrad dienen. Es zeigte bei der Anlieferung im Neuzustand

kreisförmige dunkle Flecken (Skizze oben rechts). Mikroschliffe einer metallografischen Untersuchung ließen interkristalline Korrosion erkennen (Bild oben rechts). Offenbar wurde der Angriff von einer **Reaktion mit der Formmasse** ausgelöst. An diesen Stellen könnte sich eine **nachträgliche Ätzbehandlung korrosiv** ausgewirkt haben. Es kann vermutet werden, dass sich die Flecken erst später (Transport?) erkennbar zeigten, z.B. durch Rostbildung mit der Luftfeuchtigkeit und/oder verbliebenes Ätzmittel in den Fehlstellen.

- **Kaschieren von Ungängen wie örtliche Rauigkeit oder Reparaturschweißungen.** Dies ist in einem mit dem Kunden festgeschriebenen Rahmen nach Absprache mit dem Auftraggeber durchaus üblich und zulässig (Bild 11.3-4). Eine geeignete Ätzbehandlung ist in solchen Fällen vor einer Eindringprüfung dringend zu empfehlen

- **Verdecken von Fehlstellen wie Porosität und kleinen Trennungen durch eine intensive abrasive Strahlbehandlung.** Eine solche Behandlung muss vom Auftraggeber explizit akzeptiert sein. Sie lässt bei der Eindringprüfung als zerstörungsfreies 'Standard'-Prüfverfahren bei Gussteilen eine **sichere Beurteilung der Qualität nicht mehr** zu. Selbst eine intensive Ätzbehandlung kann in solchen Fällen nicht immer ausreichen.

Die Skizze unten links zeigt den metallografischen Befund einer solchen Oberfläche. Zwar ist in diesem Fall die Pore noch sicher zu erkennen. Die **eingedrückten Porenränder** geben jedoch einen Eindruck, wie kleinere Fehlstellen durch den Strahlvorgang verschlossen werden. Das gilt insbesondere für **rissartige Fehlstellen und Mikroporosität, die so nicht mehr mit der erforderlichen Sicherheit zu erkennen** sind. Hier wirken mehrere Effekte zusammen:

- **Zudrücken** der Fehlstellenränder.
- **Hintergrundfluoreszenz** durch Eindringstoff der sich zwischen den steckengebliebenen

Strahlpartikeln (Beladungseffekt) hält und/oder an den teilweise umgebogenen **Rauigkeitsspitzen** hält (siehe Skizze rechts).

Bild 11.2-9.1 (Lit. 11.2-47): Der Schnitt durch ein Feinguss-Turbinenrad (Skizze oben links) aus einer hochwarmfesten Ni-Legierung vermittelt einen Eindruck zu Verteilung, Größe und Orientierung der Körner (Bild 11.2.1-9.2). Man erahnt die **Problematik, das Gefüge für die unterschiedlichen Anforderungen der Bauteilzonen zu optimieren.**

„B“ **Feinkorn** in den dünnwandigen Schaufelblättern ist zwar vorteilhaft für die **Schwingfestigkeit** im HCF-Bereich um die hochfrequenten **Schaufelschwingungen** aufzunehmen, nachteilig ist jedoch die relativ **schlechte Kriechfestigkeit** gerade in diesem thermisch hochbelasteten Bereich.

Ein Vorteil ist, dass dieser Bereich weitgehend **schrumpflunkerfrei** ist, da der dünne Querschnitt keine gefangene Restschmelze zulässt. Hier nicht gezeigt sind die, entsprechend der **Erstarrungsrichtung** ausgeprägten **Stängelkristalle** in axialer Richtung an der Schaufelhinterkante. Hier sind die für eine Kriechbelastung als Schwachstelle wirkenden **Korn Grenzen quer zur Fliehkraft** orientiert (Bild 11.2-17) und können zum Aufreißen neigen (Band 1 Bild 5.3.2-7 und Bild 5.4.2.1-7).

„C“ **Stängelkristalle und gröberes Korn:** Hier herrscht bereits eine merkliche **LCF-Belastung** durch die variierenden Fliehkräfte. Insbesondere beim Start- und Abstellen. Die mittlere Korngröße ist jedoch zur Aufnahme dieser Belastung geeignet.

„A“ **ausgeprägtes Grobkorn** im Zentimeter-Bereich. Entsprechend **ungünstig** ist die **dynamische Festigkeit** für die hier vorherrschende hohe LCF-Beanspruchung aus Fliehkräften und Wärmedehnungen/Thermospannungen.

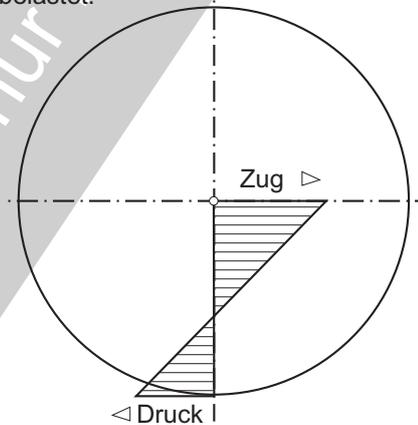
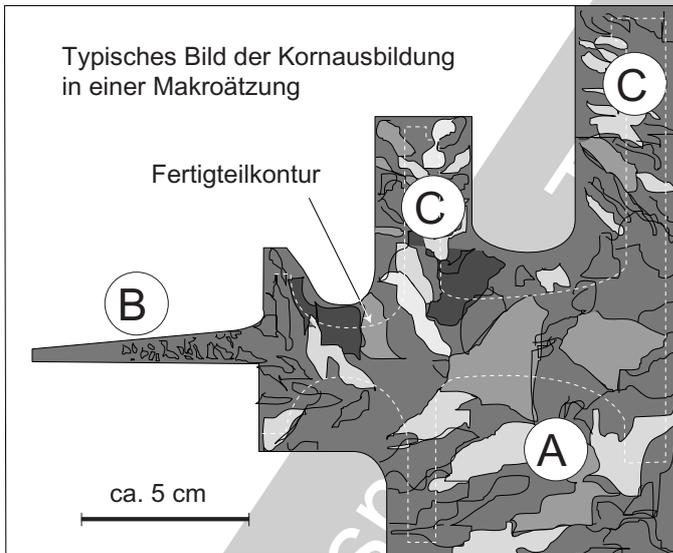
Fortsetzung auf Seite 11.2.1-14

Kornausbildung in einem Feingussbauteil aus einer Ni-Basis Gusslegierung mit extremen Querschnittsunterschieden.

Typische Gefügemerkmale eines mit der Beschäufelung Feinguss-Turbinenrads aus der hochwarmfesten Ni-Basislegierung Nimocast 713 V.

Gusseigenstörungen in der Nabe eines gegossenen Turbinenrads.

Die in der Startphase besonders hoch belastete Nabe durch Addition von Fliehkraft und Wärmespannungen wird zusätzlich von den Zug-Gussstressen belastet.



Probleme als Folge der Kornausbildung:

- A Grobkorn und Schrumpfporosität** im dicken Querschnitt des Nabeninneren. Schlechte Schwingfestigkeit im hoch LCF-beanspruchten Bereich
- B Feinkorn** im dünnen Schaufelquerschnitt. Schlechte Kriechfestigkeit im thermisch hochbelasteten Bereich.
- C Stängelkristalle** entsprechend der Erstarrungsrichtung. Empfindliche Korngrenzenorientierung für Heißrisse (betriebsbedingte Überhitzung) und Thermoermüdungsrisse

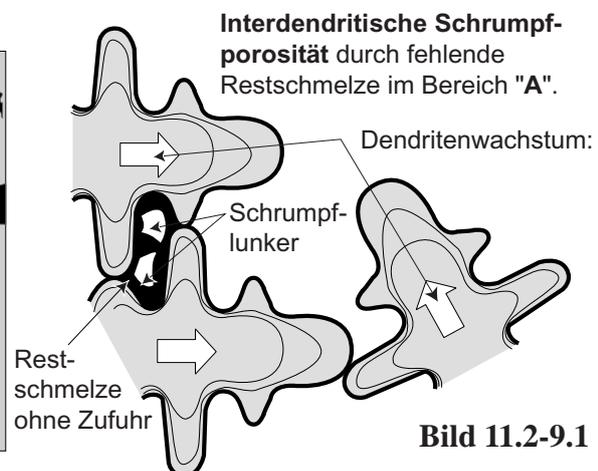
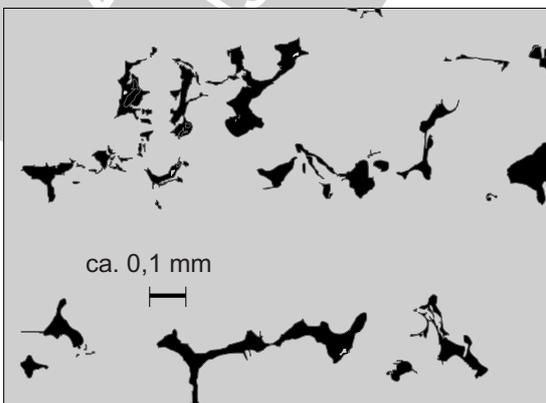


Bild 11.2-9.1

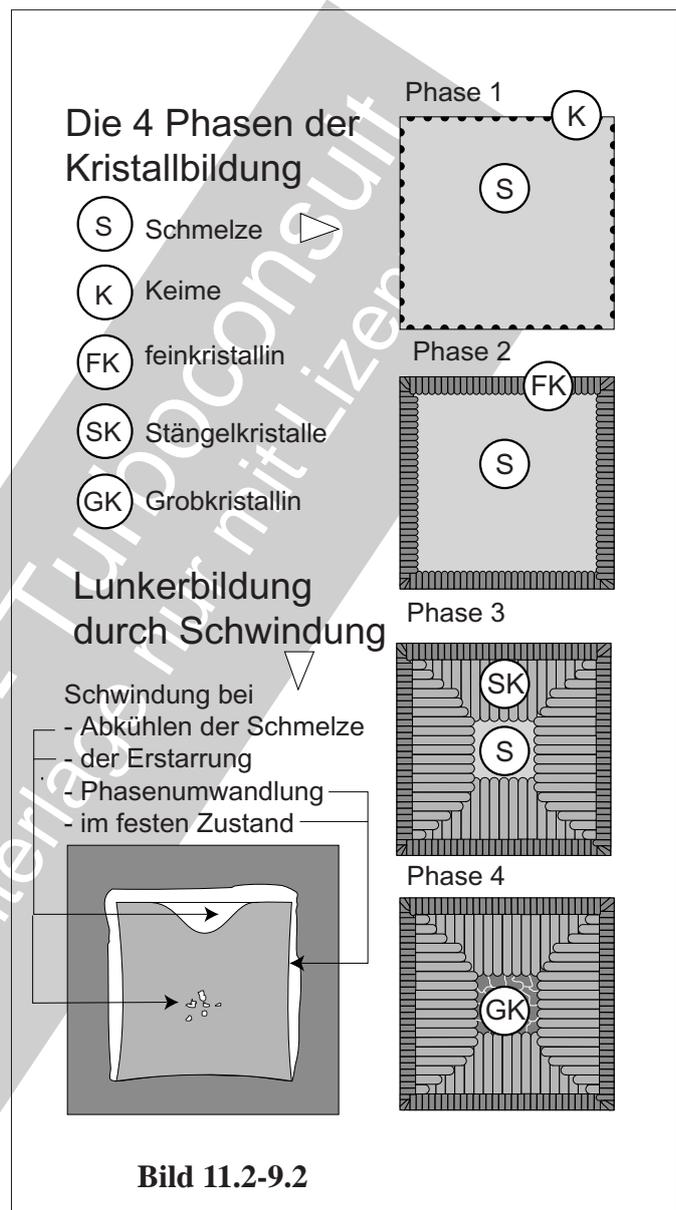
Fortsetzung von Seite 11.2.1-12

Wegen des **dicken Nabenquerschnitts** ist mit **unvermeidlicher, hoher Schrumpfporen** zu rechnen (Skizze unten links). Sie entsteht bei **fehlender Restschmelze** in bereits geschlossenen erstarrten Bereichen. Typisch sind **interdendritische Zwischenräume** (Skizze unten rechts). Diese **Lunker-Poren** lässt sich heute bei solchen hochbelasteten, sicherheitsrelevanten Bauteilen in einem **HIP-Prozess** (Bild 11.3-8) im unbearbeiteten Zustand ausreichend sicher entfernen. Erschwerend können sich hohe **Zug-Eigenstressungen** aus dem Abkühlungsprozess bei Gießen auswirken (Skizze oben rechts). Ein **Spannungsarmglühen** ist wegen der hohen Warmfestigkeit nur begrenzt möglich und erfolgt über längere Zeit durch Relaxation (Bild 18.4-14).

Bild 11.2-9.2 (Lit. 11.2-47): Die Phasen der Kristall- (Korn-) bildung:

Die Erstarrung beginnt mit der **Keimbildung** an der vergleichsweise kühlen Gehäusewand (**Phase 1**). Von dort wächst wegen dem schnellen Temperaturabfall der Schmelze eine **dünne globulare Feinkornzone** in den Querschnitt (**Phase 2**). Anschließend bilden sich längliche Kristalle in Richtung des Fortschritts der Erstarrung bzw. des Temperaturgradienten (**Phase 3**). Solche **Stängelkristalle** findet man z.B. an den Hinterkanten der dünnen Blätter von Turbinenschaufeln (Bild 11.2.1-9.1). In **Phase 4** erstarrt die Restschmelze wegen des niedrigen Temperaturgradienten und der langsamen Abkühlung als globulares Grobkorn.

Bei einem großen Teil der Gussfehler handelt es sich um **Schrumpflunker**, die auf eine **Volumenverringern** zurückzuführen sind (Skizze unten links). Zunächst verringert sich das **Volumen der Schmelze** beim Abkühlen. Dann kommt es zu einem negativen Volumensprung bei der **Erstarrung**. Darauf können während des Abkühlvorgangs werkstoffspezifisch **Phasenänderungen** mit Schrumpfung eintreten. Die Erstarrung schließt mit der **Restschmelze** ab. Wird diese nicht gespeist, ist mit größeren **Ansammlungen von Schrumpflunkern** zu rechnen.



Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Gussteile

Bild 11.2-10 : *Druckguss* wird heute zur Herstellung präziser, fester, dünnwandiger Teile aus Al- und Mg-Legierungen verwendet. Mit hochreinen Magnesiumlegierungen ist es gelungen die Korrosionsresistenz (Spritzwasser) akzeptabel zu steigern, sodass auch heikle Bauteile wie z.B. die Heckklappe eines Pkw (Band 1 Bild 3-7) oder Gehäuse von Ferngläsern (Handschweiß!) realisierbar wurden. Anders als Al-Legierungen zeigen Mg-Legierungen eine ausgeprägte **Mittelspannungsempfindlichkeit**. Dagegen ist erstaunlicherweise die **Kerbempfindlichkeit** von Mg-Legierungen niedriger.

Gezeigt ist ein dünnwandiges, dynamisch hochbelastetes Druckgussteil. Dieses wies bei der Eindringprüfung Anzeigen für Fehlstellen auf.

Der Grad der Porosität beeinflusst offenbar die Dehngrenze bei Mg-Legierungen im Gegensatz zur Zugfestigkeit kaum. Eine zerstörende (metallografische) Untersuchung ließ für Druckguss Fehlstellen erkennen.

Für Fehlstellen in Druckgussteilen aus Al- und Mg-Legierungen gilt (Lit. 11.2-48, Lit. 11.2-49 und Lit. 11.2-50):

Lunker sind die typischen Fehlstellen von Druckgussteilen und lassen sich nicht gänzlich vermeiden. Sie entstehen bei der Erstarrung durch fehlende Nachspeisung eingeschlossener Gefügehohlräume (Bild 11.2-10).

Man unterscheidet **Mikro-** und **Makrolunker**. Mikrolunker (**Schwindungsporosität**) treten bevorzugt in dickeren Querschnitten auf. Innen liegende Mikrolunker sind im Gegensatz zu oberflächenoffenen (Bild oben rechts) mit der zur Verfügung stehenden serieneegneten ZfP nicht nachweisbar.

Poren können auf unterschiedliche Gase bzw Ursachen zurückgeführt werden:

- **Luftporen/-einschlüsse** durch angesaugte/ eingedrungene Luft in den Phasen des Druckgießprozesses.
- Gase aus der **Zersetzung von Hilfsstoffen**.

Gussfehler an einem Druckguss-Verdichterleitapparat aus einer Aluminiumlegierung.

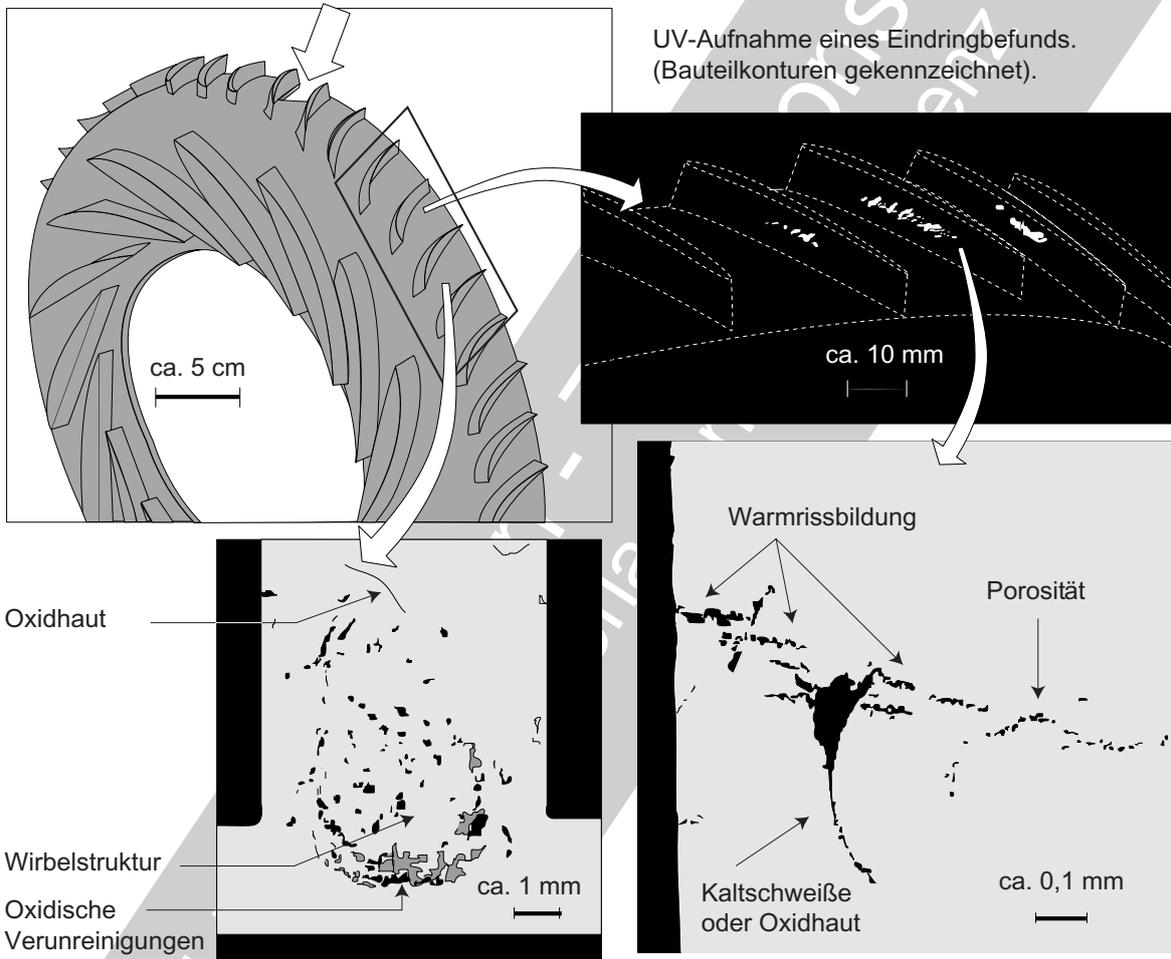


Bild 11.2-10

Seigerungen. Man beachte im Detail unten links die Anordnung in Form einer **‘Wirbelbildung’** (Detail unten links).

Auch mit Anreicherungen nichtmetallischer Einschlüsse, (Oxide) ist zu rechnen (Detail unten links). Oxidische Verunreinigungen beeinflussen **Fließ- und Fülleigenschaften der Schmelze** bereits ab einem Anteil von 10 ppm (!).

Kaltlauf/Kaltschweißen sind Trennungen an dünnwandigen Bereichen. Sich treffende Schmelzfronten sind so weit abgekühlt, dass keine Verbindung entsteht. Äußerlich gut erkennbar, kommt es im Extremfall zu Löchern

(Fenstern) in den Bauteilen, nicht ausgelaufenen Bereichen, abgerundeten Kanten und Überlappungen. Kaltschweißen bilden anliegende Trennungen. Sie begünstigen durch ihre Kerbschärfe Warmrisse (Detail unten rechts).

Oxidhäute (Detail unten rechts) bilden sich, wenn Luft in Kontakt mit dem Gießstrahl kommt. Solche Oxidhäute werden im Bauteilquerschnitt verwirbelt und verteilt. Sie bilden glatte verfärbte Trennungen..

Die "Gusshaut" kann für die Fertigung und das Betriebsverhalten eines Gussteils von großer, auch nutzbarer Bedeutung sein.



Bild 11.2-11 (Lit. 11.2-34, Lit. 11.2-35, Lit. 11.2-40, Lit. 11.2-41 und Lit. 11.2-45): Art und Merkmale einer Gusshaut werden entscheidend vom Gießverfahren bestimmt. Die Dicke kann anhängig beim Gießverfahren und dessen Parametern zwischen wenigen $\mu\text{-m}$ und mehreren Millimetern betragen. Das Phänomen der **Gusshaut** wird in der Standardliteratur eher 'stiefmütterlich' behandelt. Meist wird lediglich auf die Problematik des **Werkzeugverschleißes** beim **Zerspanen** hingewiesen. Dazu wird eine ausreichende Spantiefe

empfohlen. So lässt sich eine spröde, mit abrasiven (Formschale, Oxidation) Partikeln verunreinigte Schicht ohne direkten Werkzeugkontakt 'ausbrechen'.

Was den **Konstrukteur** besonders interessieren sollte, sind die vielfältigen **positiven und negativen Einflüsse auf das Betriebsverhalten**. Charakteristische, verfahrensspezifische **Merkmale einer Gusshaut** sind:

- **Dicke** entsprechend Reaktionen mit Prozessatmosphäre und Formmaterial.
- **Rauigkeit** (Sandguss rauh, Druckguss glatt)

- **Sprödigkeit** (Oxidation, Reaktionen mit der Form) mit Gefahr einer Rissbildung bei plastischer Verformung (Richten, Spannen, LCF).
- Verbliebene **Formpartikel** (z.B. bei Sandguss).
- Abweichung der **Zusammensetzung** (Verarmung, Anreicherung von Legierungsbestandteilen).

Eine Gushaut ist gewöhnlich **für viele Eigenschaften eines Bauteils verantwortlich**. Dazu gehören:

- **Schwingfestigkeit** (Biegewechsel, Zug-schwell) der bei Biegung besonders hoch beanspruchten Oberfläche.
- **Korrosion und Ätzverhalten** beeinflusst sowohl das Betriebsverhalten als auch Fertigungsprozesse (Galvanische Beschichtung) und die Qualitätssicherung (Eindringprüfung).
- **Oxidation** kann bei einer Wärmebehandlung Oberflächenaussehen und Eigenschaften verändern (Zähigkeit /Versprödung) oder nachfolgende Fertigungsprozesse (z.B. Beschichtung) beeinträchtigen.
- **Verschleiß**. ist nicht nur wie bereits erwähnt bei der Zerspanung für die Werkzeugschneide ein Thema.
- Erosionswiderstand gegen Betriebseinflüsse wie Partikel- (Band 1 Bild 5.5.1.1-1) und Flüssigkeitserosion (z.B. in Wasserkraftmaschinen, Band 1 Bild 5.5.1.2-0).
- **Schweißverhalten**. Werden Verunreinigungen der Gushaut aufgeschmolzen, können diese die Qualität negativ beeinflussen.
- **Beschichtungsverhalten**, z.B. bei Diffusion oder galvanischen Schichten (Haftfestigkeit, Fehlstellen).
- **Qualitätssicherung**: Eindringprüfung (Bild 11.2-8).
- **Ablösen abrasiver Partikel** wie Oxide, angelagerter Formsand und Strahlgut einer Nachbehandlung. Dazu gehören besonders **Komponenten eines Ölsystems** wie Gehäuse von Getrieben und Pumpen. So besteht die Gefahr einer **Schädigung von Bauteilen** wie Zahnräder, Nockenwellen und Lager (Gleitla-

ger von Kurbelwellen) oder Wälzlager (Band 2 Bild 6.3.1.1-9) im Betrieb. In diese **schwemmen die Flüssigkeiten, z.B. zur Schmierung und/oder Kühlung die Partikel ein**.

Bild 11.2-12 (Lit. 11.2-44, Lit. 11.2-45, Lit. 11.2-46, Lit. 11.2-51, und Lit. 11.2-52): Der Begriff **Dross** stammt aus dem Englischen. Es handelt sich um **einen der häufigsten Fehler** in Gussteilen. Manchmal wird in der Literatur Dross niedrig schmelzender Legierungen wie Leichtmetalle von Schlacke (engl. slag) bei höher schmelzenden Nichteisenmetallen wie Nickellegierungen unterschieden. Dross tritt bei **allen Legierungen** wie Leichtmetallen, Eisen- und Nickelwerkstoffen auf. Er besteht legierungsspezifisch aus **Oxiden, Sulfiden, Nitriden, Karbiden und Silikaten**. **Nicht die Menge sondern allein das Vorhandensein ist entscheidend für einen Schwingfestigkeitsabfall**.

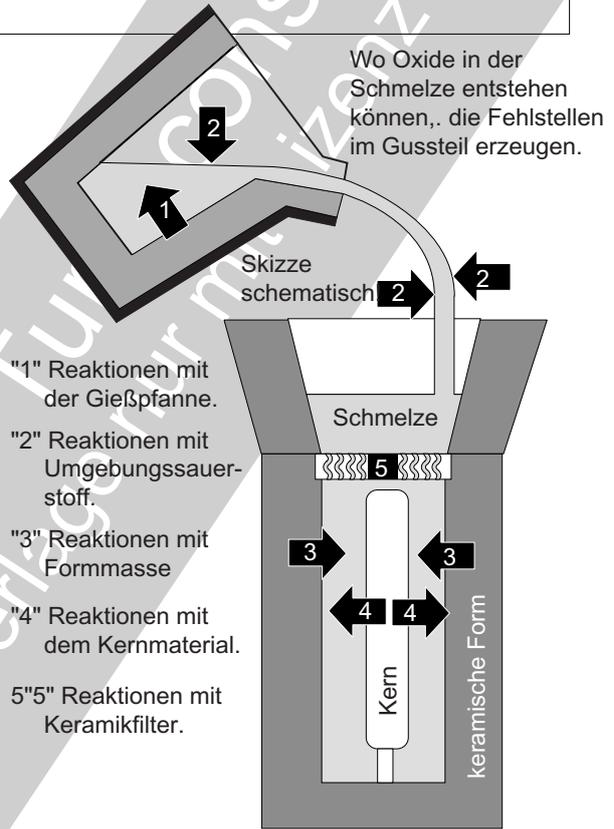
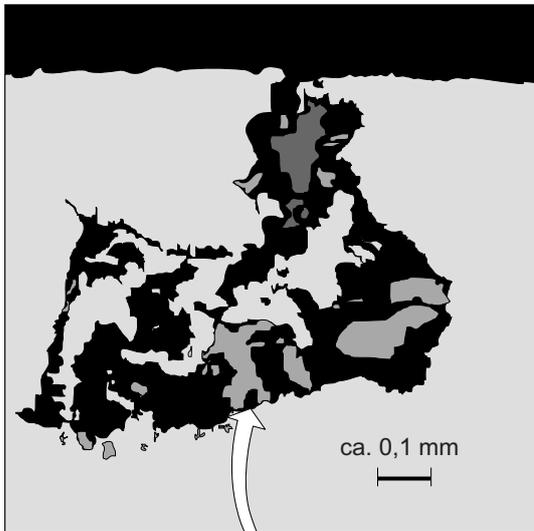
Erscheinungsform: Dross tritt vorzugsweise **an der Oberfläche** (Skizze oben und unten links), insbesondere **unter der Gushaut** auf (Skizze unten rechts). Das kennt man auch als **Schlackehäutchen**.

Dross kann aus vielen **‘Quellen’** stammen (Skizze oben rechts). Er entsteht aus Reaktionen der Schmelze mit **Luft**, der **Gusspfanne** (engl. crucible), dem **Form- und Kernmaterial** sowie gegebenenfalls mit ungeeignetem **keramischem Filtermaterial**.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Gussteile

"Dross" ein engl. Fachbegriff kennzeichnet die häufigste Fehlerursache hochwertiger Gussteile, ist aber bei uns kaum geläufig.

Oberflächennaher oxidischer Einschluss in einem Gussteil aus der Ni-Basis-Legierung In 718.



Flacher Oxideinschluss dicht unter der Oberfläche. Ablösung eines Reaktionsprodukts mit der Formwand ?

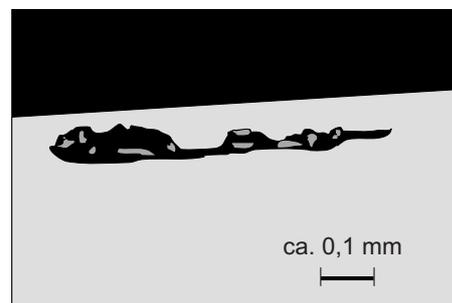


Bild 11.2-12

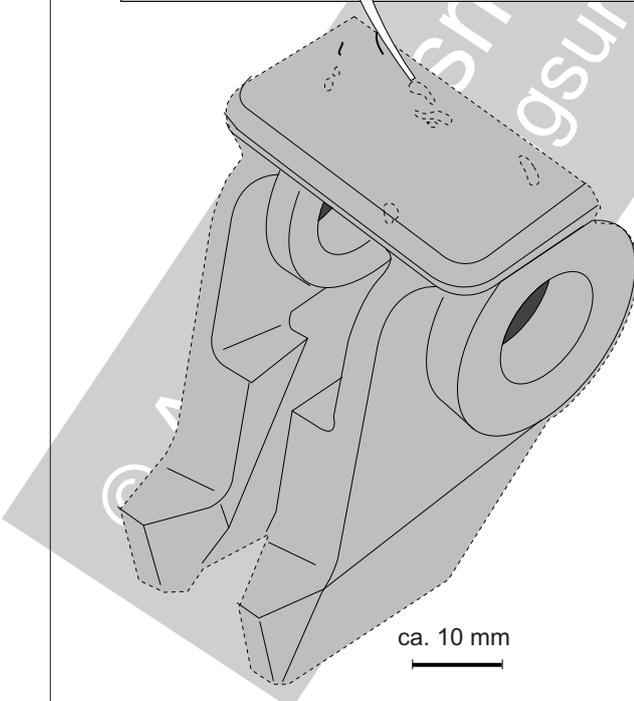


Bild 11.2-13: Gussteile, insbesondere gekühlte Turbinenschaufeln sind von einer Vielzahl potenzieller Fehler bedroht. Im Folgenden soll zu Fehlertypen, deren Ursachen und Auswirkung Stellung genommen werden.

Maßabweichungen: Bereits bei der Herstellung der Gussform können aus Fehlern im Wachsmo-
dell, Positionierungsfehlern des Keramik-
kerns („**Kernversatz**“) unzulässige Maßabweichungen herrühren. Die filigranen Kühlluftstrukturen heutiger Turbinenschaufeln mit dünnen Wandstärken sind äußerst empfindlich für Maßabweichungen. Auch während des Wachsau-
sschmelzens und dem Gießprozess kann sich ein **Kern verlagern, verziehen oder gar brechen**. Maßfehler dieser Art können im späteren Betrieb zu örtlichen Überlastungen durch Fliehkräfte (Rotorschaufeln) oder Gas-
kräfte (Leitschaufeln) führen. Wanddicken-
unterschiede im Blatt und Verengungen in den Kühlluftkanälen beeinflussen Betriebstemperaturen und Wärmespannungen. **Verzug von Schaufelblättern und Deckbändern** von Neuteilen (Prototypen) lässt sich in einem nachzuweisenden Rahmen (keine unzulässige Schädigung) durch **Richten** korrigieren (Bild 11.3-5). Dabei ist mit induzierten Eigenspannungen zu rechnen, die später im Betrieb nicht zu unzulässigem Verzug durch Relaxieren (Bild 12.2.2.4-15.1) führen dürfen.

Hohe **Wärmespannungen** beim Abkühlen im Bauteil und zwischen Bauteil und Gussform können Bauteilzonen wie das Deckband **plastisch verformen**.

Weitere bleibende Verformungen sind durch zu große **Entformungskräfte**, starkes **Strahlen** dünner Querschnitte und zu große **Spannkräfte** möglich.

Eine besondere Maßabweichung sind **Gussstege, die sich an gebrochenen** Kernen bilden wenn Schmelze in den Riss des Kerns eindringt. Solche Verengungen in Kühlluftkanälen können später im Betrieb den Kühlluftstrom stören und so die Ursache für Überhitzungen sein.

Rissbildung: Wärmespannungen sind die wichtigste Ursache für Rissbildung in Gussteilen. Wird das Gussteil beim Erstarren örtlich überlastet, können spontan **Warm- bzw. Heißrisse** (Bild 11.1-8) auftreten. **Kriechrisse** entstehen während der weiteren Abkühlung des bereits erstarrten Gussteils.

Das Abkühlen des erstarrten Gussrohlings verursacht insbesondere an Querschnittsprüngen hohe **Wärmespannungen**. Eine Ursache sind Temperaturgradienten im Gussteil, eine weitere Wärmedehnungsunterschiede zwischen der steifen keramischen Gusschale und dem metallischen Gussteil.

Bevorzugte Orte der Rissbildung sind schroffe **Querschnittsübergänge**. Bevorzugte Risszonen sind **Querstege** in Kühlluftkanälen (**Dimples**) oder der Übergang einer dünnen Blattwand in ein relativ dickes Deckband. Innere Risse und Lunker lassen sich wandstärkenabhängig mit Röntgen nachweisen. Für nach außen offene Risse und Lunker bietet sich die Eindringprüfung an. Das übliche intensive **abrasive Strahlen** der Gussteile nach dem Entformen kann die Risserkennbarkeit deutlich verschlechtern. Mit einem anschließenden Temperaturzyklus lassen sich Risse und Lunker wieder öffnen.

Rissbildung, besonders im Inneren von Schaufeln, ist durch einen **Ätzangriff an den Korngrenzen** bei einem ungünstigen „**Auslaugen**“ der Kerne oder einem zu aggressiven **Ätzen vor einer Eindringprüfung** möglich.

Auch **Schwingerermüdung** bei der **Entfernung der Gusschale** mit vibrierenden Geräten oder beim **Abtrennen der Steiger und Angüsse** kann Rissbildung auslösen (Band 4, Bild 18.5-7.2).

Kaltschweiße: Diese entstehen, wenn Schmelzfronten aufeinander treffen und sich nicht mehr verbinden. Derartige Trennungen sind in der Auswirkung auf das Betriebsverhalten des Bauteils mit einem Riss vergleichbar. Wahrscheinliche Ursache ist eine zu niedrige Temperatur beim Gießvorgang (Bild 11.2-2.1). Solche Fehl-

Fortsetzung auf Seite 11.2-18

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Gussteile

Typische Fehler und Probleme des Gießprozesses und der Nachbehandlung von Feingussteilen am Beispiel einer Turbinenschaufel.

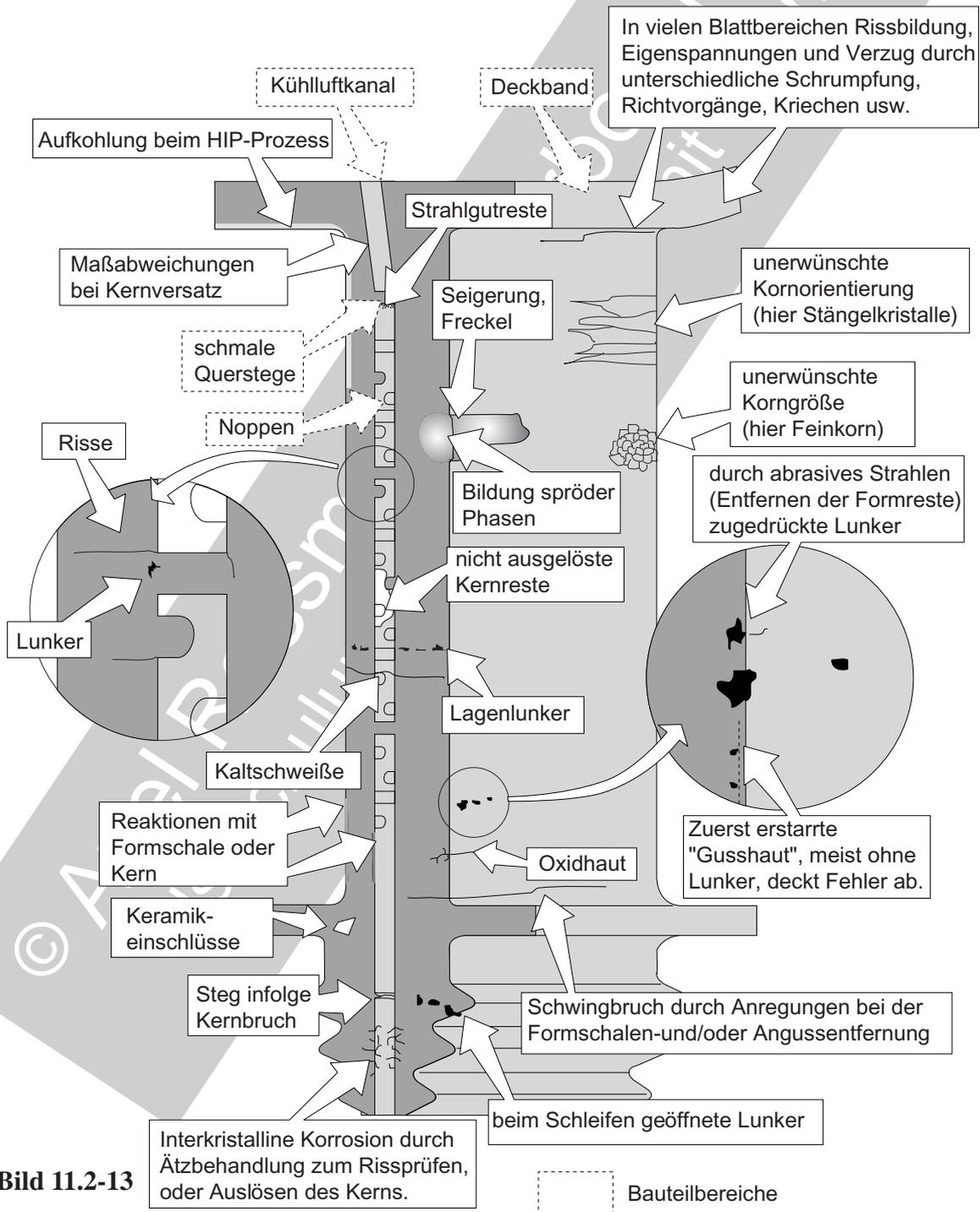


Bild 11.2-13

Fortsetzung von Seite 11.2-16

stellen sind, abhängig von der Position im Bauteil und der Lage zur Röntgenquelle, schwer zu finden. Wird die Fehlstelle von einer Gushaut abgedeckt oder es besteht ein abdichtender Kontakt, kann auch die Eindringprüfung versagen.

Lunker (Bild 11.1-7): Diese Fehlerart bildet sich beim Erstarren als Folge fehlender Restschmelze. Lunker sind typischerweise kantig, verzweigt und sind oft untereinander verbunden. Sie können sog. Lunkerfelder bilden, die Querschnitte stark schwächen. Dies gilt insbesondere für sog. „**Lagenlunker**“ (Lit 11.2-1), oft auch missverständlich als Lagenporosität bezeichnet. Lunker bilden sich bevorzugt in Materialanhäufungen und sind zur Oberfläche hin von einer dünnen „Haut“ verschlossen. Ein Abtrag (chemisch, abrasiv, spanend) der Oberfläche kann Lunker erst für die Eindringprüfung sichtbar machen. Lunker lassen sich in geeigneten Geometrien gewöhnlich mit ausreichender Sicherheit durch Röntgen, (gegebenenfalls Microfocus Röntgen) nachweisen (Lit 11.2-1).

Lunker beeinflussen die statische und dynamische Festigkeit deutlich. Es hat sich jedoch gezeigt, dass ein Lunkerfeld nicht die schädigende Wirkung eines vergleichbar großen Risses haben muss (Bild 11.3-6 und Bild 11.3-7).

Reaktionen an der Gussteiloberfläche:

Gießvorgang: An Stellen wo es zwischen der aggressiven Schmelze und dem Form- bzw. Kernmaterial zu Reaktionen kommt, kann die Gussoberfläche geschädigt werden. Eine Aufnahme von Bestandteilen des Kerns im Gusswerkstoff kann beim späteren Auslaugen Korngrenzenschädigung begünstigen. Im Betrieb können solche Verunreinigungen zu Korngrenzenrissen oder verminderter Oxidationsbeständigkeit führen. Auch eine spätere Diffusionsbeschichtung kann durch die Beeinflussung der Oberfläche erschwert werden.

Beim Nachverdichten: Häufig werden Gussteile unter hohen Temperaturen mit HIP nachverdichtet (gilt besonders für Einkristallwerkstoffe, siehe Bild 11.2-18). Ist die Argonatmosphäre im Autoklaven mit abgedampftem Kohlenstoff aus der Heizung verunreinigt, besteht die Gefahr einer Aufkohlung der Bauteiloberfläche (Lit 11.2-5). Eine Folge ist eine verschlechterte Oxidationsbeständigkeit.

Ungünstige Kornorientierung und Korngrenzenverlauf: Korngrenzen sind bei quer gerichteter Kriechbeanspruchung die lebensdauerbestimmende Schwachstelle. Zusätzlich gibt die Gitterorientierung des Korns wichtige Eigenschaften wie den Elastizitätsmodul vor. Ein hoher Elastizitätsmodul in einer bestimmten Kristallrichtung hat entsprechend hohe Wärmespannungen zur Folge. Damit verschlechtert sich richtungsabhängig das Thermomüdigungsverhalten (Band 1, Bild 5.4.2.1-8). Bildet sich bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen (Temperaturgradient in Richtung und Höhe, Erstarrungsgeschwindigkeit) ein ungünstiges Korn aus, kann das Betriebsverhalten des Bauteils unzulässig beeinflusst sein. Typisch sind Stängelkristalle die von der Eintrittskante in das Schaufelblatt im Bereich des Übergangs zum Deckband verlaufen.

Seigerungen: Die Anreicherung oder Verarmung von Legierungsbestandteilen ist für die deutlich langsamere erstarrenden Einkristallwerkstoffe (Bild 11.2-19) ein größeres Problem als für konventionelle (equiaxed) Gusswerkstoffe. Trotzdem können in größeren konventionell gegossenen Teilen mit **Materialansammlungen** wie integrale Turbinenräder und Turbinenleitapparate Seigerungen beobachtet werden. Diese können in einer **Hochtemperatur-Wärmebehandlung**, z.B. im Rahmen einer Hochtemperaturlötung oder Lösungsglühung **örtliche Anschmelzungen** auslösen. Langzeittemperatureinwirkung im Betrieb kann

in Abhängigkeit von der örtlichen Legierungszusammensetzung die Entstehung **spröder Phasen** (z.B. **Sigma-Phase**) begünstigen.

Verstopfung von Kühlluftkanälen mit Fremdmaterial: Nichtmetallische, **keramische Fremdkörper** wie **Kernrückstände** und **Strahlgutreste** sind mit Röntgen schlecht erkennbar. Grund ist die relativ zu Ni-Legierungen gute Durchlässigkeit für Röntgenstrahlen. Erfolgreicher kann eine Durchflussmessung bei ausreichend starker Verengung des Querschnitts sein. **Reaktive Strahlgutrückstände** (z.B. **SiC**) können bei hohen Betriebstemperaturen spä-

ter durch Diffusion, Anschmelzungen und verstärkte Oxidation schädigend wirken.

Oxidhäute und Keramikeinschlüsse: Wirken wie Risse. Oxidhäute sind im Gegensatz zu Keramikeinschlüssen schwer mit Röntgen auffindbar (siehe Bild 11.2-4 und Band 4, Bild 17.3.1-4)

Beispiel 11.2-1 (Lit 11.2-3):

Zitat: „... (the OEM) is conducting eddy current tests on all fourth -stage turbine blades on the ... (small fan engine) following three blade failures traced to metal flaws.

The first blade failure in the...engine occurred in February while the engine was undergoing ground testing in a test cell. At that time,... (the OEM) determined that the **fourth-stage blade failure** could have been traced to some blades that had been damaged during handling, and the failed blade had not been replaced. The containment ring on the turbine failed to hold the blades within the engine, and the failed blade was not found.

(The OEM) discovered that the weld on one joint of the engine nozzle was ineffective and quickly incorporated design fixes to that area after inspecting the containment rings of other...engines.

Earlier in May, a fourth-stage blade on a (similar) engine installed in ... (a business jet) had failed. The single blade left the wheel while being contained within the engine. This incident was followed mid-May by an engine failure during takeoff... The containment ring in this latest engine failure was also able to limit the damage within the engine.

(The OEM) officials found that **all three failed engines had less than 100 hrs** of total time.

One engine had accumulated only 7 hrs. and another 20 hrs of operation. The third engine had 62 hrs of operation...

The failures have been traced to what... (the OEM) officials believe is a material flaw in the original casing of the turbine blades.

‘What we pretty well have determined is that as the molten metal comes into the blade casting from both ends, if you get a cooling, there is the possibility that the metal will not solidify together and you get a cold shut, or a casting defect.’“

Kommentar: Dieses Beispiel ist in mehrfacher Beziehung typisch für einen **Werkstofffehler und seine Auswirkungen**.

- Der **Herstellungsprozess** war für den betroffenen Bauteiltyp offenbar **nicht ausreichend erprobt**.

- Ein festgeschriebener Prozess lässt bei Fehlern auf **Parallelfälle** schließen.

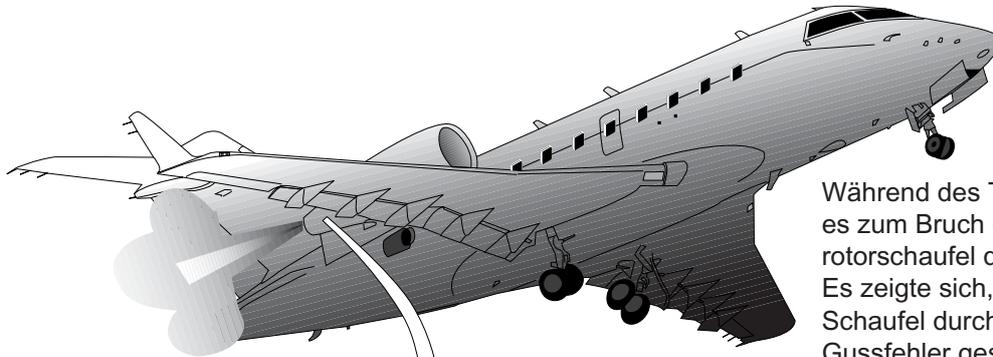
- Wenn ein Fehler in das Triebwerk gelangte, ist auch mit weiteren solchen **Fällen in anderen Triebwerken** zu rechnen.

- Die **Serienprüfverfahren** waren für das Auffinden der Fehler **nicht ausreichend sicher**.

- Die **Betriebszeiten** bis zum Versagen des Bauteils können deutlich **streuen**.

- Folgeschäden sind umfangreich und sicherheitsrelevant.

Werkstofffehler sind häufig kostenintensiv und sicherheitsrelevant.



Während des Take Off kam es zum Bruch einer Turbinenrotorschaukel der 4. Stufe. Es zeigte sich, dass die Schaukel durch einen Gussfehler geschwächt war.

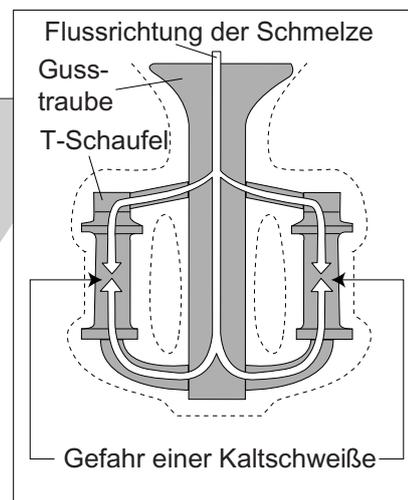
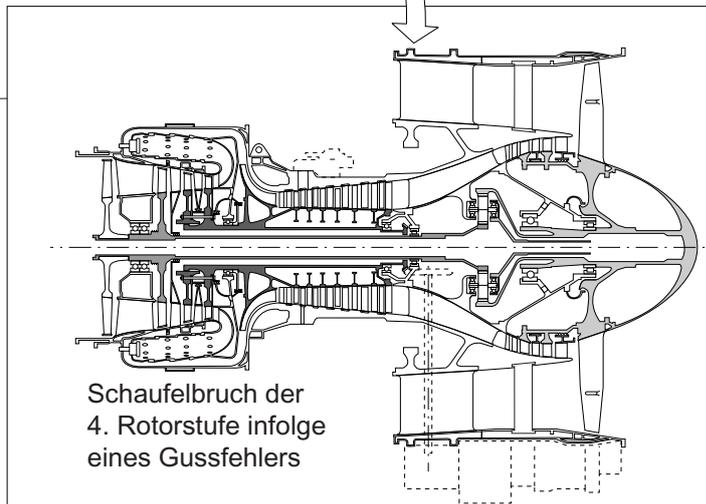


Bild 11.2-14

Bild 11.2-14 (Beispiel 11.2-1, Lit 11.2-3): Auch dieser Fall (siehe Bild 11.2-1 und 11.2-13) zeigt das große Schadenspotenzial von Werkstofffehlern. Es handelte sich offenbar um eine „Kaltschweiße“, die zum Bruch von Turbinenrotorschaukeln der letzten Stufe führten. Unter einer Kaltschweiße versteht man eine flächige Trennung, verursacht durch das Aufeinandertreffen zweier zu kalter Schmelzströme (Skizze unten rechts). Die Auftreffflächen können sich nicht mehr verbinden. Solche Trennungen treten bevorzugt in Schaufelblättern mit dünnwandigem Profil bzw. hohlen Schaufelblättern auf. Ein relativ kleiner, nicht ausreichend heißer Massenstrom in diesen dünnen Querschnitten, wird von einer zu kalten Form zu schnell abgekühlt.

Das gute Thermoermüdungsverhalten gerichtet erstarrter Gusswerkstoffe liegt nicht nur am Korngrenzenverlauf sondern auch an der Orientierung des Kristallgitters (Kornorientierung).

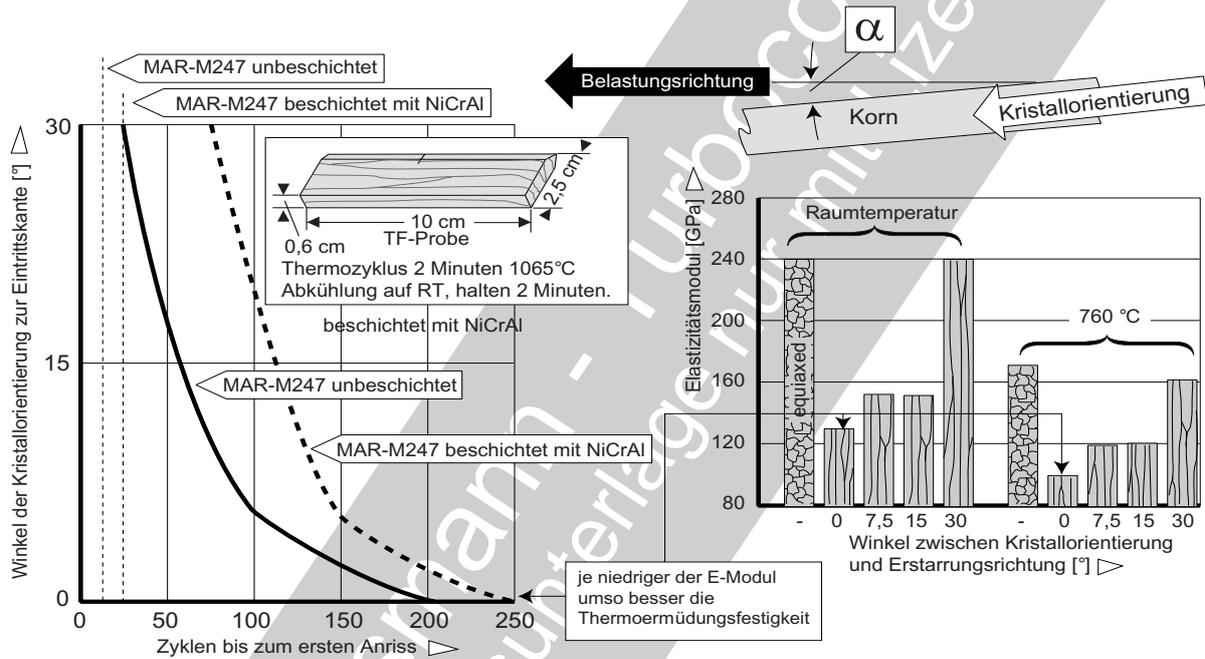


Bild 11.2-15

Bild 11.2-15 (Lit 11.2-5): Gerichtet erstarrte (engl. *directionally solidified*) Ni-Legierungen weisen ein anisotropes Festigkeitsverhalten auf. Dies gilt insbesondere für den Elastizitätsmodul (Band 1, Bild 5.4.3.2-1). Die Erstarrungsrichtung folgt bei Turbinenschaufeln üblicherweise der Auffädelaachse (engl. *blade stacking axis*) des Blattes. Bevorzugt ist dabei die $\langle 100 \rangle$ Kristallorientierung mit dem **niedrigsten E-Modul**. Das rechte Diagramm zeigt den Einfluss des Belastungswinkels „ α “ (Skizze oben rechts) bei Raumtemperatur und 760 °C. Man erkennt, dass der E-Modul des konventionellen Gusses (*equiaxed*) dem eines gerichtet erstarrten Werkstoffs bei „ α “, von 30° entspricht. Die Steifigkeiten fallen typischerweise für alle Kornorientierungen mit der Temperatur ab. Eine geringere Steifigkeit senkt bei behinderter Dehnung (dehnungsgesteuerter Vorgang) auftretende Spannungen. Im Bezug auf Wärme-

spannungen führt das zu einem besseren LCF-bzw. **Thermoermüdungsverhalten** (Bild 11.2-17). Diese Eigenschaft, gemeinsam mit den **längs zur Hauptbelastung verlaufenden Korngrenzen**, bedingt ein besseres Betriebsverhalten gegenüber konventionellem Guss. Welcher der beiden positiven Effekte bei gerichtet erstarrten Werkstoffen überwiegt, ist strittig. Das linke Diagramm lässt den Einfluss der Korngrenzenrichtung zur Hauptbelastung bei zyklischer Belastung im LCF-Bereich (Thermoermüdung) erkennen. Die Zahl der Thermozyklen bis zum ersten Anriss nimmt von einem sehr kleinen Winkel α im Bereich von $\alpha = 0^\circ$ bis $\alpha = 30^\circ$ exponentiell ab. Bei 30° entspricht der E-Modul des gerichtet erstarrten Werkstoffs dem konventionell Erstarrten. Unter dem Gesichtspunkt der LCF-Festigkeit ist dann eine gerichtete Erstarrung nicht mehr von Vorteil.

Die Untersuchung an Proben ergab offenbar, dass **LCF-Risse** nicht von den Korngrenzen ausgingen und diesen auch nicht folgten. Das legt den Schluss nahe, dass **Verbesserungen des LCF-Verhaltens auf den niedrigen E-Modul zurückzuführen** sind. An diesem Effekt ist also die günstige Kristallorientierung beteiligt. Daraus folgt:

Die Richtung der Kristallorientierung ist zu spezifizieren. Selbst **kleine Abweichungen können die zyklischen Betriebseigenschaften (insbesondere Thermoermüdung) entscheidend verschlechtern** und sind als Fehler anzusehen. Flach zur Beanspruchung verlaufende Korngrenzen scheinen dagegen weniger ins Gewicht zu fallen. Der örtliche Korngrenzenverlauf bei konventionellem Guss kann dagegen als Indiz für die LCF-Eigenschaft im jeweiligen Bereich dienen. Dies gilt z.B. für **Stängelkristalle** in kritischen Bauteilzonen (Band 1, Bild 5.4.2.1-8 und Bild 5.4.2.2-5).

Liegt in erster Linie eine **Kriechbelastung** (hoher Anteil statischer Belastung) vor, kann von einem **überwiegenden Einfluss der Korngrenzen** ausgegangen werden. In einem solchen **kraftgesteuerten Fall** (z.B. unter Fliehkraft) ist die Spannung von der gleich gerichteten Elastizität der Körner unabhängig. Der Korngrenzeneinfluss zeigt sich im typischen Versagen konventionell gegossener Werkstoffe mit Kriechporenbildung auf den Korngrenzen (Band 1, Bild 5.3.2-6 und Bild 5.3.2-7).

Bild 11.2-16 (Lit 11.2-5, Lit. 11.2-6, Lit. 11.2-7 und Lit. 11.2-10): **Einkristalline Bauteile** (= EK, engl. Single Crystal = SC) sind nicht mit den hochreinen im Aufbau fehlerfreien Kristallen der Halbleiter zu vergleichen. Sie zeigen durchaus typische Schwachstellen und Gefügemerkmale, die auch innerhalb des Korns vielkristalliner Werkstoffe auftreten. Ihnen fehlen lediglich die Korngrenzen. Deshalb wäre der Begriff „**Einkorn**“ zutreffender (Lit 11.2-6). Der Mechanismus und das Schadensbild vieler Gussfehler wie Maßabweichungen, Rissbildung entsprechen konventionellem Guss (Bild 11.2-1). Sie werden deshalb hier nicht behandelt. Auch Einkristalle können Gussfehler wie Lunkerbildung, nicht-metallische Einschlüsse, und unerwünschte Wachstumsrichtung aufweisen, die auch von gerichteten Werkstoffen (eng. directionally solidified, DS) bekannt sind (Lit 11.2-5). Im Folgenden werden die Fehler nach Lit. 11.2-10 in fünf Hauptgruppen eingeteilt:

- Abweichung der Kristallorientierung
- Kornstrukturfehler
- Lunker
- Einschlüsse
- Mikrostruktur

· **Abweichung der Kristallorientierung** („3“): In Bild 11.2-17 ist der Einfluss einer Abweichung der Belastungsrichtung (Winkel Θ) von der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit für DS-Bauteile dargestellt. Diese wird von der [001]-Achse, die der Dendritenachse entspricht, repräsentiert. Entsprechend verhalten sich auch Einkristalle.

Ändert sich der in Längsrichtung des Bauteils wirksame E-Modul, kann das die Biegeeigenfrequenz und das **Thermoermüdungsverhalten** des Bauteils unerwünscht beeinflussen.

Auch der zyklische **Rissfortschritt** ist von den Kristallebenen in Richtung und Geschwindigkeit beeinflusst (Lit. 11.2-11).

· **Kornstrukturfehler:** Fehler in Einkristallen lassen sich mit Hilfe des „**Kornstrukturätzens**“ zerstörungsfrei sichtbar machen.

- **Entstehung beim Gießvorgang:** Ist die **Kornselektion** zu Erstarrungsbeginn ungenügend, können sich, ähnlich der gerichteten Erstarrung, hier aber unerwünscht, Flachwinkelkorngrenzen bilden.

- **Korngrenzeneinfluss:** Bilden sich Korngrenzen bzw. Körner in hoch kriechbeanspruchten Bauteilzonen, wird die Lebensdauer verkürzt. Dieser Effekt ist bei Einkristallen besonders ausgeprägt, weil deren Legierungen keine Bestandteile aufweisen, die in konventionellen Gusslegierungen und DS-Legierungen die Korngrenzen gegen Kriechen stabilisieren. Auch die LCF-Festigkeit bzw. Thermoermüdung dürfte, abhängig von Kornorientierung zur Belastungsrichtung, durch schwache Korngrenzen und höheren E-Modul beeinträchtigt sein.

- **Striations:** Es handelt sich um parallel wachsende, jedoch um die Hauptwachstumsrichtung verdrehte Dendriten. Auf der geätzten Oberfläche sind eine Vielzahl parallele Linien, sog. Striations zu erkennen. Diesen Schwachstellen wird kein merklicher Einfluss auf das Betriebsverhalten des Bauteils zugeschrieben.

- **Freckles („2“):** Treten als kleine, beliebig orientierte, oft perlschnurartig angeordnete Fremdkörner auf. Sie sind auf **Mikroergrünungen** zwischen den Dendritenarmen der Einkristalle zurückzuführen. Es handelt sich um angereicherte bzw. verarmte Bereiche in der Umgebung von abgebrochenen Dendritenarmen, die als Kristallisationskeime vor der Erstarrungsfront wirkten. Im Unterschied zu Einkristallen sind Freckles aus **Makroergrünungen** in Gussbarren bzw. den daraus hergestellten Schmiedeteilen auf den Transport größerer Mengen angereicherter Schmelze über größere Distanzen zurückzuführen (Lit 11.2-9).

Die Bildung von Freckles wird bei EK-Legierungen besonders von dendritisch seigernden schweren Elementen (z.B. Wolfram und Rhenium) und einer langsamen Erstarrung begünstigt. Die im Freckle veränderte Legierung kann kein optimales Gefüge ausbilden (z.B. γ' -Phase). Dies und die Korngrenzen lassen **verschlechterte Festigkeitseigenschaften** erwarten.

- **Sliver (Splitter):** Sind kleine splitterartig schmale Fremdkörner an der Gussteiloberfläche. Es wird vermutet, dass sie die Folge eines „Keimens“ an der Formschale sind. Dieser Vorgang hängt von der Sauberkeit des Prozesses und der Schmelze ab. Sliver wachsen, verdreht um die Längsachse, in Haupterstarrungsrichtung.

- **Zebbras („5“ und „6“):** Sind kleine globulare oder plattenförmige Fremdkörner. Sie erscheinen an der Oberfläche als kleine Parallelstreifen oder als Punkte an überhängenden Bauteiloberflächen. Ihr Einfluss auf die Betriebseigenschaften dürfte vernachlässigbar sein, solange sich diese Schwachstellen auf die bevorzugten, relativ niedrig belasteten Zonen (Deckbänder) des Bauteils beschränken.

· **Rekristallisation:** Wird der Einkristall ausreichend plastisch verformt, bilden sich bei hohen Temperaturen neue Körner (Rekristallisation). Solche Temperaturen treten während der Abkühlung nach der Erstarrung oder bei der nachfolgenden Lösungsglühung auf. Ursachen für Rekristallisation auslösende plastische Verformungen sind:

- **Wärmespannungen:** Beim Abkühlen zieht sich das Gussteil mehr als die keramische Formschale, die einen niedrigeren Wärmeausdehnungskoeffizienten aufweist, zusammen. Dabei wird die Formschale auf Druck, das Bauteil auf Zug belastet („7“). So werden die Deckbänder gebogen und der Übergang zum

Fortsetzung auf Seite 11.2-25

Neben den üblichen Feingussfehlern gibt es für Einkristall-Gussteile (hier das Beispiel einer Turbinenschaufel) weitere typische Gussfehler und -probleme.

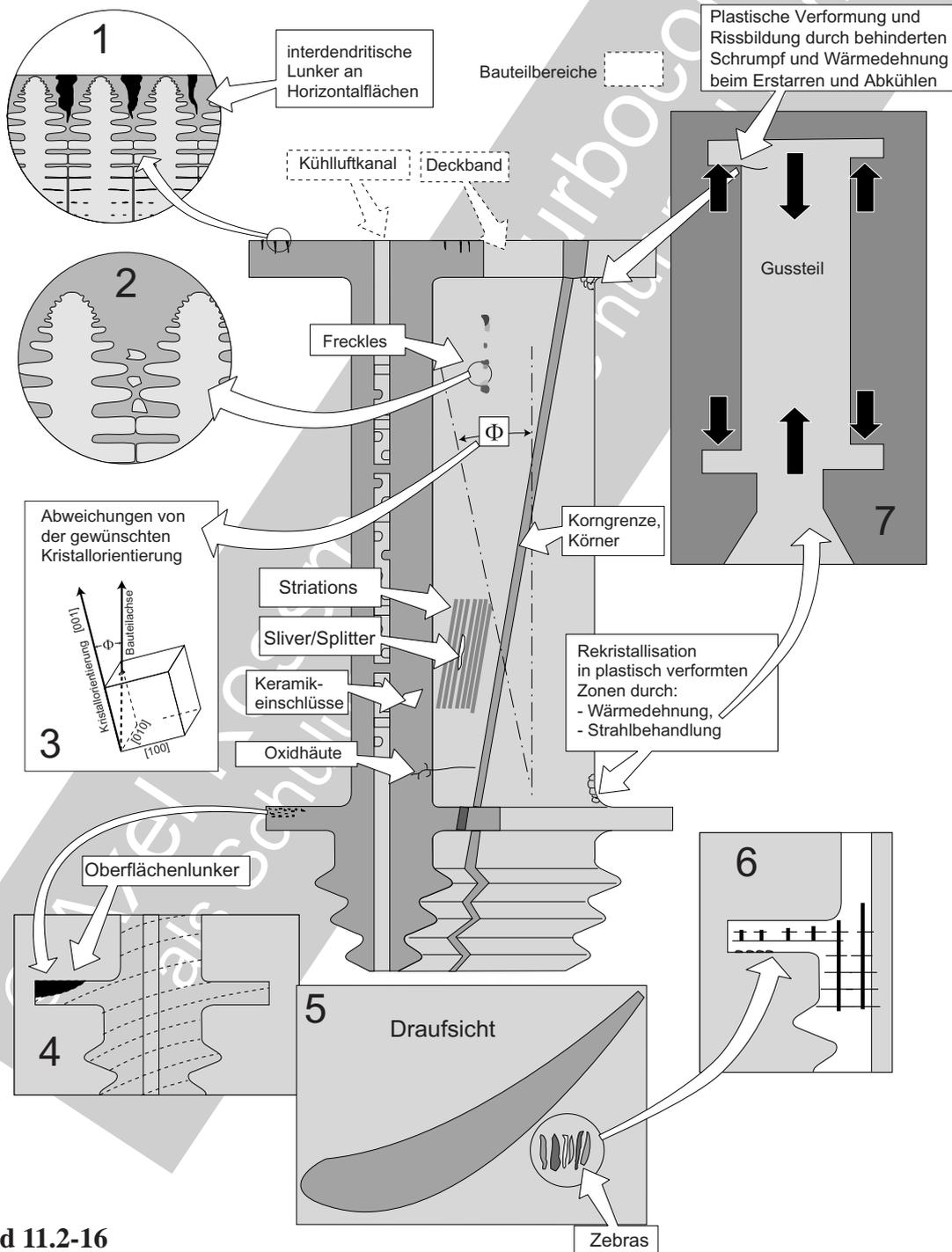


Bild 11.2-16

Fortsetzung von Seite 11.2-23

Blatt auf Grund der Kerbwirkung plastisch verformt.

Auch kleine Defekte in der Feinschicht der Gusschale können eine lokale Plastifizierung mit Rekristallisation auslösen.

- Entformen: Beschädigung beim Entfernen der Formschale mit ungeeignetem Werkzeug und/oder ungeeigneten Parametern.

- Handhabung (engl. handling): Unachtsames Spannen beim Abtrennen der gussbedingten Ansätze.

- Strahlbehandlung: Gussteile erfahren häufig nach dem Entformen eine abrasive Strahlbehandlung. Eine zu hohe Strahlintensität kann die Oberfläche des Bauteils für eine Rekristallisation ausreichend plastisch verformen. Beim nachfolgenden Lösungsglühen bildet sich eine dünne, flächige rekristallisierte Zone.

· Lunker („1“ und „4“): Es handelt sich in erster Linie um **Mikrolunker**. Wegen der fehlenden Korngrenzen ist eine Kriechschädigung bzw. die **Kriechlebensdauer von Lunkern, Karbiden und Eutektika in den interdendritischen Bereichen bestimmt**. Ein deutlicher Einfluss von Mikrolunkern auf die Lebensdauer wird auch bei DS-Legierungen beobachtet. Die Betriebslebensdauer des Bauteils **hängt gewöhnlich weniger von der verteilten Mikrolunkermenge als von der Wahrscheinlichkeit eines großen Lunkers ab**.

Die langsame Erstarrung des Einkristalls gegen die Schwerkraft ermöglicht der Restschmelze einen besseren Zugang zur Erstarrungsfront. Deshalb ist die Lunkerbildung in EK-Werkstoffen deutlich geringer als in konventionell gegossenen Bauteilen.

Die Neigung zur Mikrolunkerbildung ist legierungsspezifisch und hängt von den Erstarrungsbedingungen ab. Die relativ langsame gerichtete Erstarrung begünstigt eine besondere Form der Lunkerbildung. Man spricht von einer interdendritischen Porosität. Diese Fehl-

stellen konzentrieren sich auf **horizontal verlaufende oben liegende Gussflächen wie Deckbänder** (Detail „4“, Lit. 11.2-8). Begünstigt wird diese Lunkerbildung von einer schräg verlaufenden Erstarrungsfront, welche das Nachspeisen mit erforderlicher Restschmelze behindert („4“). Die Lage in einer gewöhnlich weniger hoch belasteten Bauteilzone kann solche Schwachstellen als akzeptabel bewerten lassen.

Die Mikrolunker bilden sich zwischen den Tannenbaumstrukturen (Dendriten, Detail „1“) wenn die Erstarrungsfront die Formschale erreicht und Restschmelze nicht mehr zufließen kann. Deshalb ist verständlich, dass die Häufigkeit der Mikrolunker in Zusammenhang mit dem Dendritenabstand, d.h. mit der Erstarrungsgeschwindigkeit steht. Je niedriger diese infolge einer kleinen Absenkrate und einem großen Ofengradient ist, umso weniger Mikrolunker sind zu erwarten.

- Einschlüsse: Zwei Arten sind bekannt. Beide wirken als Trennungen bzw. Risse und beeinträchtigen entsprechend die Betriebslebensdauer.

- Oxidhäute bilden sich auf der Schmelze (**Dross**) im Tiegel als Reaktionsprodukt mit Sauerstoffresten der Ofenatmosphäre. Die Oxidhäute werden von der Schmelze in die Form transportiert. Dort schwimmen sie auf und lagern sich bevorzugt unter horizontal verlaufenden inneren Oberflächen ab.

Der gekrümmte Verlauf und die geschlossene Ausbildung erschweren die üblichen seriengeeigneten ZfP-Methoden wie Röntgen und Eindringprüfung. Damit bleibt nur die Vermeidung mit einer sorgfältigen Prozessüberwachung und der Verwendung keramischer Filter am Einguss.

- Keramische Teilchen, die sich von Formschale, Kern oder einem Eingussfilter gelöst haben, können von der Schmelze einge-

schwemmt werden. Sie sind im Gegensatz zu Kernresten in Kühlluftkanälen als Querschnittsschwächung gut mittels Röntgen nachweisbar.

- **Mikrostruktur:** EK aus Nickellegierungen weisen ein relativ einfaches Gefüge auf. Das erleichtert eine Optimierung für die Betriebsanforderungen.

Dendritenausbildung (Detail „2“): Beim üblichen Erstarrungsvorgang von EK orientieren sich der Kristall und die Dendriten in der [001] Gitterebene längs zum Bauteil (Detail „3“). Das Kristallwachstum erfolgt über die Dendriten (Tannenbaumstruktur). Ein Gefügemerkmal ist der Abstand der Dendritenstämme. Es steht im Zusammenhang mit der Erstarrungsgeschwindigkeit. Die Kristallorientierung bleibt auch bei einer Änderung der Größe des Wärmeflusses erhalten.

- **γ' -Phase und Resteutektikum:** Nickellegierungen erhalten ihre Warmfestigkeit mit der Ausscheidung von bis zu 65 Vol. % der γ' -Phase. Die Ausbildung dieser Phase ist **festigkeitsbestimmend**. Merkmale sind gleichmäßige Verteilung, Volumenanteil im Zusammenhang mit der Größe (angestrebt 0,2-0,3 mm) sowie Form und Anordnung, der sub-lichtmikroskopischen Teilchen.

Legierungskomponenten werden unterschiedlich schnell in die Erstarrungsfront zwischen den Dendriten eingebaut. Dies führt zu einer Veränderung der Zusammensetzung der Restschmelze zwischen den Dendriten bis diese schlagartig als **Resteutektikum** erstarrt. Das Resteutektikum ist mit Elementen angereichert welche für die Bildung der γ' -Phase an anderer Stelle benötigt werden. Damit steht die **Festigkeit des EK mit dem Dendritenabstand in Zusammenhang**. Die Menge des Resteutektikums ist legierungsspezifisch.

Bedingt durch die besondere Erstarrung liegt im Gegensatz zu vielkristallin erstarrten Bauteilen die γ' -Phase beim Einkristall „wie ge-

gossen“ vor. Um bei der späteren Auslagerung eine optimale Verteilung und Feinheit der γ' -Phase zu erreichen, muss diese möglichst bei der Lösungsglühung vollständig in Lösung gegangen sein. Dies erfordert eine „gefährliche“ Nähe zum Anmelzpunkt (Solidustemperatur, Bild 11.2.2.1-2) mit anschließender Schnellabkühlung (z.B. $> 150^\circ\text{C}/\text{min}$, Bild 11.2-19). Die Lösungsglühung erfolgt bei sehr hoher Temperatur über 1270°C und gleicht Mikrosegmenten zwischen den Dendriten aus und löst das **unerwünschte Resteutektikum** auf. Die hohe Glüh-Temperatur ist nur ca. 10°C von der Solidustemperatur entfernt. Sie ergibt sich aus den fehlenden korngrenzenverfestigenden Elementen konventioneller Legierungen (Lit 11.2-11). Die extrem hohe Glüh-Temperatur bringt fast alle γ' -Phasen in Lösung. Sie birgt aber die Gefahr, dass bereits kleine Temperaturabweichungen zu **Anschmelzungen mit Porosität und unerwünschtem Gefüge** führen.

Die Schnellabkühlung ermöglicht eine optimale Aushärtung und minimiert die Gefahr der Entstehung von δ -Phase im Betrieb (Bild 11.2-18). Anschließend erfolgt eine stufenweise Auslagerung bei geeigneten Temperaturen (z.B. 4h 1080°C , 16h 870°C). So erhält die γ' -Phase eine Struktur für optimale Festigkeits-eigenschaften des EK.

- **Karbide:** Es gibt EK-Legierungen mit und ohne Karbide. Kohlenstoff wird wahrscheinlich zur Vermeidung von Oxidhäuten zugegeben. Die geringe Abkühlgeschwindigkeit führt zur Ausbildung **blockiger MC-Karbide** im Resteutektikum zwischen den Dendriten. Sie wirken als Kerbe und können deshalb den Anriss eines **Schwingbruchs** (LCF, HCF) **begünstigen**. Dieser Effekt nimmt zu höheren Temperaturen (über 800°C) hin ab. Dann entstehen Schwinganrisse an der Bauteiloberfläche in Verbindung mit Oxidation.

Weil Korngrenzen fehlen, bildet sich eine **Kriechschädigung** an Lunkern, Karbiden.

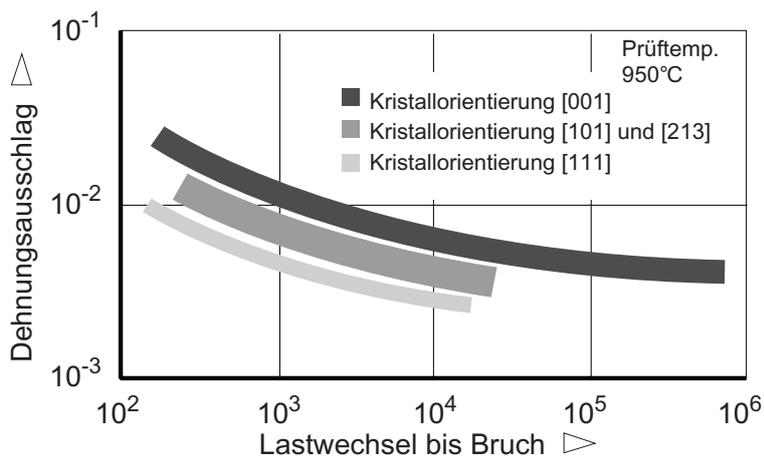
© Axel Rossmann - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

Bild 11.2-17 (Lit 11.2-12): Einkristalle verhalten sich bezüglich des **Einflusses der Kornorientierung** auf die Schwingfestigkeit (HCF, LCF) ähnlich DS-Strukturen (Bild 11.2-15). Grundsätzlich weisen Einkristalle wegen der besser kontrollierten Gießbedingungen kleinere Defekte und eine geringere Fehlerwahrscheinlichkeit auf als andere Gussstrukturen (Lit 11.2-7). Dies erklärt eine höhere Schwingfestigkeit. Bei dehnungsgesteuerter zyklischer Belastung (z.B. Thermoermüdung, siehe Band 1 Bild 5.4.2.1-2) wirkt sich der niedrige E-Modul in Erstarrungsrichtung ([001]-Kristallrichtung) spannungsvermindernd aus. Das wirkt sich in einer längeren zyklischen Lebensdauer bzw. höherer LCF-Festigkeit gegenüber anderen Kristallorientierungen aus (Skizze oben).

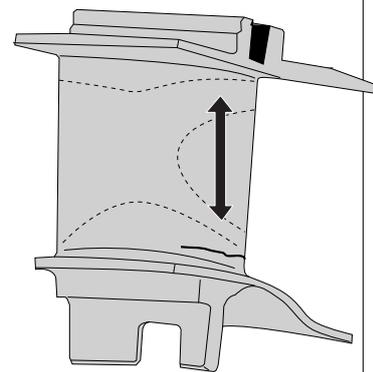
Bei einer **kraftgesteuerten Belastung** wie sie die Fliehkraft auf ein Schaufelblatt repräsentiert (Skizze unten), wird die erhöhte Nachgiebigkeit infolge des E-Modul Einflusses auf

Der Einfluss der Kristallorientierung auf die Betriebsfestigkeit hängt von der Belastungsart ab.

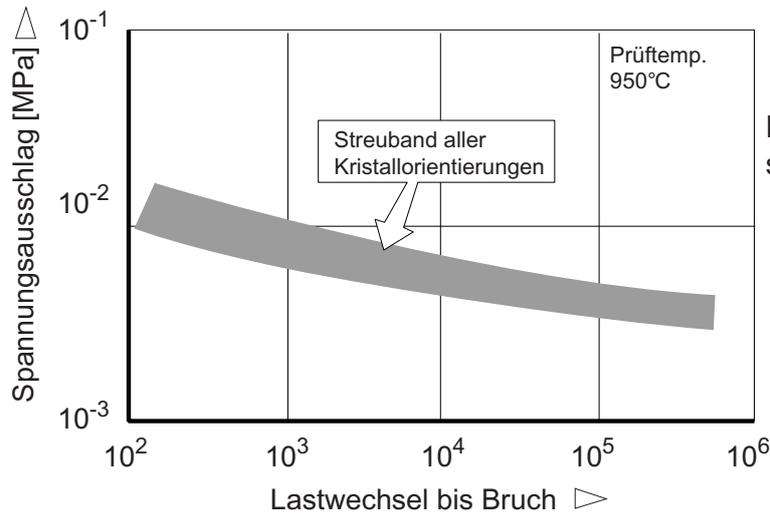
Der Einfluss der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit bei **dehnungsgesteuerter** Belastung (Thermoermüdung) ist groß.



Leitschaufel



Der Einfluss der Kristallorientierung auf die LCF-Festigkeit bei **kraftgesteuerter** Belastung (Fliehkraft) ist gering.



Rotor-schaufel

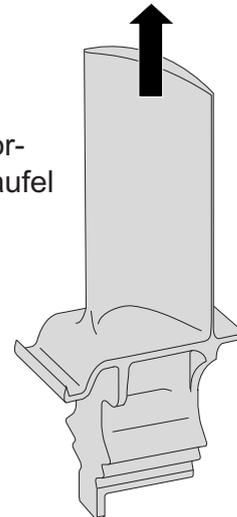
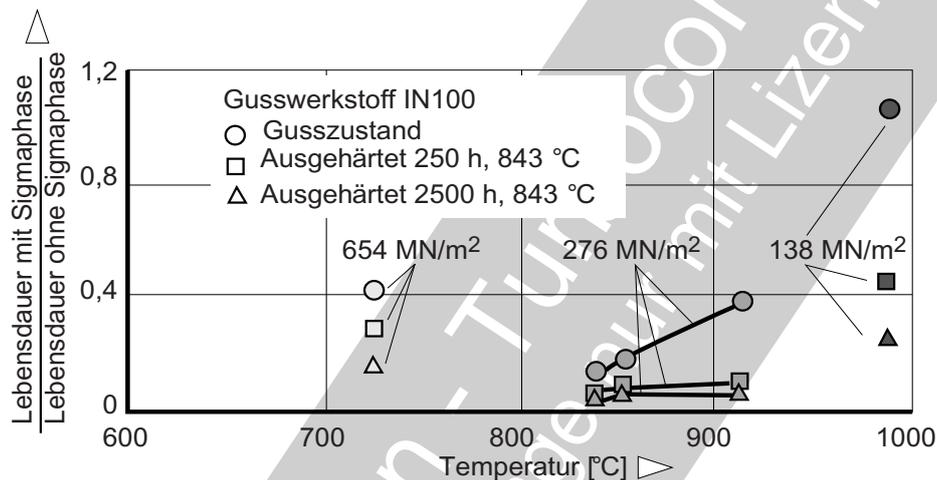


Bild 11.2-17

Grund der ungehinderten Dehnung, nicht wirksam (Lit.11.2-11). Dieses Verhalten ist aus dem für die unterschiedlichen Kristallorientierungen gültigen einheitlichen Streuband zu erkennen.

Die Ausscheidung spröder Phasen wird von der Legierungszusammensetzung bestimmt und beeinflusst die Kriecheigenschaften deutlich.



Sigmaphase kann die Krieblebensdauer drastisch verkürzen.

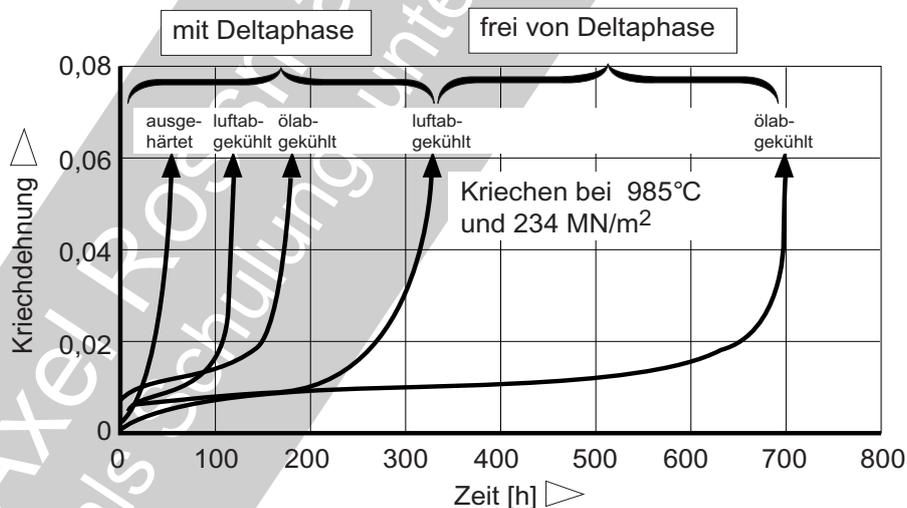


Bild 11.2-18

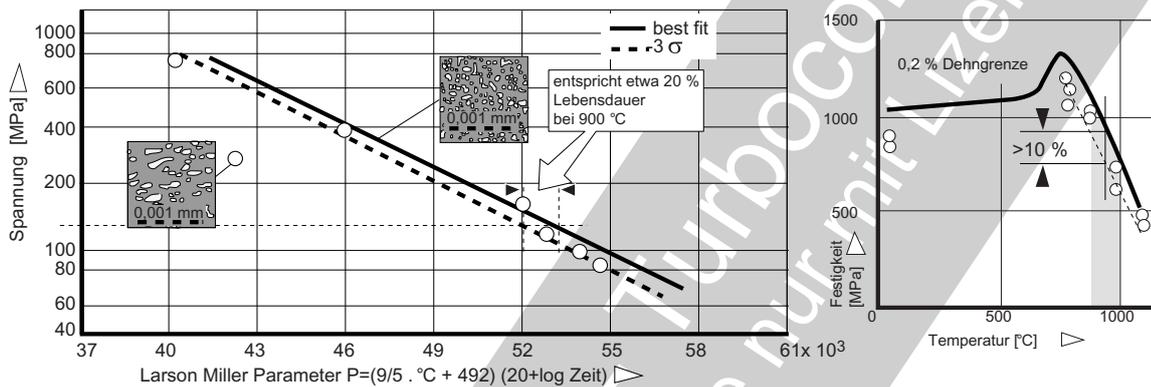
Deltaphase vermindert die Krieblebensdauer in Einkristallen deutlich. (nach MacKay).

Bild 11.2-18 (Lit. 11.2-5): Intermetallische Phasen wie σ -, δ -, μ - und Laves können die Krieblebensdauer von Guss- und Schmiednickellegierungen deutlich verkürzen (Diagramm oben). Solche meist nadeligen und spröden Phasen werden während längerer Betriebszeiten mit steigenden Temperaturen, ausgeschieden. Niedrige Kriechbelastung als Vo-

oraussetzung langer Lebensdauer begünstigt also die Phasenbildung.

Ob eine Legierung zur Bildung unerwünschter Phasen (Topological Close Packed = TCP) neigt, lässt sich mit dem sog. „Phacomp-Verfahren“ abschätzen. Diese Berechnung berücksichtigt die Elektronenleerstellen im Atomgitter. Sie sind für jedes Legierungselement spezifisch und Tabellen entnehmbar (Lit. 11.2- 31).

Eine zu langsame Abkühlung von Einkristallwerkstoffen aus der Lösungsglüh­temperatur kann die Kurzzeit- und Langzeitfestigkeit vermindern.



Verschlechterung mechanischer Eigenschaften einer hochfesten Einkristall-Ni-Basis Legierung durch verlangsamte Abkühlung von der Lösungsglüh­temperatur.

Bild 11.2-19

Da es sich um einen durchaus merklichen Rechenaufwand handeln kann, sowie fachliche Voraussetzungen erfordert, findet man heute im Internet Angebote solche Berechnungen zu übernehmen.

Das Diagramm unten zeigt die Auswirkung der δ -Phase auf die Kriechlebensdauer eines EK-Werkstoffs. Ein vergleichbarer Effekt wird auch bei dem konventionell gegossenen Standard-Schaufelwerkstoff IN100 beobachtet. Die Empfindlichkeit des EK für die Bildung der δ -Phase im Betrieb steigt mit abnehmender Abkühlrate der Wärmebehandlung nach dem Guss (Bild 11.2-19).

Bild 11.2-19 (Lit 11.2-5): Langsamere Abkühlungsraten aus der Lösungsglühung führen während der gleichzeitig ablaufenden Aus­härtung insbesondere bei Einkristallwerkstoffen zu einer ungünstigeren, gröberen γ' -Ausbildung. Damit sinkt die Kriechlebensdauer. Im Diagramm links entspricht die **Kriechlebensdauer** des EK mit gröberen Ausscheidungen der normalen (gestrichelten), die Streuung kennzeichnenden „-3σ -Linie“. Die normalen feinen Ausscheidungen entsprechen der durchgezogenen Linie (best fit). Der Linienabstand bedeutet einen Lebensdauerunterschied von ca. 20% bei 138 MPa im Bereich von 900-1000°C.

Das rechte Diagramm zeigt die **Warmzerreißfestigkeit** (Kurzzeitfestigkeit). Im Bereich von 900-1000°C (graues Feld) erkennt man einen Abfall der Festigkeit des Werkstoffs mit der gröberen γ' -Phase (Kreise) um über 10%.

Anzumerken ist, dass sich der Festigkeitsunterschied überproportional auf die Kriechlebensdauer auswirkt.

Glück im Unglück, wenn sich die von einem Gussfehler betroffenen Triebwerke eingrenzen lassen und der Schaden mit einer Inspektion am eingebauten Triebwerk rechtzeitig erkennbar ist.

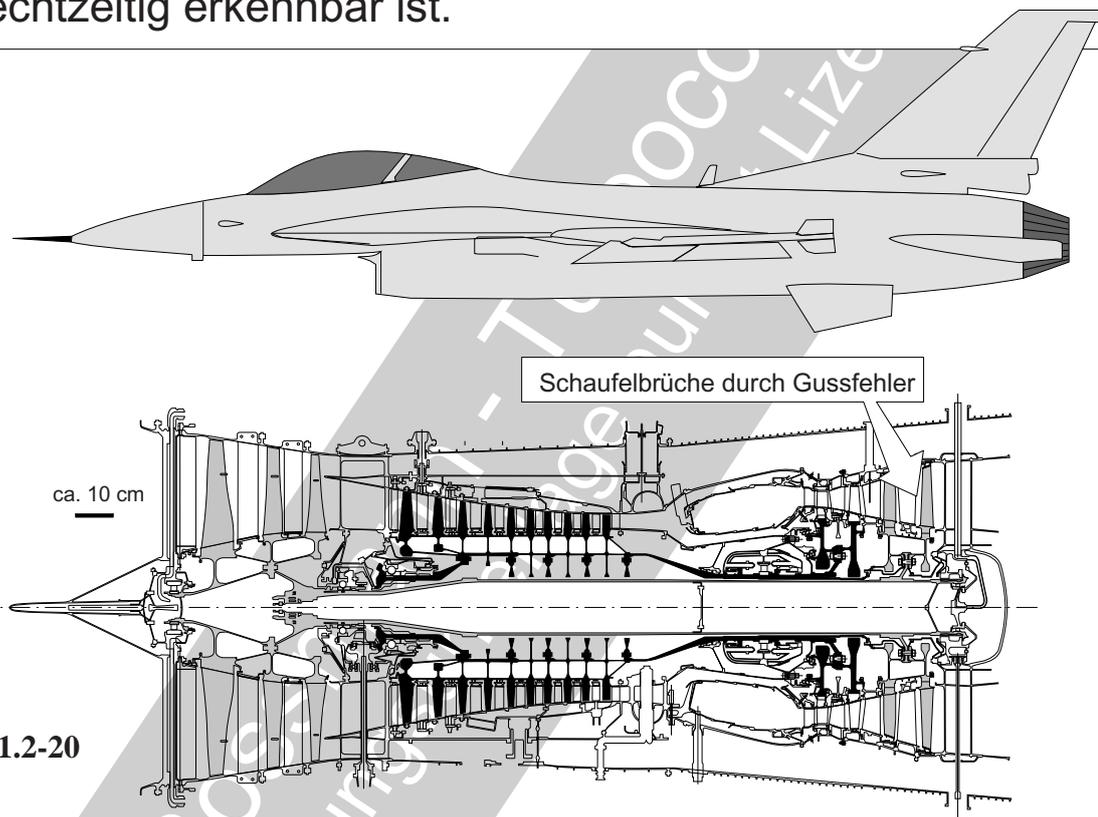


Bild 11.2-20

Bild 11.2-20 (Beispiel 11.2-2, Lit 11.2-4): Meist wird man auf im Fertigungsprozess nicht erkannte Fehler erst bei Betriebsschäden nach längeren Laufzeiten aufmerksam. Dann ist mit vielen, bereits ausgelieferten Triebwerken zu rechnen. Dadurch wird der Aufwand für eine Risikominimierung und Abhilfen sehr groß. Um ein solches Problem in einem möglichst kurzen Zeitraum mit erträglichem Risiko zu beherrschen, ist die **Rückverfolgbarkeit** der Teile eine Voraussetzung. Damit besteht die Möglichkeit einer **Eingrenzung auf Chargen**, die sich der Schadensursache zuordnen lassen. Weiter ist ein äußerlich rechtzeitig erkennbares Schadensmerkmal für eine Identifikation und/oder Überwachung vor Ort entscheidend. Man erkennt so leicht die Bedeutung einer aus-

reichenden **Kennzeichnung der Bauteile** (Band 4).

Besonders kritisch ist sog. „**Schüttware**“ mit minimierter Kennzeichnung mancher reparierter Teile bezüglich der Rückverfolgbarkeit. In solchen Fällen kann die Zuordnung der Teile zu früherem Betrieb und zu Laufzeiten unmöglich sein.

Beispiel 11.2-2 (Bild 11.2-20, Lit 12.2-4):

Zitat:“...The Third...(fighter) loss attributable to engine failure occurred in February of this year. Analysis indicates that a blade in the fourth stage of the powerplant’s low-pressure turbine failed because of a „**casting anomaly**“ during the manufacturing process. There are two sources for the blades, in this case, the failed blade came from...(identified source). As result of this latest loss, the...(customer air force) grounded the entire fleet of...(about 160 fighters with the failure prone engine types). ...a series of **inspections - and blade replacements**- will be performed to return those aircraft to operational status. If all goes well, the first of the affected fighters should return to the air near the end of April...

...(the OEM’s) recovery plan calls for on-wing inspection of the fourth-stage low-pressure turbine in affected engines. If the blades show signs of manufacturing problem, engines will be removed and new blades installed.

...(The customer) plans in addition to inspecting and replacing to go one step further. It plans to **reblade some engines, apparently using a time criterium**.

The blade manufacturing problem is not isolated to...(one customer), however, a number of the suspect blades are also in use on (another fighter type) throughout the world....(The ...(OEM) reckons that there are more than 700...(engines) in service, and it has not yet determined exactly how many are affected by the blade problem. The company does know,

however, the number and location of suspected blades...”

Kommentar: Eine Inspektion im eingebauten Triebwerk erfolgt wahrscheinlich als Sichtkontrolle mit Boroskop oder durch Augenschein vom Abgaskanal her. Um die „**Gussnormalität**“ rechtzeitig zu finden, bedarf es eines Schadensmechanismus, der bereits im Anfangsstadium gut sichtbar ist. Dies spricht für eine Schadenslage im Blatt, nicht jedoch im Fuß. Das „Time Criterium“ deutet auf ein **ausreichend langsames Schadenswachstum** hin. Es kann spekuliert werden, dass es sich nicht um einen Einschluss, Riss oder um ein großes Lunkenfeld handelt. Von solchen Fehlstellen ist eher ein nicht kontrollierbares Risswachstum mit spontanem Versagen zu erwarten. Da die „Unnormalität“ sich offenbar auf ein Fertigungslos beschränkt, dürfte es sich auch nicht um ein deutlich von der Auslegung beeinflusstes Problem handeln. In der vierten Turbinenrotorstufe ist nicht mehr mit lebensdauerbegrenzender Thermoermüdung zu rechnen. Eine **Kriechverformung und/oder Kriechrissbildung**, ausgehend von einer örtlichen Schwachstelle ist dagegen auch in der vierten Turbinenstufe durchaus denkbar. Ein solcher Schaden könnte, wenn auch nicht mit absoluter Sicherheit, von einer Sichtinspektion rechtzeitig erkannt werden. Diese Überlegungen weisen auf einen **Schadensmechanismus hin, welcher die Kriechlebensdauer deutlich verkürzt** (Bild 11.2-13 und Bild 11.2-18).

Literatur zu Kapitel 11.2

- 11.2-1** P. Adam, „Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken“, Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4, Seite 205-206.
- 11.2-2** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343, 380-410.
- 11.2-3** „Avco Tests ALF502 Turbine Blades“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, May 31, 1982, Seite 14.
- 11.2-4** S.W. Kandebo, „GE Win Signals Entree Into F-15 Business“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, April 29, 2002, Seite 27.
- 11.2-5** R.L. Dreshfield, „Defects in Nickel-Base Superalloys“, Zeitschrift „Journal of Metals“, July 1987, Seite 16-21.
- 11.2-6** D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil I: Herstellung und Mikrogefüge. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 311-320.
- 11.2-7** D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil II: Wärmebehandlung und Eigenschaften. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 373-382.
- 11.2-8** D. Goldschmidt, „Single-Crystal Blades“, Proceedings der „Conference on Materials for Advanced Power Engineering“, Lüttich, Belgium, 3.Okt-6.Okt., 1994, Seite 661-674.
- 11.2-9** H. Fredriksson, „Possible Dendrite Growth and Segregation Phenomena During Solidification of Alloy in Space“, Proceedings des „Second European Symposium on Material Science in Space“, Frascati, Italy, 6-9 April 1976, Seite 291-299.
- 11.2-10** D. Goldschmidt, „Turbinenschaufeln aus Einkristallen“, Projekt Matfo (1560), 1991.
- 11.2-11** D.A. Wilson, D.P. Deluca, B.A. Cowles, M.A. Strucke, „Fatigue Crack Growth Resistance of Advanced Blade Materials“, ASME Paper No. 86-GT-253, Proceedings der „International Gas Turbine Conference and Exhibition“ Düsseldorf, Germany, June 8-12, 1986.
- 11.2-12** E. Fleury, L.Rémy, „Low cycle damage in nickel-base superalloy single crystals at elevated temperature“, Zeitschrift „Materials Science and Engineering“, A167, 1993 Seite 23-30.

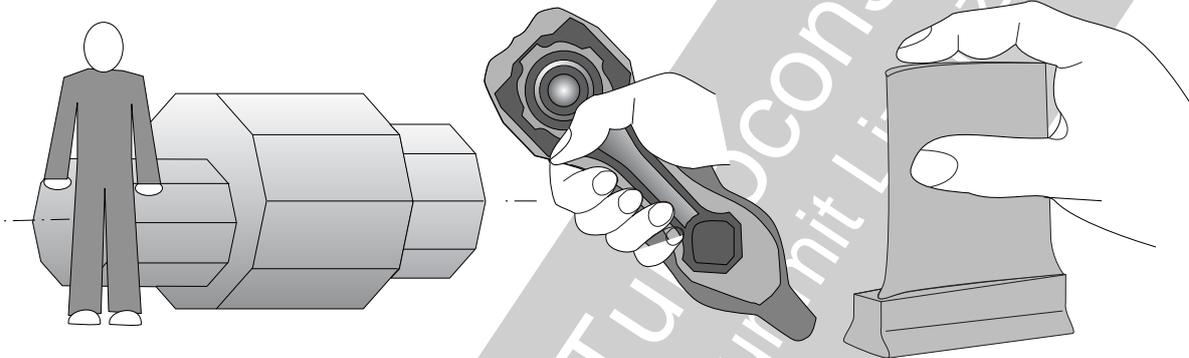
- 11.2-13** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 393-430.
- 11.2-14** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7,Seite 546-553.
- 11.2-15** A.Barussaud, Y. Desvallees, J.Y. Guedou, „Control of the Microstructure in Large Titanium Discs. Application to the High Pressure Compressor of the GE90 Aeroengine“, Zeitschrift „Titanium ‘95: Science and Technology“, Seite 1599-1608.
- 11.2-16** K.G.Wilkinson, „RB 211 The First Eighteen Months Operating Experience“, Zeitschrift „Tech Air“, November 1973, Seite 1-9.
- 11.2-17** M. Nibloe, „Rolls-Royce RB.211: Der Großtriebwerkbau fordert ein hohes Lehr-geld“, Zeitschrift „Interavia“ 8/1973, Seite 858-858.
- 11.2-18** ATSB-Report No. A97F0059 1997 Seite 1-29.
- 11.2-19** D. Hughes, M.A. Dornheim, „United DC-10 Crashes In Sioux City, Iowa“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, July 24, 1989.
- 11.2-20** „NTSB, GE Inquiry Into United DC-10 Crash Focuses On Fan Disk Recovered From Iowa Farm Field“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, October 16, 1989.
- 11.2-21** „NTSB Says CF6-6s May Require New Inspection Techniques“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, November 13, 1989.
- 11.2-22** „RB.211 Investigation“, Zeitschrift „Flight International“, 25 January, 1973.
- 11.2-24** T.Khaled, „An Investigation of Pore Cracking in Titanium Welds“, Zeitschrift „Journal of Materials Engineering and Performance“, Volume 3 (3) June 1994, Seite 419-433.
- 11.2-25** „Suspect Foundry Process prompts NTSB Call for JT8D Inspections“, Zeitschrift „Aerospace Propulsion“, June 6, 1996.
- 11.2-26** „NTSB Targets Turbine Cracks“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 10, 1996, Seite 30.
- 11.2-27** „NTSB Investigates JT8D Engine Failure“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 20, 1983, Seite 32.
- 11.2-28** L.M.Jenkins, S.E.Crow, „RB211-524B Disk and Drive Cones Hot Cyclic Spinning Test“, Proceedings AGARD-AR-308 der „Propulsion and Energetics Panel Working Group 20“, September 1982.

- 11.2-29** E.U.Lee, R.G. Mahorter, J.D. Wacaser, „Fracture of Ti-8Al-1Mo-1V Alloy Fan Blade by Stress Corrosion Cracking and Fatigue“, ASTM Special Technical Publication 645 des ASTM-Symposiums „Fractography in Failure Analysis“, Toronto, Canada, 1-6 May 1977, Seite 128-142.
- 11.2-30** USA FAA, „Titanium Rotating Components Review Team Report“, Volume 1, „Public Report“, December 14, 1990, Kapitel 5K.
- 11.2-31** U.R.Kattner, „The Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria“, Journal JOM ; 49 (12) (1997), Seiten 14-19.
- 11.2-32** R.H.Jeal, „Defects and their Effect on the Behaviour of Gas Turbine Discs“, Proceedings No. 317 der AGARD Conference, „Maintenance in Service of High-Temperature Parts“, Seiten 6-1 bis 6-15.
- 11.2-33** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM, 1988, ISBN 0-87170-007-7 (v.1), Seite 538-565, 569.
- 11.2-34** H.Kambayashi, Y.Kurokawa, H.Miyake, „Untersuchung von Gussfehlern in Gussstücken aus Gusseisen durch Oberflächenanalyse“, Zeitschrift „Gießerei-Praxis“ 11/2006, Seite 326-338.
- 11.2-35** H.Kambayashi, H.Une, Y.Kurokawa, T.Ito, S.Mikamoto, H.Miyake, „Untersuchung und Vermeidung von Oberflächenfehlern durch Einschlüsse bei Gussstücken aus Gusseisen in Grünsandformen“, Zeitschrift „Gießerei-Praxis“ 10/2005, Seite 361-367.
- 11.2-36** F.Klocke, „Fertigungstechnik II, Übung 1.Gießen“, Laboratorium für Werkzeugmaschinen und Betriebslehre (WZL), RWTH-Aachen, Seite 1-15.
- 11.2-37** „Hinweise zur giessgerechten Konstruktion von Formteilen“, Firmenangaben Stand 2012, www.feinguss-spremburg.de/002_02.html, Seite 1-3.
- 11.2-38** „Konstruieren und Gestalten“, Firmenangaben Stand 2012, www.feinguss-blank.de, 11 Seiten.
- 11.2-39** H.Meyer, „Gestaltung von Gussteilen - Grundlagen der Konstruktion - Vorlesung“, Technische Universität Berlin, Stand 2012, www.km.tu-berlin.de/uploads/media/KoWe-08-Guss.pdf, 20 Seiten.
- 11.2-40** Autorenkollektiv, „Sand- und Kokillenguss aus Aluminium“, „Bundesverband der Deutschen Gießereiindustrie (BDG)“, www.bdguss.de, Stand 2012, Seite 1-79.
- 11.2-41** W.Bauer, „Biegewechselverhalten von Gusseisen mit Kugelgraphit, Auswirkung der Gushaut, Gefüge- und Gütemerkmale“, Zeitschrift „Gießerei - Praxis“ 3/2006, Seite 47-60.

- 11.2-42** W.Leis, „Druckguss (42. Folge), Teil 1 - Aluminiumlegierungen“, Zeitschrift „Giesserei 93 02/2006, Seite 44-59.
- 11.2-43** „Gussfehler“, „Lunker“, <http://de.wikipedia.org/wiki/Gussfehler>, 1 Seite, <http://de.wikipedia.org/wiki/Lunker>, 1 Seite (Stand Juni 2012).
- 11.2-44** J.M.Marder,C.S.Kotovich, „Characterization of Casting Defects in Typical Castings of a Directionally Solidified Superalloy“, Technical Report AFML-TR-79-4060, www.dtic.mil/.../a077270.pdf-Vereinigte Staaten-, Seite 1-36.
- 11.2-45** H.Matysiak, J.Michalski, A.Balkowiec, K.Sikorski, K.J.Kurzydowski, „Surface Defects of investment castings of turbopfan engine components made of IN713C nickel Superalloy“, Zeitschrift „Materials Science-Poland, Vol 27, No. 4/1, 2009, materialsswscience.pwr.wroc.pl/.../ms_17_2008_4..., Seite 1103-1110.
- 11.2-46** „Dross“, www.giessereilexikon.com/index.php?option=com_content&view=article&id=99%3Adross&cati..., Seite 1 und 2.
- 11.2-47** P.Murdock, „Werkstoffe und Fertigung I/II“, Vorlesungsscriptum 09/10, 2010, www.n.eth.ch/~lichties/download/Basisjahr/.../Wuf_Mettnaux.pdf, Seite 21/57,
- 11.2-48** L.H.Kallien, W.Leis, H.Bomas, B.Köhler, „Die Festigkeit von Magnesiumdruckgusslegierungen in Abhängigkeit von Art, Größe und Verteilung innerer Hohlräume“, Zeitschrift „Giesserei“ 96 08/2009, www.htw-aalen.de/gta/.../LK_WL_Mg-Wechselfestig_August_2009.p..., Seite 28-38.
- 11.2-49** S.Lucas, F.Klein, „Möglichkeit und Grenzen der Herstellung fehlerfreier Aluminium Druckgussteile“ Zeitschrift „Druckgusspraxis“ 5/2007, www.druckguss-praxis.schieleschoen.de/111/11366/dp20705222/..., Seite 222-228.
- 11.2-50** „Gasporosität“, „Kaltlauf“, www.giessereilexikon.com/index.php?option=com_content&view=article&id=175%2Agasporosi..., 2 Seiten.
- 11.2-51** „Melt Loss - Dross“, www.moderneq.com/Jan_2007_DOE_Intro_t..., Seite 63.
- 11.2-52** „Slag and Dross Formation Tendency“, Stand Juni 2012, www.themetalcasting.com/slag-dross-formation-tendency.html, Seite 1-4.

11.2.2 Schäden und Probleme an Schmiedeteilen

Freiformschmieden Gesenkschmieden Präzisionsschmieden



Schmieden wird in unterschiedlichen **Verfahren** durchgeführt: **Freiformschmieden** für sehr große Teile, Kleinserien und Einzelstücke. Konturnahes **Gesenkschmieden** für große Serien. **Präzisionsschmiedeteile** in Großserien erfordern nur noch minimalen Bearbeitungsaufwand. Als Sonderverfahren sei noch das **Kriechumformen** für hochwarmfeste Legierungen erwähnt. Natürlich gibt es eine Reihe verwandter Verfahren wie Walzen und Extrudieren die hier jedoch nur indirekt behandelt werden (Bild 11.2.2-2, siehe auch Bild 11.1-3).

Probleme und Schäden an Schmiedeteilen haben **bei Weitem nicht immer ihre Hauptursache im Schmiedeprozess obwohl häufig diesem zugeordnet**. Insbesondere die Beispiele in Kapitel 11.2.2.1 zeigen eine ganzheitliche Betrachtung.

Bereits die Erschmelzung bzw. der Gussblock, aus dem das Schmiedeteil durch Umformung entsteht, ist für viele Fehler verantwortlich. Dazu gehören Seigerungen, Gasblasen und Warmrisse. Diese Probleme werden in eigenen Kapiteln behandelt, die der Hauptursache zugeordnet sind (z.B. Gussteile in Kapitel 11.2.1).

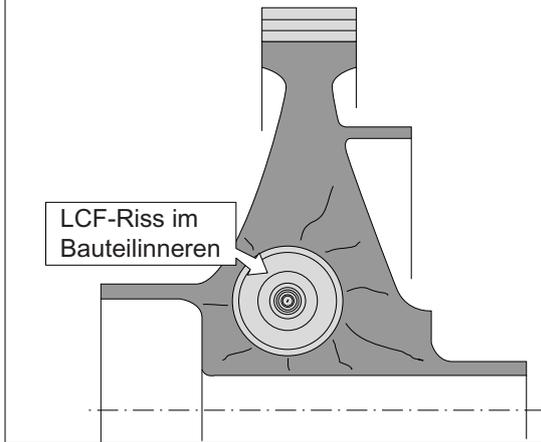
Auch während der Fertigung, beispielsweise der Zerspanung, chemischer Prozesse wie Ätzen, (Kapitel 12.2.1.7) und einer Wärmebehandlung (Kapitel 12.2.1.9) können Fehler ausgelöst werden. Sie sind sowohl hauptursächlich dem Schmiedeprozess aber auch Folgeprozessen zuordenbar. Zu diesen Schäden gehören Wasserstoffversprödung (Band 1 Kapitel 5.7) und Spannungsrisskorrosion (Band 1 Kapitel 5.6.3.1.1) sowie Verzug (Bild 12.2.1.1.2-2 „G“) als Folge von Schmieedeigenspannungen (Kapitel 12.2.2.4).

In Bild 11.2.2-1, Bild 11.2.2-2 und Bild 11.2.2-3 wird eine Zusammenstellung wichtiger Probleme und Schäden versucht (siehe auch Bild 11.2.2.1-1). Leider findet man etwas Vergleichbares wie es für Gussteile in vielen Standardwerken gibt (Bild 11.2-2.1) für Schmiedeteile offenbar nicht. Dazu wurden neben eigenen Erfahrungen Angaben und Beispiele aus der Literatur (Lit. 11.2-2) schematisch dargestellt. So soll dem **Konstrukteur**, bei dem nicht unbedingt intensive werkstofftechnische Kenntnisse vorauszusetzen sind, die Möglichkeit eines Überblicks gegeben werden. Er soll in die Lage versetzt werden, präventiv oder rückwirkend bei Schäden gezielt Untersuchungen einzuleiten bzw. Maßnahmen zu ergreifen. Ein besonderes Handicap sind **Fachbegriffe**. Sie werden häufig in der Literatur unterschiedlich oder diffus gebraucht. Dazu gehören Spannungsrisse, Warm- und Kaltrisse sowie Schmiederisse. Diesem Dilemma kann man sich auch hier nicht entziehen. Im Zweifelsfall gelten die genutzten Begriffserklärungen.

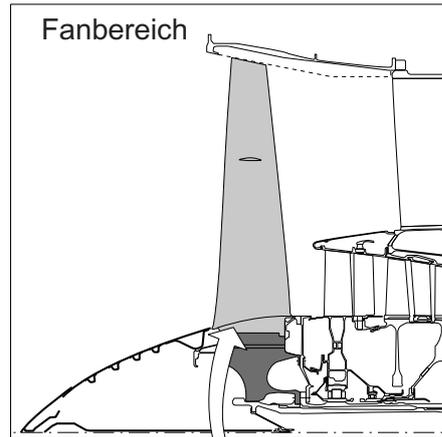
Probleme und Fehler an Bauteilen beim Schmiedeprozess.

A Schmiedeeigenspannungen

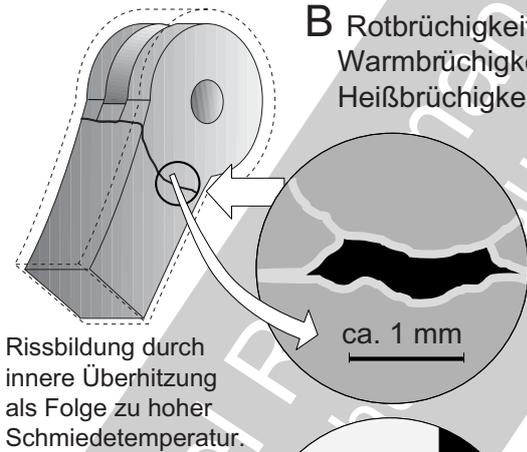
A1 Schwingriss in einem Turbinenrad, unterstützt durch hohe Eigenspannungen.



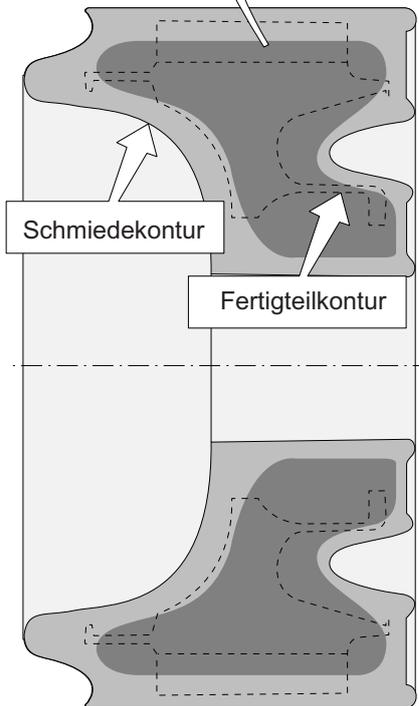
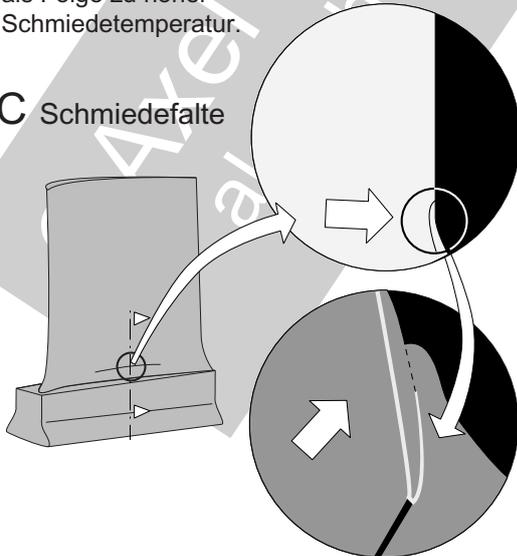
A2 Bruch einer Fanscheibe aus einer Titanlegierung



B Rotbrüchigkeit, Warmbrüchigkeit, Heißbrüchigkeit.



C Schmiedefalte



■ Zugeigenspannungsbereich im Rohteil

Bild 11.2.2-1

Bild 11.2.2-1 (Lit. 11.2- 2): Die Bildfolge Bild 11.2.2-1, Bild 11.2.2-2 und Bild 11.2.2-3 soll einen Überblick der dem Schmiedeprozess zurechenbaren Probleme und Schäden geben (siehe hierzu auch Bild 11.2.2.1-1).

„A“ **Schmiedeeigenstressen** sind in den **Außenzonen** meist vorteilhafte **Druckspannungen**. Im **Werkstückinneren** herrschen dagegen **Zugspannungen** die mit den Druckeigenstressen der Oberfläche im **Gleichgewicht** stehen. Erzeugen überlagerte Betriebsspannungen, z.B. durch Fliehkräfte oder /und Wärmedehnungen überlagernde Zugspannungen, kann es **im Inneren zu Ermüdungsrisse** kommen. Sie werden von der hohen Zugmittelspannung begünstigt („A1“, Band 1 Bild 5.4-11). Es können jedoch auch Zugeigenstressen im **Oberflächenbereich** des Schmiedeteils entstehen (z.B. bei einer Wärmebehandlung) die hier dann Schwingrisse auslösen („A2“, Bild 11.2.21-9).

Bei der **Zerspannung** können sich die Spannungen ändern und verlagern, es entsteht **Verzug** (Bild 12.2.1.1.2-2 „G“). Überlagern sich Zug-Betriebsspannungen, z.B. im Inneren rotierender Scheiben mit Zug-Schmiedeeigenstressen, **sinkt die ertragbare Mittelspannung**. Dann besteht erhöhte Gefahr einer **Schwingermüdung** (Bild 11.2.3.1-8, Bild 11.3-16 und Band 1 Bild 5.4.3.2-4).

Bei galvanischen Prozessen und Ätzen steigt das Risiko von **Spannungsrissskorrosion**.

Schmiedeeigenstressen entstehen durch

- plastische Verformungen bei **Wärmespannungen** und
- beim **Schmiedeprozess** (Bild 11.2.2-3 „K“) sowie
- verbleibende elastische Dehnungen infolge **Gefügeänderungen**.

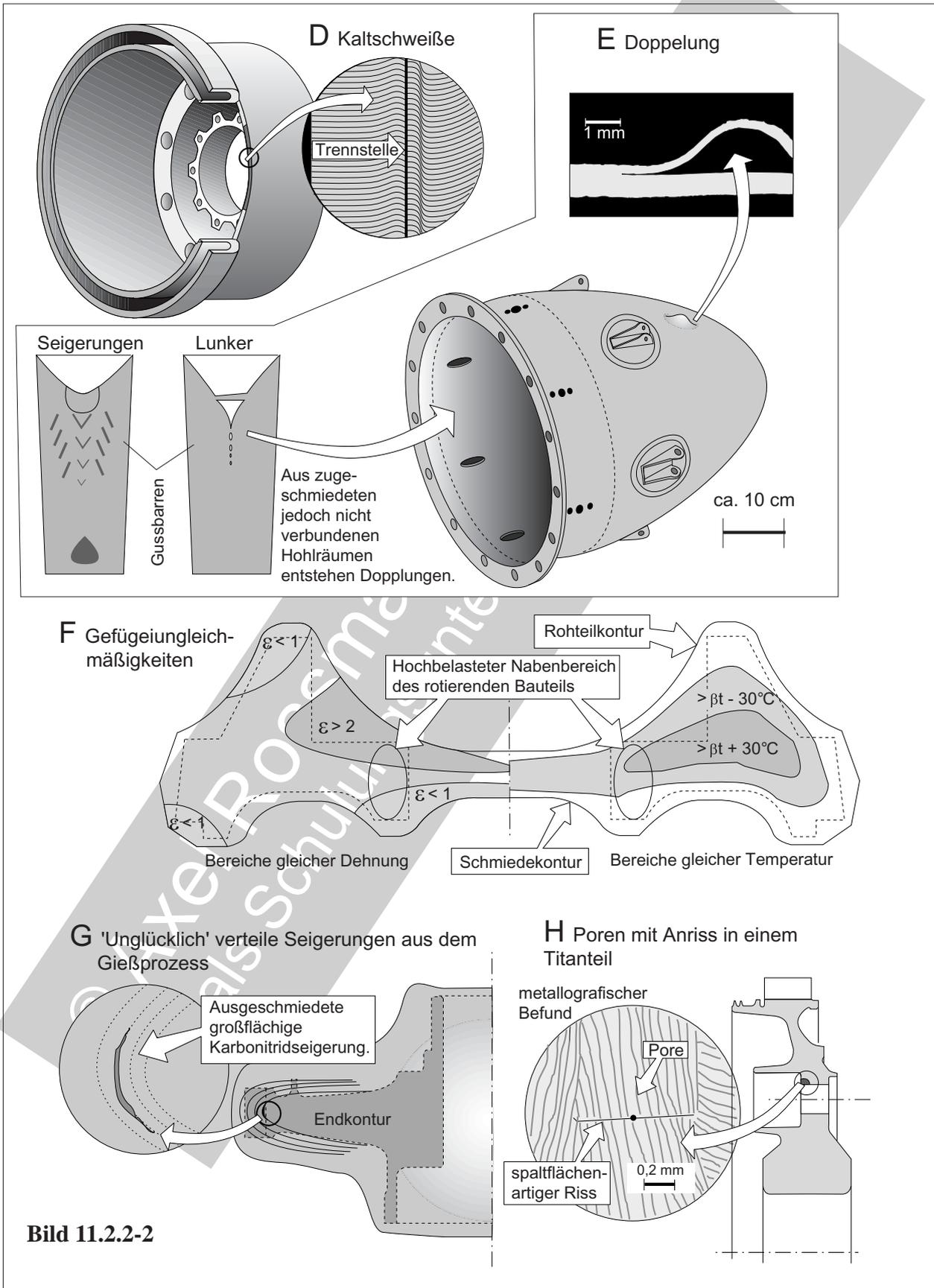
Je höher die Warmfestigkeit, umso schwieriger ist es, Eigenstressen mit einer Glühung abzubauen (Band 4, Bild 18.4-15.1). Die Glühtemperatur ist dabei von unzulässigen Gefügeänderungen wie Kornwachstum oder Lösungsvorgängen begrenzt (Bild 11.2.2.1-1).

„B“ **Rotbrüchigkeit** hat die Bezeichnung, weil die Rissbildung bei Rotglut auftritt. Das ist der Fall, wenn niedrig **schmelzende Korngrenzenbeläge wie Sulfide** (z.B. Mn-Sulfid) vorhanden sind (**Warmrissigkeit**). Dieser Effekt ist besonders bei **Automatenstählen** zu erwarten. Hier wirken **Sulfide als Spanbrecher**. An hochlegierten Stählen und Ni-Legierungen kann bei deutlich höheren Temperaturen ein solches Verhalten ebenfalls auftreten (**Heißrissigkeit**). Offenbar besteht ein Zusammenhang mit gegenüber dem Korninneren wenige °C niedriger schmelzenden Korngrenzenverschiebungen (Bild 12.2.1.3.1-10 und Band 1 Bild 4.4-15).

Das Beispiel (Lit. 11.2-2) zeigt einen Teil einer Befestigungsschelle aus niedrig legiertem Stahl. Der Bruch geht von einem interkristallinen Riss aus. Er zeigt Anzeichen **aufgeschmolzener** (eng. incipient melting, 'burning') **entkohlter Korngrenzen** sowie typischer überhitzungsbedingter Porosität. Eine solche Überhitzung kann beim Schmieden mit hohen Temperaturen auftreten. Dabei wird die eingebrachte **Verformungsenergie zum Teil in Wärme umgesetzt und die Temperatur steigt örtlich gefährlich an**.

„C“ **Schmiedefalten** sind besonders bei **Gesenkschmiedeteilen** ein Problem. Sie entstehen durch Überschiebungen an geeignet orientierten Flächen in Richtung der Schließbewegung des Gesenks. Beim Freiformschmieden bilden sich Falten, die nicht mehr in nachfolgenden Schmiedeschritten diffusionsverschweißt werden (Detail oben). **Schlecht verschweißte oder durch Oxidation geschädigte Falten** sind besonders heimtückisch (Detail unten). Sie sind mit zerstörungsfreier Rissprüfung (z.B. Eindringprüfung) **nicht erkennbar**, haben jedoch eine **gefährlich niedrige Querkraftfestigkeit**.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile



Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile

Bild 11.2.2-2 (Lit. 11.2-2): Diese Bildfolge Bild 11.2.2-1, Bild 11.2.2-2 und Bild 11.2.2-3 soll einen Überblick der dem Schmiedeprozess zurechenbaren Probleme und Schäden geben (siehe hierzu auch Bild 11.2.2.1-1).

„**D**“ **Kaltschweißen**: Es handelt sich um **Trennungen beim Verformungsprozess** (Schmieden, Kneten), die wegen Oxidation oder zu niedriger Temperatur **nicht mehr diffusionsverschweißen** können (Bild 11.2.3.1-1). Es sei erwähnt, dass man auch bei **Gussteilen** Kaltschweißen kennt. Hier reichte die Temperatur der aufeinandertreffenden Schmelzströme für eine Verbindung nicht mehr aus (Bild 11.2-3, Bild 11.2-5, Bild 11.2-10 und Bild 11.2-14). Im dargestellten Fall einer Flugzeugfelge aus einer **Al-Legierung** trat die Kaltschweiße in Umfangsrichtung am **schroffen Übergang** zum Zentrieransatz auf (Lit. 11.2-2). Das Detail zeigt schematisch den Befund eines metallografischen Querschliffs. Man kennt die **oxidierte gestauchte Unterbrechung der 'Faserrichtung'** (Detail). Die Oxidation zeigt sich in einer **dunklen Färbung der Kaltschweiße auf der Betriebsbruchfläche**.

„**E**“ **Dopplungen** ähneln Kaltschweißen. Es handelt sich gewöhnlich um **ehemalige Gasblasen, Schrumpflunker oder Seigerungen**, die durch den Schmiedeprozess oder beim Walzen nicht mit einer Werkstoffverschweißung geschlossen werden. Gewöhnlich liegt die eigentliche Ursache im **Gussblock** (engl. ingot). Wird dessen fehlerhafter **Kopf nicht genügend weit abgeschnitten**, geraten Poren und Trennungen aber auch **Seigerungen** (siehe auch „**G**“, Bild 11.2.2.-2 und Bild 11.2.2-3) in das Schmiede- bzw. Walzteil. Im dargestellten Fall wurde die Dopplung im Blechkonus des Bauteils bei einer Wärmebehandlung zu einer **Blase** aufgeworfen (Bild 11.2.2.1-14).

„**F**“ **Gefügeungleichmäßigkeiten** (siehe auch Bild 11.2.2.1-1): Häufig nutzt man Gefügeungleichmäßigkeiten vorteilhaft, um in Werk-

stücken die Festigkeitseigenschaften den örtlichen Erfordernissen optimal anzupassen.

Gelingt dies, entgegen den Auslegungsvorgaben des Konstrukteurs nicht oder weichen die Gefüge fehlerhaft ab, kann man von Schmiedefehlern sprechen. Gefügemerkmale die zur Abweichung neigen sind

- **Kornorientierung**,
- **Korngrößen**, -anordnung und -verteilung,
- **'Faserverlauf'**, d.h. Ausrichtung von Gefügebestandteilen wie Karbide oder nichtmetallische Verbindungen (z.B. Sulfide, Nitride).
- ungenügende **Durchschmiedung** (Bild 11.2.2.-3 „**K**“).

Solche Probleme können auch auftreten, wenn sich Werkstücke mit dickeren oder sehr unterschiedlichen Querschnitten **nicht ausreichend gleichmäßig Durchwärmen und Abkühlen** lassen.

„**G**“ **Seigerungen** aus dem Gießprozess (siehe auch „**E**“). Diese können beim Schmieden entsprechend der Faserrichtung sehr ungünstig angeordnet werden (Bild 11.2.2.1-1 und Bild 11.2.2.1-22). Das gilt sowohl für eine **querwirkende Betriebsbeanspruchung** als auch für die **Auffindbarkeit mit einer zerstörungsfreien Prüfung** (Eindringprüfung, Ultraschall, Röntgen, Kapitel 13.3). Ist die Durchschmiedung örtlich ungenügend, können Seigerungen durch den Verformungsprozess **nicht günstig orientiert und/oder 'zerkleinert'** werden (Bild 11.2.3-2).

„**H**“ **Poren und innere Sprödrisse**: Dieses Phänomen wird auch als **Fischaugen** (Bild 12.2.1.3.1-22, engl. flakes) bezeichnet (siehe auch Bild 11.2.2-3 „**L**“). Solche Erscheinungen beobachtet man bei **Stählen** aber auch **Titanlegierungen**. In den meisten Fällen dürfte die **zentrale Pore durch Wasserstoff** entstehen. Bei Titanlegierungen nimmt man an, dass dieser während der **Schmelze** und beim **Erstarren** des Gussblocks in gelöster Form aufgenommen wurde. Unter **Zugeigenspannungen** (Abkühlung aus dem Guss- und/oder dem

Schmiedeprozess) scheidet sich der Wasserstoff an kleinen materialtypischen Kerbstellen im Gefüge aus und bildet Poren (Bild 11.2.2.1-4.1 und Bild 11.2.2.1-10).

eine **Vorausberechnung/Simulation der Verformungen** und des **Faserverlaufs** im Werkstück ermöglichen (untere Skizzen).

„L“ **Kaltrisse** entstehen vorzugsweise bei **Umgebungs-/Raumtemperatur**. Gewöhnlich besteht der Verdacht einer **Wasserstoffversprödung** in Kombination mit ausreichend hohen **Zugspannungen** und **Fehlstellen**. Das typische, konzentrische Bruchbild des sog. **Fischauges** (Flockenriss, engl. flake) eines geöffneten Risses findet man auch bei anderen Fertigungsverfahren (Schweißen, Bild 12.2.1.3.1-22; Einsatzhärten, Band 1 Bild 5.7.2-2).

„L1“ zeigt eine Welle aus Vergütungsstahl mit ca. 40 cm Durchmesser (Lit. 11.2-2). Im Inneren lässt ein Querschliff mehrere **Risse in unterschiedlicher Orientierung** erkennen. Sie weisen darauf hin, dass, wie nach einer Schmiedung und/oder Wärmebehandlung zu erwarten, **innen Zugeigenspannungen und außen Druckeigenspannungen** vorhanden sind (Bild 11.2.2-1 „A1“). Zusätzlich befindet sich im Rissbereich jeweils ein **Sulfidpartikel** (Seigerung? Siehe Bild 11.2-2 „D“).

„L2“, der Querschliff lässt einen nahezu **konzentrischen Riss** in der Wand eines Hydraulikzylinders erkennen (Lit. 11.2-2). Der Riss folgt ausgeprägten **Sulfidzeilen**. Hier dürfte primär die Schwächung durch diese Fehlstellen den Riss unter hohen Radial-Zug-Eigenspannungen ausgelöst und den Verlauf bestimmt haben.

Bild 11.2.2-3 (Lit. 11.2-2): Diese Bildfolge Bild 11.2.2-1, Bild 11.2.2-2 und Bild 11.2.2-3 soll einen Überblick der dem Schmiedeprozess zurechenbaren Probleme und Schäden geben (siehe hierzu auch Bild 11.2.2.1-1).

„K“ **Verformungsverhalten** beim Schmieden: Die **Reibung der Werkstückauflagefläche am Verformungswerkzeug** beeinflusst das Verformungsergebnis deutlich. Es bilden sich sog. **Druckkegel** in deren Innerem die Verformung sehr gering ist. An der Kegeloberfläche wirken hohe **Scherspannungen**. Die linke Skizze zeigt verschiedene **Verformungsgrade** eines zylindrischen Körpers mit zugehörigen Druckkegeln. Bei spröden Werkstoffen kommt es zu **45° orientierten Rissen**. Duktile Werkstoffe weisen bei ausreichend hohen Verformungen **radial verlaufende Risse** auf. Die nebenstehenden **Spannungs-Dehnungs-Diagramme** sind für einen Druckversuch typisch.

Heute verfügt man über **Computerprogramme** (Bild 11.3-13, Lit. 11.2-33 und Lit. 11.2-34) die

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile

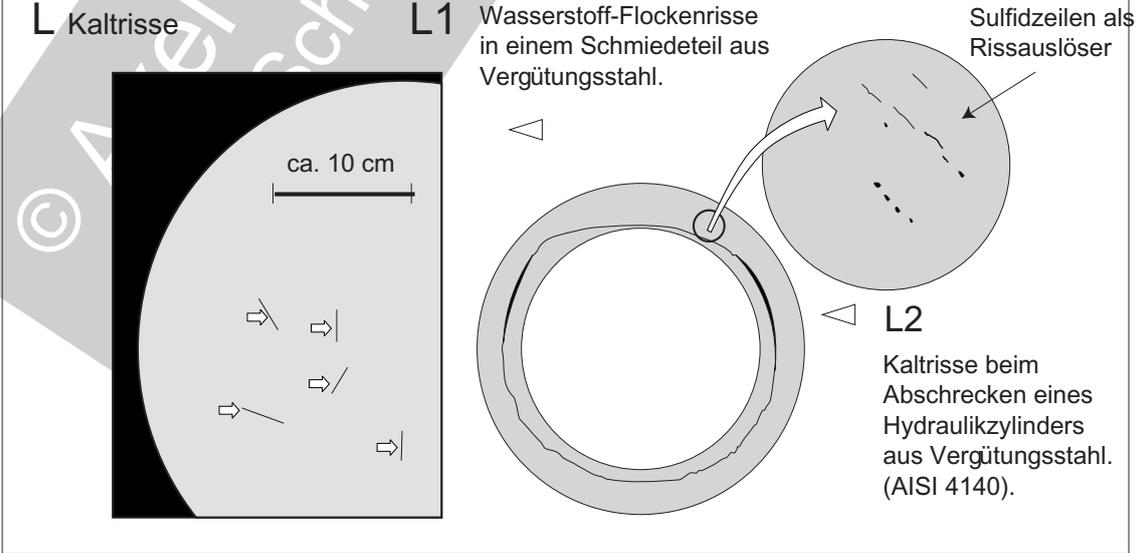
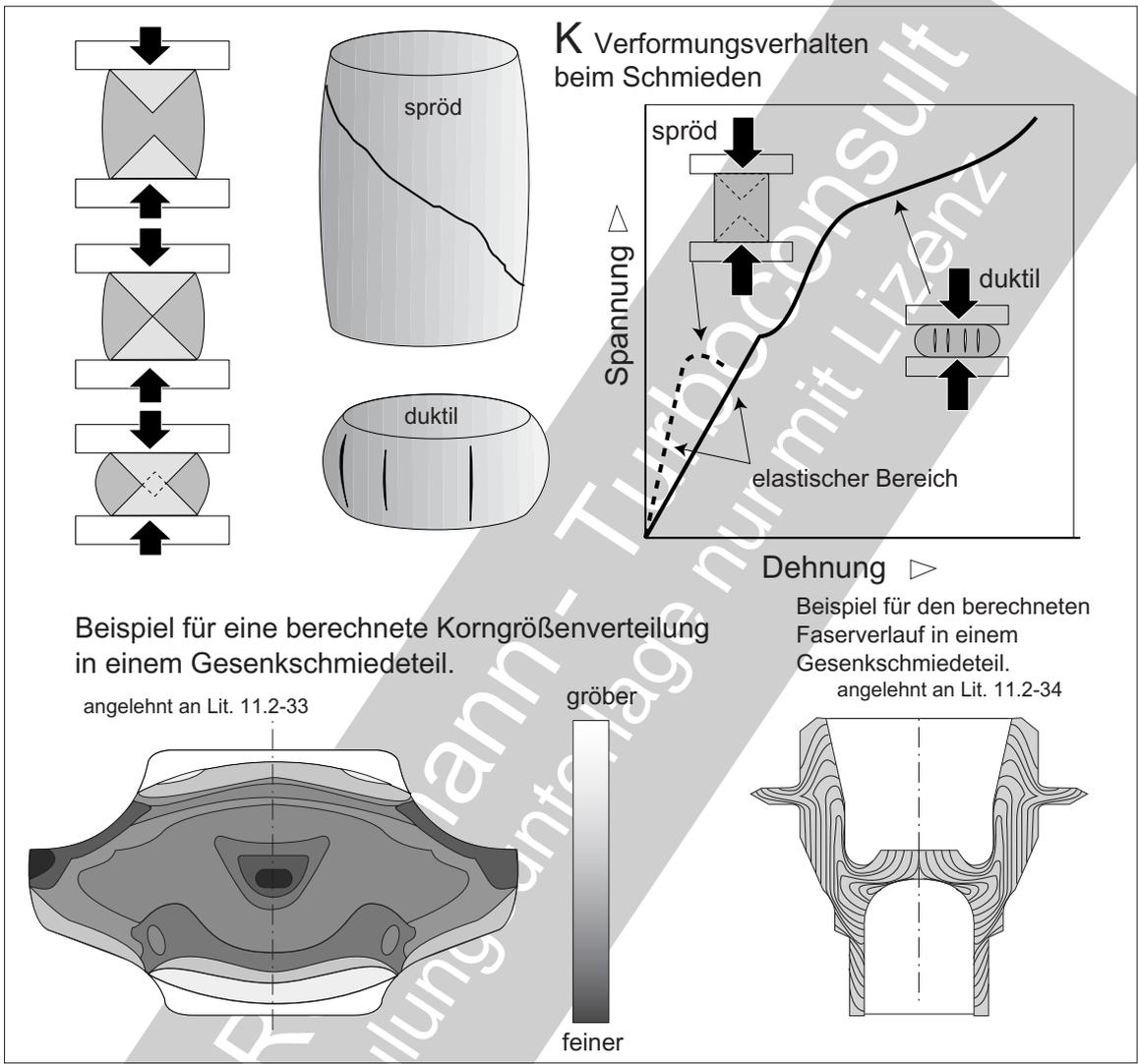


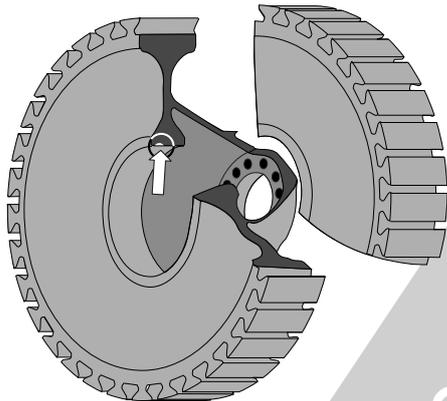
Bild 11.2.2-3

© Axel Rossmann - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

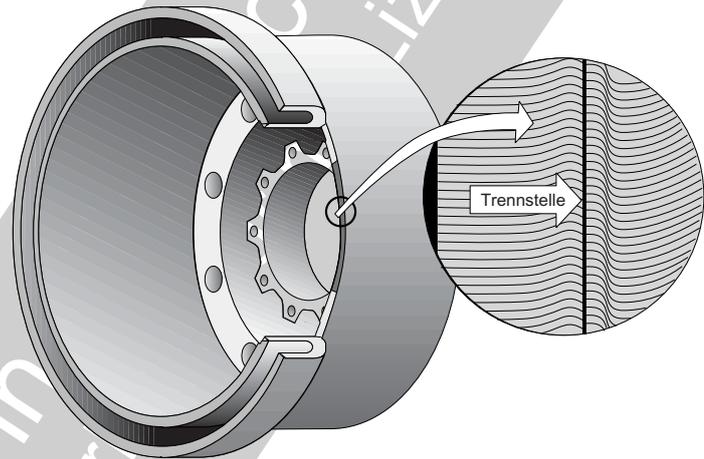
Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

11.2.2.1 Beispiele für Schäden an Schmiedeteilen

Bruch der Fanscheibe eines großen Triebwerks als Folge eines Rohteilfehlers.



Bruch einer Aluminiumfelge eines Flugzeugs als Folge eines Schmiedefehlers.



Schmiedewerkstoffe sind auch heute noch für zyklisch hochbeanspruchte Bauteile, insbesondere Rotoren (LCF) und Verdichterschaufeln (HCF) vorherrschend. **Die immer höheren Belastungen** (Fliehkräfte, Wärmespannungen) **verlangen die sichere Vermeidung immer kleinerer Fehlstellen**. In die Auslegung gehen nun auch Werkstoffeigenschaften ein, welche die **Rissbildung** im Bereich von Fehlstellen, den **Rissfortschritt** und die zum Gewaltbruch führende kritische Risslänge beschreiben lassen. Diese werden direkt als Werkstoffdaten und indirekt über das Gefüge spezifiziert. Eine unzulässige **Abweichung des Gefüges ist damit ebenso als schadensrelevanter Fehler** zu bezeichnen wie ein Riss oder eine gefährliche Seigerung

Seit Jahren wird immer wieder über **titanspezifische Werkstoffprobleme** mit **großen Schmiedeteilen** in Rotoren berichtet (Bild 11.2.2.1-4, -5, -6, -7, -8, -9, -10). Trotz intensiver Bemühungen scheint diese Problematik bis zu einem gewissen Grad immer noch zu bestehen.

Ein spektakulärer Schaden im Zusammenhang mit einem hochwarmfesten **pulvermetallurgischen Werkstoff** (PM, Beispiel 11.2.3-1, Bild 11.2.3-4) hat nach einer anfänglichen Euphorie realitätsnahe Ernüchterung einkehren lassen. Ein solcher Vorfall kann die Serienanwendung einer Technologie um Jahrzehnte verzögern. So machte die Nutzung der hohen Festigkeit dieser Bauteile besonders sensibel für verfahrensspezifische Fehler (Bild 11.2.2.1-8 und Bild 11.2.2.1-10).

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Bild 11.2.2.1-1 (Lit. 11.2-15): Dargestellt sind die häufigsten **Fehlertypen in Schmiedeteilen** mit ihrer Auswirkung auf die Bauteileigenschaften. Dabei wird gegebenenfalls auf entsprechende Abschnitte verwiesen, in denen die jeweilige Problematik genauer behandelt wird.

„**Faserverlauf**“: Dieser Begriff ist irreführend. Es handelt sich bei Werkstoffen mit „Triebwerksqualität“ lediglich um eine Gefügeorientierung. In erster Linie beruht diese auf einem bevorzugten Korngrenzenverlauf und der Anordnung von Karbiden im Korn.

Im Gegensatz zu Werkstoffen wie Baustählen mit einem merklichen Anteil an werkstofftypischen Inhomogenitäten (keine Fehler!) sind die hochfesten Werkstoffe des Triebwerksbaus von besonderer Reinheit. Trotzdem besteht auch hier ein Einfluss des Korngrenzenverlaufs (z.B. bei Kriechbelastung, plastische Verformbarkeit) und etwaiger festigkeitsbeeinflussender Inhomogenitäten (Schwachstellen). Einen negativen Einfluss, insbesondere auf die Schwingermüdung und die Kriechlebensdauer versucht man mit einer günstigen **Gefügerichtung** (Textur), d.h. längs zur höchsten Betriebsspannung, zu minimieren. Man erreicht diese Ausrichtung mit Hilfe der plastischen Verformung beim Schmiedeprozess (Bild 11.2.2.1-1). Dabei werden auch Fehlstellen wie unzulässige Seigerungen ausgerichtet. Die so beeinflusste Lage dieser Fehler kann jedoch die Auffindbarkeit mit einer **Ultraschallprüfung** erschweren (Bild 11.2.2.1-12). Deshalb ist die ZfP entsprechend zu optimieren. Nicht immer möglich ist es, insbesondere in dicken Querschnitten, wie dem Nabenbereich einer Scheibe, eine ausreichende **Schmiedenumformung** zu gewährleisten. Das begünstigt gerade in dieser besonders hoch beanspruchten Bauteilzone gefährliche Fehler. Hierzu gehören alle Fehler aus der Erschmelzung (Bild 11.2.2-2 „E“) einschließlich nicht verschmiedeter Gussporosität. Ein weiterer Effekt ist die „Zertrümmerung“ größerer **Einschlüsse in viele, weniger schädliche kleine** (‘HIP and forge’, Bild 11.2.3-3). Ungünstiger **Faserverlauf** und/oder

eine zu geringe Schmiedeverformung erhöhen also das Risiko lebensdauerverkürzender Fehlstellen. Insbesondere die zyklische Lebensdauer (LCF) ist davon betroffen.

Rissbildung: „**Schmiederrisse**“ treten gewöhnlich im Oberflächenbereich auf. Ursache sind Reibungskräfte zwischen Werkzeug (Schmiedehammer, Gesenk, Strangpresswerkzeug) und Schmiedeteil (Bild 11.2.2-3). Innen liegende, nicht oxidierte Schmiederrisse verschwinden gewöhnlich durch Verschweißung während des Schmiedeprozesses. Bevorzugte Risslagen befinden sich im Nabenbereich. Viele Schmiederrisse im Oberflächenbereich lassen sich mit einem ausreichenden abzuarbeitenden Aufmaß am Rohteil in Fertigteilen vermeiden. Der Rest sollte sich mit bauteilspezifisch optimierten seriengerechten ZfP-Verfahren wie Ultraschall, Wirbelstrom und Eindringprüfung ausreichend sicher finden lassen (Band 4). **Die Tendenz zu immer höherer Ausnutzung der Werkstofffestigkeit** (Band 1 Bild 4.1-1) **beschränkt die Nachweisgrenzen der Verfahren**. **Wärmebehandlungsrisse** (Bild 11.1-16 und Bild 11.2.2.1-5) treten als Folge zu hoher Wärmespannungen und niedriger Festigkeit in der Aufheizphase oder beim Abkühlen auf. Oxidiert der Riss oder ist die Verformung für eine Verschweißung beim Schmiedevorgang zu gering, können solche Risse nicht „ausgeheilt“ werden.

Verformungsbedingter Festigkeitsabfall tritt ein, wenn bei der Schmiedung keine ausreichende Verformung erreicht wird. Das gilt insbesondere für dicke Nabenquerschnitte die der **Durchschmiedung** einen besonders hohen Widerstand entgegensetzen. So können örtlich die geforderten statischen und dynamischen Mindest-Festigkeitswerte unterschritten werden. Der Grund ist eine nicht optimale Ausbildung des Gefüges (Bild 11.2.2-2 „G“). Besonders Werkstoffe, deren Festigkeit von einem eng spezifizierten thermomechanischen

Fortsetzung auf Seite 11.2.2.1-4

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

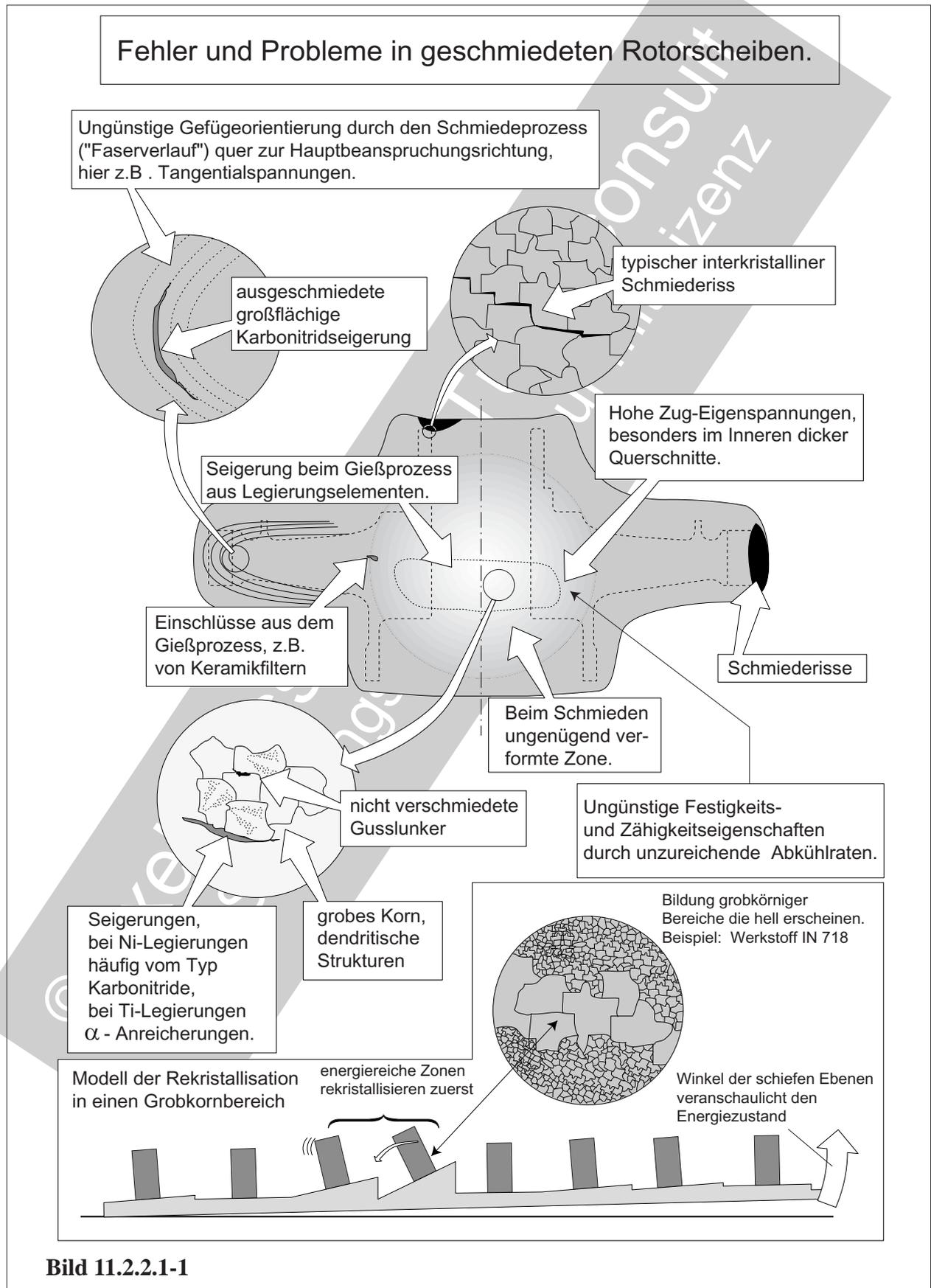


Bild 11.2.2.1-1

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Fortsetzung von Seite 11.2.2.1-2

Umformprozess gewährleistet werden muss, sind davon betroffen. Das betrifft insbesondere LCF- und Kriechfestigkeiten (Bild 12.2.1.1.9-7 und Band 1 Bild 5.4.2.1-7).

Festigkeitsabfall durch ungünstige Temperaturführung:

Je größer der Bauteilquerschnitt, umso träger verlaufen Temperaturänderungen (Bild 12.2.1.9-1.1 „A“). Dies gilt besonders für Titanlegierungen mit ihrer niedrigen Wärmeleitfähigkeit. Aber auch bei Halbzeug aus Ni-Legierungen mit großen Materialansammlungen wie im Nabenbereich von Turbinenrädern typisch (mittlere Skizze), besteht die Gefahr eines nicht optimalen Gefüges (Bild 11.2.2-1 „A“).

Eigenspannungen entstehen im Bauteil während des Schmiedeprozesses durch Verformungen und/oder behinderter Wärmedehnung während einer anschließenden Wärmebehandlung. Treten in einem im Betrieb hoch belasteten Bauteilbereich Zugeigenspannungen auf (Bild 12.2.1.9-1.1), können diese die Lebensdauer des Bauteils unzulässig reduzieren (Bild 11.2.2.-1 „A“). Je warmfester der Werkstoff, umso höher sind die bei einer Spannungsarmglühung nicht mehr abbaubaren Eigenspannungen, die sich zu den Betriebsspannungen im Bauteil addieren können (Bild 11.2.2.1-9).

Thermomechanische Umformung (engl. Thermomechanical Processing = TMP) kann Gefügebereiche entstehen lassen, die beim Ätzen hell erscheinen und als „Pseudo White Spots“ in der Literatur erscheinen (Lit. 11.1-4). Es handelt sich hier jedoch nicht um bedenkliche Inhomogenitäten der Legierungsbestandteile, sondern um Grobkornzonen (Detail im Rahmen unten) die von sehr feinem Korn umgeben sind. Die Ansammlung von dunkler wirkenden Korngrenzen um die Grobkornzone lassen diese heller erscheinen. Solche **Grobkornbereiche** entstehen, wenn die **Glüh-temperatur für eine vollständige Rekrystalli-**

sation nicht voll erreicht wurde. Dabei kann es sich um wenige °C handeln.

Diese Erscheinung ist besonders vom Werkstoff IN 718 bekannt. Er weist einen weiten Temperaturbereich, zwischen 995° C bei der die Rekrystallisation beginnt und 1030°C bei der das gesamte Gefüge erfasst ist, auf.

Das „**Rekrystallisationsmodell** (Rahmen unten) versucht am Beispiel einer profilierten schiefen Ebene zu zeigen, wie bei Erreichen des notwendigen Energiezustands (Temperatur) einzelne Gefügebereiche rekrystallisieren.

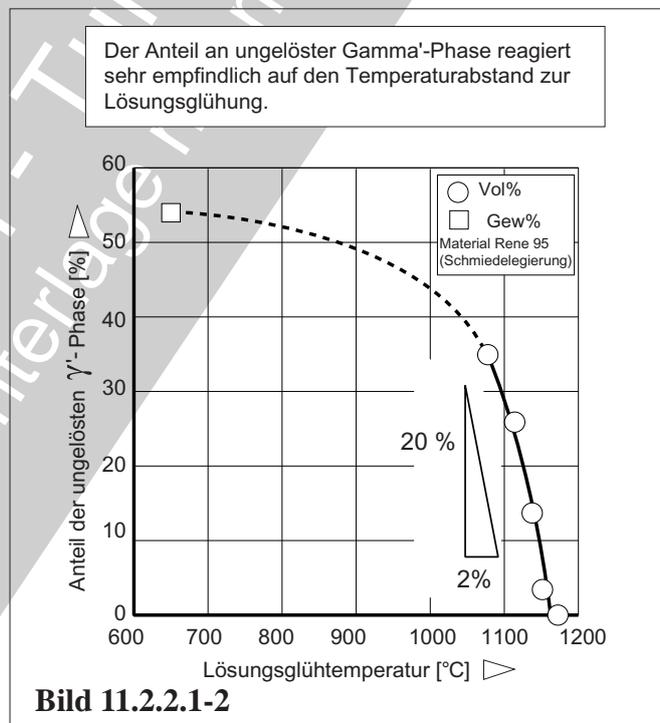


Bild 11.2.2.1-2

Bild 11.2.2.1-2 (Lit 11.2-5): Die Ausbildung der für die Warmfestigkeit verantwortlichen γ' -Phase hängt z.B. von deren in Lösung gehen und dem Ausscheiden bei der Abkühlung ab. Dabei spielt die Temperaturführung der Wärmebehandlung eine entscheidende Rolle. Von besonderer Bedeutung ist sowohl die Aufheiz- und Abkühlrate im gesamten Bauteil als auch die exakte Einhaltung der Lösungsglüh-temperatur. **Selbst kleine Abweichungen der Glüh-temperatur um 2 %** kann z.B. für die dargestellte hochfeste Ni-Schmiedelegerung den wichtigen γ' -Anteil um über 20 % verändern und so die **Warmfestigkeit entscheidend beeinflussen**.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Rissbildung in einer Turbinenscheibe während der Wärmebehandlung. Gerade auch sehr große Risse können bis in ein Triebwerk gelangen.

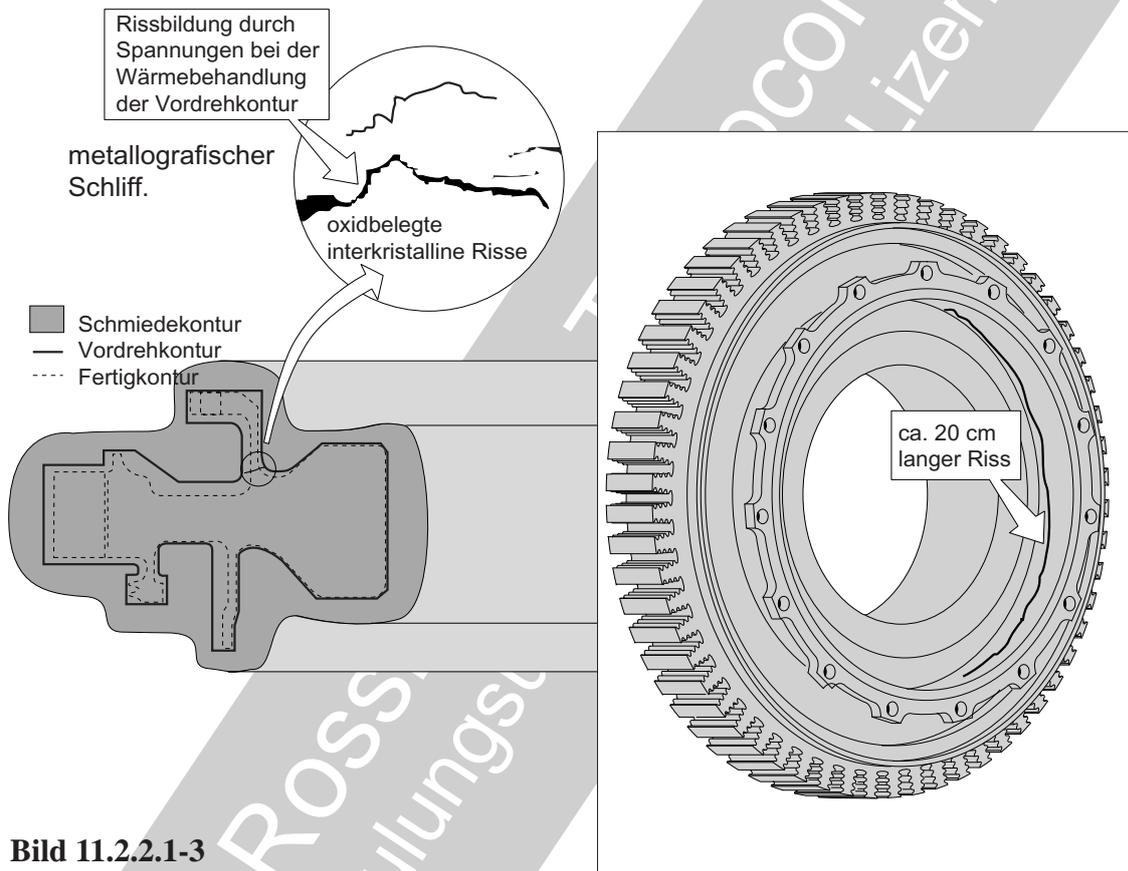
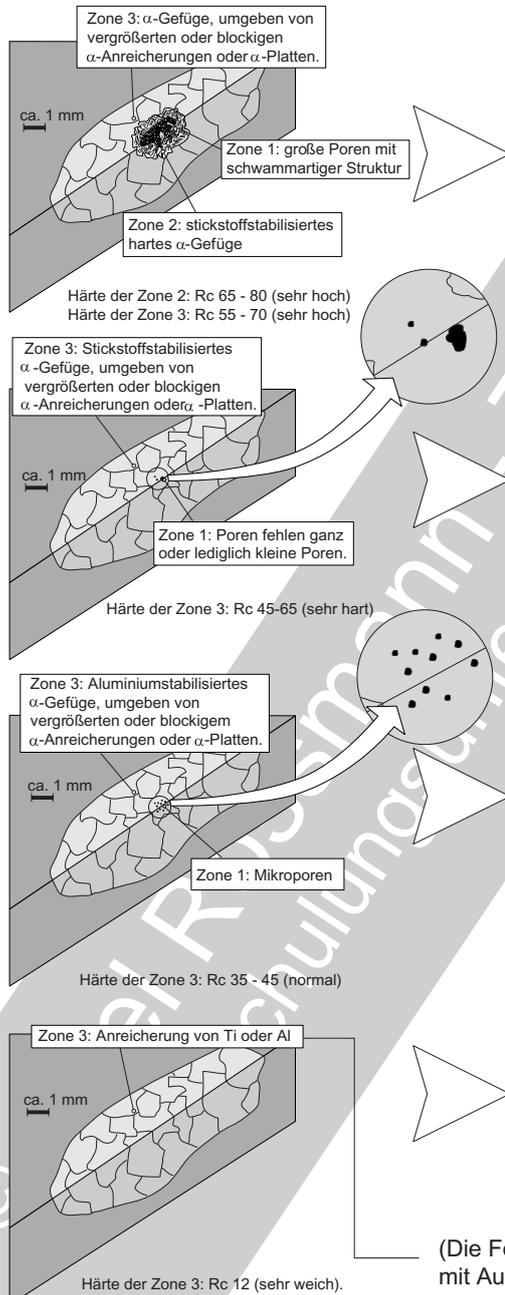


Bild 11.2.2.1-3

Bild 11.2.2.1-3: Während des Prüfstandslaufs in der Entwicklungsphase eines militärischen Mehrwellentriebwerks trat eine starke Unwucht auf. Die Demontage ergab an einer Turbinenscheibe am Flanschansatz zur Scheibe einen ca. 20 Zentimeter langen klaffenden Umfangsriss (Skizze rechts). Im Gegensatz zur Scheibenoberfläche war die aufgebrochene Rissoberfläche stark oxidiert. Ein metallografischer Schliff bestätigte den Befund (Detail oben). Mit den bekannten Betriebsbedingungen ließ sich diese Oxidation nicht erklären. Eine Bruchflächenauswertung zeigte bis auf die Rissenden **keine Schwingbruchanteile**. Die Bruchfläche, soweit auswertbar, ließ typische „teigige“ Merkmale eines **Warmrisses** erkennen (Bild 11.1-8 und Bild 12.2.1.3.1-10). Re-

cherchen ergaben, dass der Riss, wie an mehreren weiteren Rohteilen, bei der Wärmebehandlung des Bauteils in der **Rohteilkontur**, entstanden war (Skizze links). Diese Kontur wies im **späteren Rissbereich eine Kerbe und abrupte Querschnittsänderung zu einem sich schnell aufheizenden dünnen Ringsteg auf**. So konnten **gefährlich hohe Wärmespannungen während des Aufheizens und Abkühlens** entstehen. Warum trotz oder gerade wegen der großen Risslänge das Bauteil fertig bearbeitet wurde und in das Triebwerk gelangte, konnte nur vermutet werden. Entscheidend war wohl der auf sehr viel kleinere Risse ausgerichtete „**Erwartungshorizont**“ der Rissprüfer und die **Oxidfüllung** des Risses.

Fehler in Titanrotoren aus Betriebsschäden



Fehlerart: Typ I / Kategorie 1

Symbol für die Häufigkeit bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Verbrannter Ti-Schwamm

Fehlerart: Typ I / Kategorie 2

Symbol für die Häufigkeit bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Verunreinigte Schweißung der Elektroden oder verunreinigtes Rücklaufmaterial.

Fehlerart: Typ II / Kategorie 3

Symbol für die Häufigkeit bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Einfallen unaufgeschmolzenen Elektrodenmaterials in die Schmelze ("Drop-in")

Fehlerart: Typ II / Kategorie 4

Symbol für die Häufigkeit bei 22 Betriebsschäden:

Ursache: Ungeeignete Erschmelzung mit nachfolgender Homogenisierung.

(Die Form der Zone 3 ist in allen Fällen ein Ellipsoid mit Ausrichtung entsprechend der Verschmiedung.)

Bild 11.2.2.1-4

Bild 11.2.2.1-4 (Lit 11.2-30): Der „Sioux-City“-Flugunfall (Bild 11.2.2.1-8) war auf einen Werkstofffehler in der Fanscheibe eines der drei Triebwerke, zurückzuführen. Es handelte sich um eine Titanlegierung. Ein **Review Team** aus Spezialisten wurde mit der Bewertung der

gesamten Technologie, einschließlich **Rohteilherstellung**, Konstruktion und Auslegung beauftragt. Gegebenenfalls waren Verbesserungsvorschläge zu erarbeiten. In diesem Rahmen wurden 22 relevante Schäden und Vorkommnisse die bis 1990 aufgetreten waren, zusammengestellt und ausgewertet.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Die ursächlichen Werkstofffehler ließen sich entsprechend der Mikrostruktur (Gefüge), der chemischen Analyse und der physikalischen Besonderheiten, die sich auf die Bruchflächen auswirkten, in **vier Kategorien** einteilen:

Typ I/Kategorie 1: Dieser Fehler ist relativ häufig und steht im Zusammenhang mit der Prozesskontrolle bzw. Qualitätsproblemen. Er entsteht durch „verbrannten“ (Reaktion mit Luft) Titanschwamm aus dem Erschmelzungsprozess. Charakteristisch sind drei abgegrenzte konzentrische Zonen (Skizze oben links). **Zone 1** im Inneren weist eine schwammige Struktur mit großen Poren eines mittleren Durchmessers von 0,75 mm, auf. **Zone 2**, die nur bei diesem Fehlertyp auftritt, besteht aus sehr hartem und wahrscheinlich auch sprödem stickstoffstabilisiertem α -Gefüge. **Zone 3 ist in allen 4 Kategorien gleich.** Es handelt sich um einen entsprechend der Schmiedeverformung ausgerichteten Ellipsoid aus α -Gefüge, umgeben von α -Anreicherungen oder α -Platten.

Typ I/Kategorie 2: Eine ebenfalls vergleichsweise häufige Fehlerart, die im Zusammenhang mit Prozesskontrolle und Qualitätsproblemen zu sehen ist. Die **Zone 1** kann Poren enthalten, umgeben von einer **Zone 3** aus stickstoffstabilisiertem α -Gefüge. Die Härte liegt mit R_C 55-70 deutlich höher als die normalen R_C 35-40. Die Poren mit durchschnittlich 0,1 mm Durchmesser sind jedoch deutlich kleiner als bei Typ 1. Poren dieser geringen Größe erklären das Risswachstum bei Schadensfällen offenbar nicht. Anscheinend wirkt sich die gesamte Fehlstelle schwächend aus. Auch hier besteht die **Zone 3** aus stickstoffstabilisiertem α -Gefüge.

Typ II/Kategorie 3: Ist deutlich seltener als Typ 1 und Typ 2. Sie besteht aus einer **Zone 1** mit sehr kleinen Mikroporen im Durchmesserbereich von 0,25- 0,005 mm. Auch hier wird die **Zone 3** von α -Gefüge gebildet, das in diesem Fall jedoch aluminiumstabilisiert ist. Die

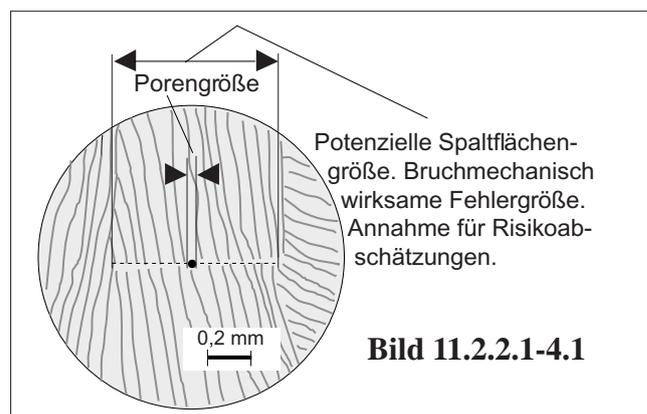
Härte entspricht mit R_C 35-40 den üblichen Werten des Grundmaterials.

Typ II/Kategorie 4: Ein solcher Fehler wurde als Schadensursache am seltensten beobachtet. Es handelt sich um lediglich eine einzelne **Zone 3**. Derartige Seigerungen bestehen aus reinem Titan und haben eine entsprechend niedrige Härte (R_C 12) bzw. Festigkeit. Porosität wurde nicht gefunden. Fehlstellen dieses Typs fand man vor der Einführung des sog. „Hot Topping“.

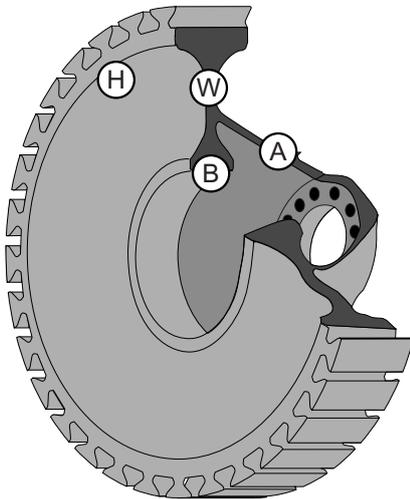
Das **Risswachstum** der untersuchten Schadensfälle im Anrissbereich zeigte die folgenden typischen Merkmale:

- **Anriss von Poren,**
- **Glatte Spaltflächen („cleavage“) direkt um Poren** entsprechen einer spröden Mikrorissbildung (Bild 11.2.2.1-10 und Bild 11.2.2-2 „H“).
- **Interkristalline, facettenartige Rissbildung** entlang plattenförmigen α -Strukturen .
- **LCF- Rissbildung und zähes Aufreißen** zwischen den Facetten.

Je nach Fehlertyp waren die Bruchflächenmerkmale unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei Typ 1 hatte Porosität jedoch offenbar den dominierenden Einfluss auf das Risswachstum. Typ 2 und 3 ließen einen ähnlichen Gefügeeinfluss erkennen. Eine wichtige Erkenntnis war: **Die Porengröße entspricht nicht unbedingt der wirksamen Anrissfehlergröße.** Deshalb erscheint bei **Risikoabschätzungen die Annahme einer größeren wirksamen Porengröße** notwendig (Bild 11.2.2.1-4.1).



Fehlerverteilung in Rotorscheiben aus Titan



Fehlerlage	(B) Nabe ("Bore")	(W) Membrane ("Web")	(H) Bohrung in der Scheibe ("Web Hole")	(A) Arm für Befestigung oder Spacer
Schäden				
Rotoren mit Fehlern	■	■	■	—
angerissene Rotoren	■	■	■	0
Geborstene Rotoren	■	—	—	0

Bild 11.2.2.1-5

Bild 11.2.2.1-5 (Lit. 11.2-30): Die Auswertung von **Fehlern in Rotorteilen aus einer Titanlegierung** im Zeitraum bis 1990 ließ den folgenden Schluss zu: Die Häufigkeit der Fehler aus dem Erschmelzungsprozess (Bild 11.1-12) und dem Schmiedeprozess (Bild 11.2.2-2 „D“ und Bild 11.2.2.1-4) ist nicht im gesamten Bauteilvolumen gleich. Man erkennt, dass insbesondere **im Nabenbereich gefährliche Fehler** auftraten bzw. gefunden wurden. Eine solche Fehlerverteilung gilt auch für Ni-Basislegierungen und hochlegierte Stähle, die in ähnlichen Verfahren hergestellt wurden. Fehler im Nabenbereich sind besonders sicherheitsrelevant. Hier treten gewöhnlich sehr hohe zyklische Beanspruchungen auf. Zusätzlich ist eine, zur Erzielung der geforderten Festigkeitseigenschaften notwendige, plastische Umformung in den dicken Nabenquerschnitten beim Schmieden schwerer zu realisieren (Bild 11.1-14 und Bild 11.2.2-3 „K“, Bild 11.2.2.1-1). Diese **Verformung ist jedoch eine Voraussetzung für die Zerkleinerung von Fehlstellen (Verunreinigungen, siehe auch 'HIP and forge', Bild 11.2.3-2) und/oder deren günstige Ausrichtung zur Hauptbeanspruchung** (Bild 11.1-13).

Reicht die Umformung nicht aus, werden größere Fehler mit einer wirksameren Lage begünstigt.

Ca. 80 % der geborstenen Rotoren wiesen **Anrisschwachstellen unterhalb der Oberfläche** auf. Der LCF-Rissfortschritt breitete sich zur Oberfläche aus. So waren bereits gefährlich große Risse erst spät mit Eindringprüfung erkennbar. Voraussetzung war natürlich, dass in dieser Wachstumsphase des Risses eine solche Prüfung, z.B. im Rahmen einer Überholung erfolgte.

Generell lässt sich sagen, dass die **Wahrscheinlichkeit von Werkstofffehlern mit dem Bauteilvolumen bzw. mit der Dicke der Querschnitte ansteigt**.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Bruch eines Verdichterrotors als Folge eines Werkstofffehlers.

Bruch des HPV-Rotors bei ca. 20 Knoten Rollgeschwindigkeit und Startschub.
Das ca. 30 kg schwere Rotorbruchstück traf auf der Startbahn auf.

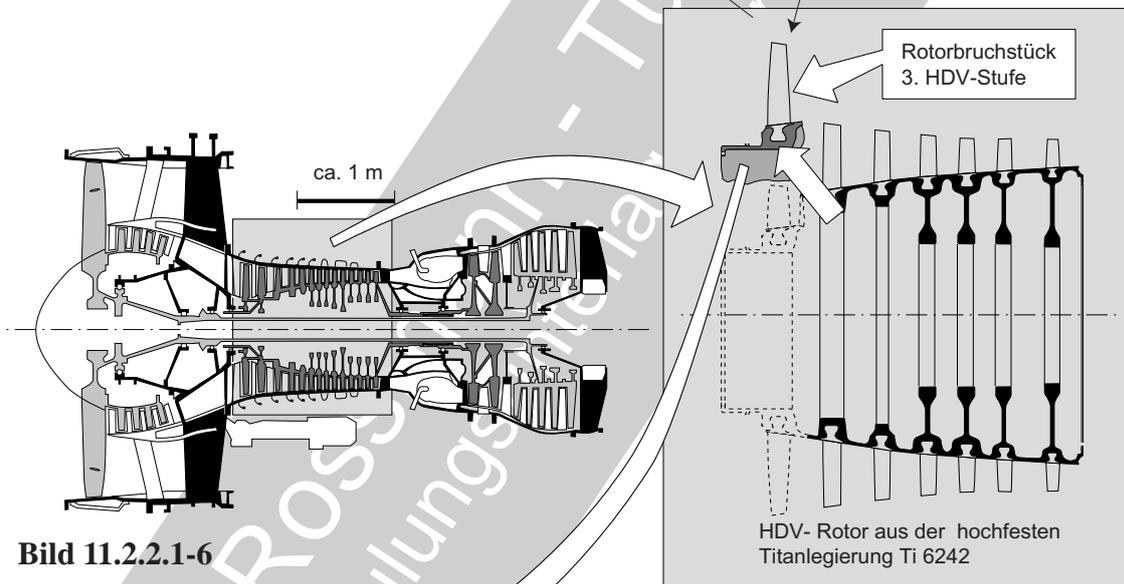


Bild 11.2.2.1-6

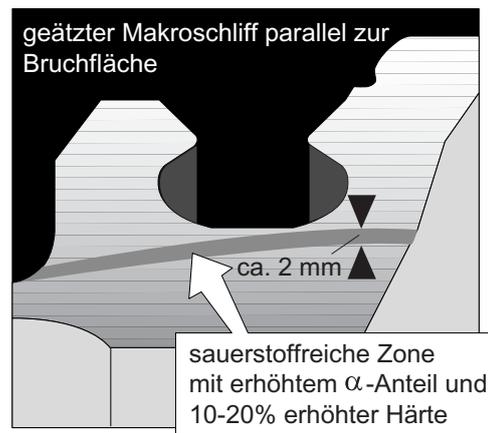
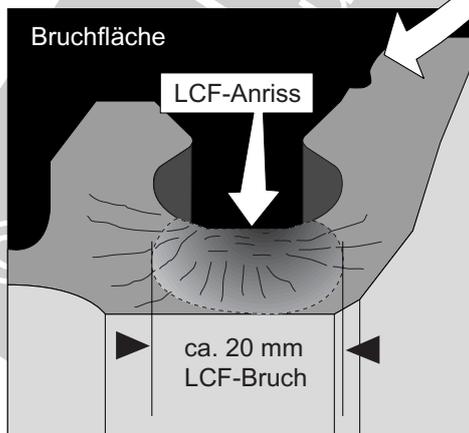


Bild 11.2.2.1-6 (Lit. 11.2-18, Beispiel 11.2-3):
Der einteilige Verdichterrotor (Spool) aus der
hochfesten Titanlegierung Ti6242 versagte zwi-
schen 3. und 9. Stufe (Skizze Mitte rechts) durch
LCF (Skizze unten links). Der Anriss wurde auf
den Schwingfestigkeitsabfall im Bereich einer

Sauerstoffanreicherung (Seigerung, Skizze
unten rechts) mit einem erhöhten α -Gefügean-
teil zurückgeführt. Die Fehlstelle zeigte gegen-
über der Matrixhärte von R_c 34 eine leicht
angehobene Härte von R_c 38-43 . Es dürfte

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

sich dabei um einen Fehler vom **Typ II, Kategorie 3** (Bild 11.2.2.1-4) handeln. Die Schwachstelle lag in der Nähe der hoch belasteten Schwalbenschwanz-Umfangsnut.

Die **Sauerstoffanreicherung war beim 3-fach Umschmelzvorgang** entstanden. Als Ursache kommt ein ausgeprägter **Vakuumzusammenbruch** während des zweiten Umschmelzvorgangs in Betracht. Das Ereignis ließ sich anhand der obligatorischen zu dokumentierenden **Prozessschriebe** rekonstruieren (Bild 11.2.2.1-7). Ein solcher Vorgang von unzulässiger Intensität ist äußerst selten. Er tritt auf, wenn eine Verlagerung der Elektrode zu einem **Kühlwasserleck der Kokille** führt. Der Druckanstieg war jedoch zur damaligen Zeit (1972), aus der das Rohmaterial stammte, noch im tolerierbaren Rahmen. Der Sauerstoff aus dem unter der hohen Temperatur dissoziierten Wasser, diffundiert dann in das Schmelzbad (Bild 11.2.2.1-7).

Typische Merkmale einer solchen Prozessabweichung konnten dem Schadensteil zugeordnet werden. Damit war es möglich, weitere potenziell gefährdete Bauteile, die sich in der **Nachbarschaft des Schadensteils** im Erschmelzungsblock befanden, zu identifizie-

ren (siehe hierzu auch Bild 11.2.2.1-12). Entsprechend der Forderung zuständiger Behörden wurden innerhalb von 30 Tagen alle suspekten Teile (21) ausgebaut.

Eine solche Schwachstelle ohne Rissbildung konnte offenbar auf Grund der **besonderen Lage mit Ultraschallprüfung** nicht gefunden werden. Die Fehlstelle, sofern sie an die Oberfläche trat, wäre mit einer Makroätzung („**Blue Etch Anodizing**“ = **BEA**) erkennbar gewesen. Dieses Verfahren wurde jedoch damals noch nicht angewandt.

Auch am Fertigteil mit potenzieller Rissbildung war die Ultraschallprüfung im Rahmen einer Überholung oder Inspektion problematisch. Der Fehler im Bereich der Nut lag nämlich an einer für die Ultraschallprüfung sehr ungünstigen Stelle („**Blind Spot**“). Dies gilt besonders für Risse die sich dicht unter der Oberfläche befinden. Bei der letzten Überholung zeigte die Ultraschallprüfung zwar einen ungewöhnlichen Befund, dieser wurde aber in Übereinstimmung mit den Vorschriften als zulässig bewertet.

Deshalb wurde eine **zusätzliche Wirbelstromprüfung** für die Erkennung oberflächennaher Risse empfohlen.

Beispiel 11.2.2.1-1 (Bild 11.2-16, Lit.11.2-18)

Zitat: „...Shortly after the commencement of the take-off roll, at about 20 knots, there was a loud explosion and the aircraft yawed sharply to the left. The takeoff was rejected, and there was a fire warning on the left engine...

Approximately **30 kilograms of rotating hardware** from the left engine HPC and the compressor case was found on the ground near the aircraft. No engine debris penetrated the passenger cabin...

The engine's inlet gearbox was fractured, causing a disconnect of the engine accessory drive, which includes the main engine fuel pump...

The uncontained failure of the third stage of the 3-9 high-pressure compressor spool was due to the presence of an **oxygen rich segregate...**“

Kommentar: Mehrere ähnliche Schäden an dem gleichen Triebwerkstyp bzw. derselben Rotorkonstruktion sind über eine längere Zeit bekannt geworden. Offenbar gingen in allen Fällen auf Grund zyklischer Belastungen aus den Start/Abstellvorgängen, LCF-Anrisse von **Werkstofffehlern** aus. Die Problematik scheint in der Qualitätssicherung der Rohmaterialherstellung für **große Titanrotoren mit dicken Querschnitten** zu liegen. Soweit erkennbar sind derartige Probleme bis heute auch in anderen Triebwerkstypen nicht auszuschließen.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Mögliche Aufnahme von Sauerstoff in den Rotorwerkstoff

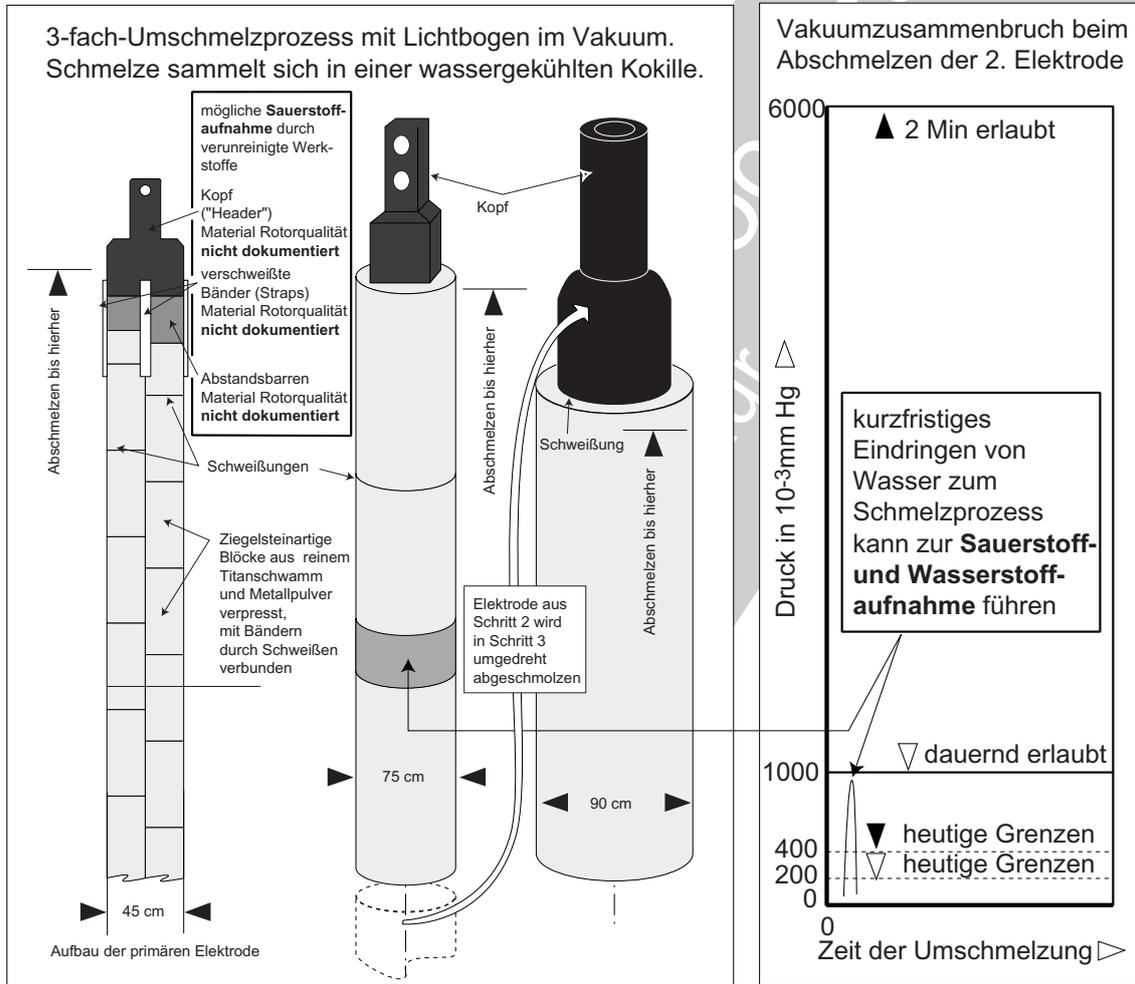


Bild 11.2.2.1-7

Bild 11.2.2.1-7 (Lit. 11.2-18): Die Optimierung des Herstellungsprozesses für luftfahrtgeeignetes Halbzeug aus hochfesten Titanlegierungen benötigte Jahre. Heute wird üblicherweise ein **dreifaches Umschmelzen im Vakuum** vorgenommen. Nachfolgend wird ein typischer Verfahrensablauf beschrieben: Im **Schritt 1** wird reiner **Titanschwamm** mit den pulverförmigen Legierungsbestandteilen gemischt. Daraus werden große Quader gepresst und mit Bändern unter Schutzgas zur ersten Elektrode mit 45 cm Durchmesser (Maße als typisches Beispiel angegeben) verschweißt

(Skizze links). Über ein Zwischenstück wird die **Elektrode** mit dem Befestigungskopf (engl. „Header“) verbunden.

Diese Elektrode wird von einem Lichtbogen in eine wassergekühlte Kokille zu einer weiteren Elektrode mit 75 cm Durchmesser abgeschmolzen (siehe hierzu Bild 11.1-11 und Bild 11.1-12). Weil dabei vom Zwischenstück Material abschmelzen kann, muss dieses und die Verbindungsbänder ebenfalls aus **Titan von Rotorqualität** bestehen.

Für die zweite Umschmelzung werden drei im **Schritt 1** erschmolzene Barren (engl. „ingot“),

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

hier von 60 cm Durchmesser, zu einer Elektrode verbunden (Skizze Mitte). In der zweiten Umschmelzung (**Schritt 2**) darf, im Gegensatz zu Schritt 1, kein Kopfmaterial abgeschmolzen werden. Es entsteht durch einen dem in Schritt 1 vergleichbaren Schmelzvorgang ein Barren mit 75 cm Durchmesser.

Der so erhaltene **Barren wird umgedreht** und bildet die Elektrode für die dritte Umschmelzung (**Schritt 3**). Es entsteht das Endprodukt des Schmelzvorgangs, ein Barren von 90 cm Durchmesser.

Dieser Barren wird überdreht, wärmebehandelt und in **Stöckel** (engl. „**Billet**“, siehe Bild 11.3-11) geschmiedet. Es folgt eine Aufteilung in Längen die für das jeweilige Rohteilvolumen notwendig sind. Eine Bearbeitung erzeugt die Geometrie für den Umformvorgang zum bauteilspezifischen Halbzeug (z.B. Gesenkschmiedeteil).

Anmerkung zu Bild 11.2.2.1-6: Ursprünglich wurde das Halbzeug des Rotors von Stufe 3-9 (Skizze Mitte rechts) aus einem **einzigem vorgeschmiedeten Stöckel** mit 40 cm Durchmesser hergestellt. Dann wurden Stöckel mit Durchmessern von 30 und 32,5 cm verwendet. Später ging man auf **zwei Stöckel** von 25 cm und später mit 20 cm Durchmesser über. Die zwei Teile wurden vorbearbeitet und dann zum Rotor verschweißt. Die starke Umformung der dünnen Stöckel in den Schmiederohling führt zu einer günstigeren Mikrostruktur, Fehlerzerkleinerung und -ausrichtung. Die Entwicklung zu immer **kleineren Stöckeldurchmessern** sollte zusätzlich das Auffinden von harten **α -Seigerungen** erleichtern. So entstand eine **größere, durch Ätzen/BEA prüfbare Oberfläche**.

Bild 11.2.2.1-8 (Lit. 11.2-30, Beispiel 11.2-4): Nach 41 009 Betriebsstunden mit 15 503 Start-Abstellzyklen trat ein LCF-Bruch der Fanscheibe ein (mittlere Skizze). Diese bestand aus der Titanlegierung TiAl6V4. 760 Zyklen vor dem Schaden befand sich das Triebwerk in der Reparatur. Dabei erfolgte auch an der Scheibe eine Prüfung mit fluoreszierendem **Eindringstoff**. Eine **Ultraschallprüfung** der Schwalbenschwanznuten im Kranz wurde ebenfalls vorgenommen. Von diesen Prüfungen wurden keine Rissanzeigen gemeldet. Der zum Bruch führende Riss ging von einer **1,4 x 0,3 mm großen Fehlstelle** (Detail links unten) im Bereich der **Nabenbohrung** aus. Der

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

An großen Rotorkomponenten aus hochfesten Titanlegierungen werden immer wieder Probleme bekannt, die im Zusammenhang mit dem Herstellungsprozess der Rohteile stehen.

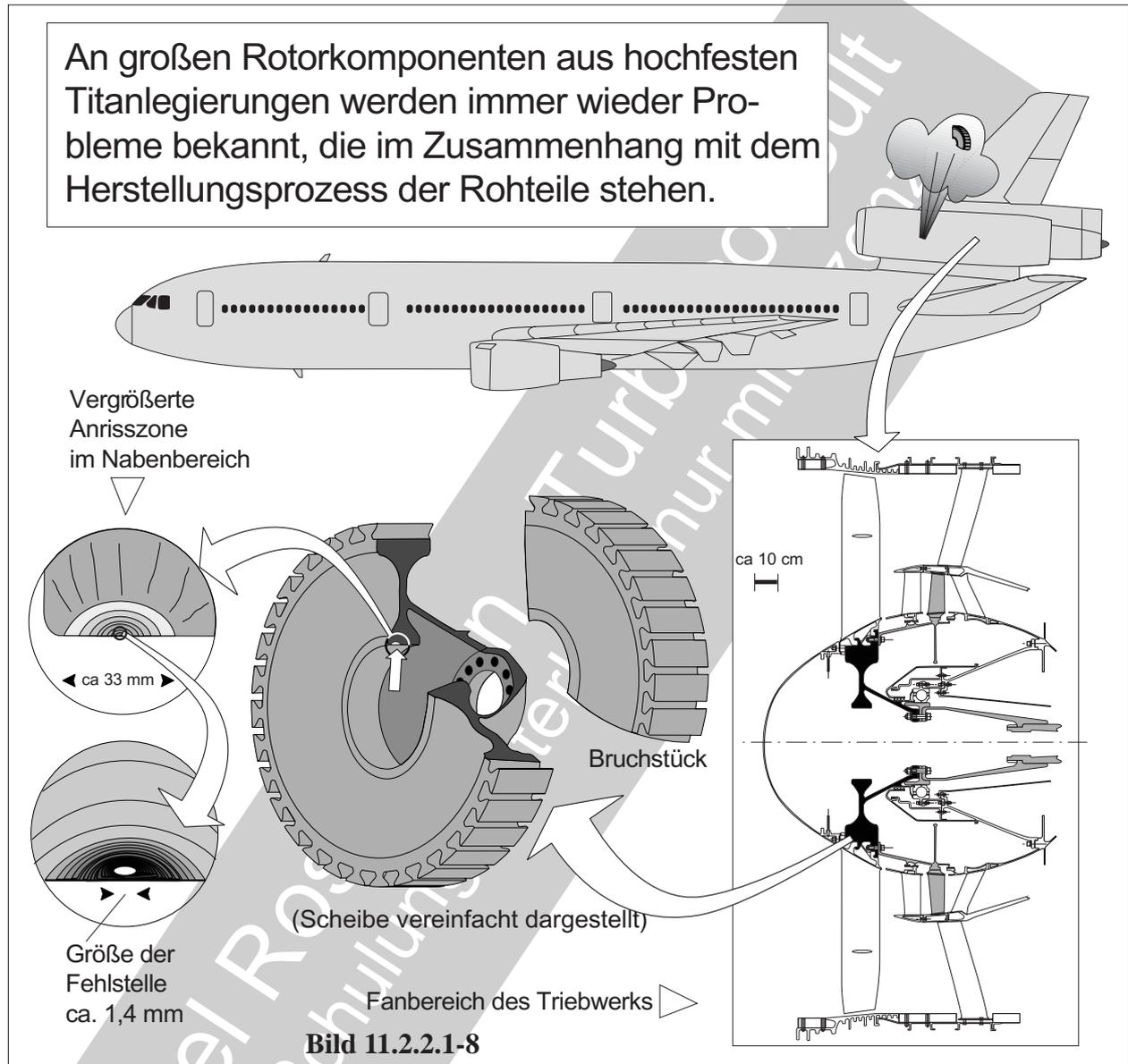


Bild 11.2.2.1-8

zyklische (LCF) Rissfortschritt von 14 000 bis 16 000 Lastwechseln führte zur **kritischen Risslänge von ca. 30 mm** an der Oberfläche der Nabenbohrung. Im Anrissbereich lag eine Anreicherung von **hartem α - Gefüge** („hard alpha material“) mit einem erhöhten **Stickstoffgehalt**. In dieser Zone befanden sich auch **Mikrorisse und Mikroporosität**. Dies sind typische Merkmale des „**Fehlertyps 1**“ (Bild 11.2.2.1-4). In einer „Schwesterscheibe“ aus der gleichen Erschmelzung wurden Ultraschallanzeigen in der Scheibenmembrane der Nabenbohrung und dem Flanscharm gefunden. Es handelte sich um denselben Fehlertyp wie bei der Schadensscheibe. Hier lag jedoch kein

LCF-Rissfortschritt vor. Zusätzlich zeigte eine **Makroätzung** („Blue Etch Anodizing“) Seigerungen die sich dem „**Fehlertyp 2**“ mit hohem **Aluminiumanteil** zuordnen lassen.

Die Fehlstellen mit dem erhöhten Stickstoffgehalt wurden offenbar bei der **Erschmelzung des Barrens** („Ingot“, Bild 11.2.2-3 „K“ und Bild 11.3-11) eingebracht.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele



Beispiel 11.2.2.1-2 (Bild 11.2-18):

Zitat 1 (Lit 11.2-19): „...(The aircraft) that encountered a critical engine malfunction and complete loss of its hydraulic systems...crashed and burned...while attempting to land at a municipal airport...More than 100 people died in the accident...“

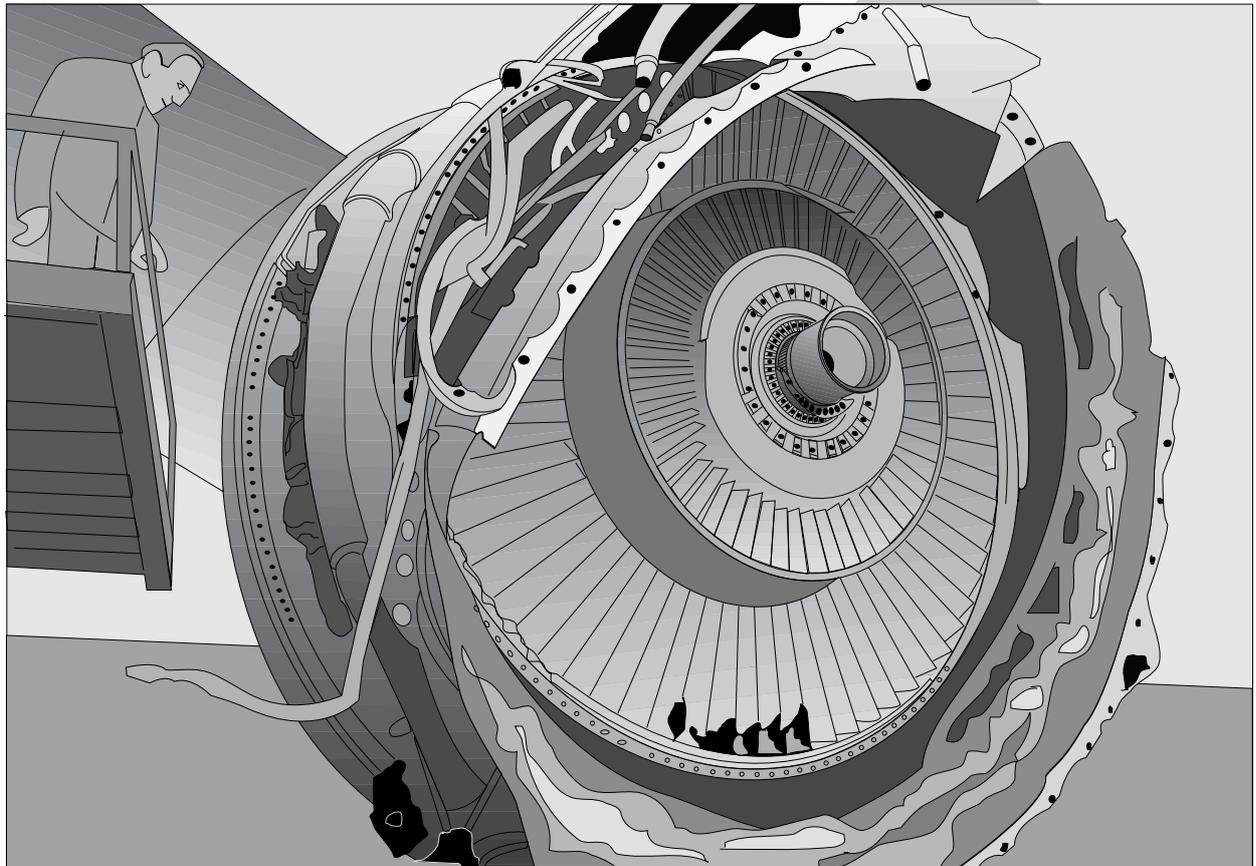
Zitat 2 (Lit 11.2-20): “The first stage disk from the No. 2 engine...that crash-landed...at Sioux City...has been recovered and last week became the immediate focus of intense inspection. Preliminary investigation showed a „pre-existing crack“ on the interior surface of the disk...”

Zitat 3 (Lit 11.2-21): The accident disk also bore evidence of a **preexisting fatigue crack zone near its inside surface where the disk encounters its highest stress**....How such a

crack could go undetected is on focus of an investigation...Inspectors also have discovered a 0.055 x 0.012-in (1,4 x 0,3 mm) cavity on the accident disc’s surface that may be evidence of a **hard alpha** but may not have been detected with dyes. **The difficulties of detecting cracks may require research into new inspection technology...**“

Kommentar: Es handelt sich um den bekannten „**Sioux City-Unfall**“. Die Problematik von Werkstoffehlern in großen Rotorscheiben, insbesondere aus hochfesten Titanlegierungen, ist auch nach ca. 15 Jahren ein wichtiges Thema. Durch Verbesserungen, insbesondere des Erschmelzungsvorgangs und der zerstörungsfreien Prüfung, konnte die Sicherheit verbessert werden: Trotzdem werden immer wieder ähnliche Schäden bekannt (Bild 11.2-16). Die Skizze oben soll einen Eindruck für die Größe des Hauptbruchstücks vermitteln, nachdem es auf einem Feld gefunden wurde.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele



Beispiel 11.2.2.1-3:

Zitat 1 (Lit 11.2-22 und 11.2-32): „The first incident occurred when the fan of a 250-cycle (flight)...from the No 3 position...(from an Aircraft) taking off from New York fell into the sea.

...the second incident occurred...en route from Los Angeles to Chicago (a 300-cycle fan which was not in the same batch). ...(in this) accident the No. 1 engine fan left the pod, **travelled forward under the fuselage and then aft, striking the No 3 Nacelle.**“

Zitat 2 (Lit 11.2-17): „Innerhalb kurzer Frist lag bereits (durch Untersuchungen) fest, dass die sogenannten A-Scheiben aus der oberen Hälfte des ...Titanknüppels, bruchanfälliger wa-

ren als die B-Scheiben aus der unteren Hälfte. Vor der Untersuchung hatte (der OEM) angenommen, dass zwischen diesen beiden Scheiben keinerlei Unterschiede bestehen, doch bewies die statistische Analyse, dass nur bei A-Scheiben Risse auftraten. Zur Verringerung der Restspannungen erhöhte (der OEM) die Wandstärke der Scheibe.“

Kommentar: Obwohl in beiden Fällen keine Bruchstücke gefunden wurden, darf davon ausgegangen werden, dass ein ursächlicher Einfluss offenbar hoher **Zugeigenspannungen** aus dem Herstellungsprozess des Rohteils vorlag. Ein Beitrag von Poren und Gefügefehlern aus dem Erschmelzungsprozess zur Schadensentstehung ist wahrscheinlich. Hinzu kam, dass der LCF-lebensdauermindernde Einfluss der **Haltezeit (Dwell Time)** unterschätzt worden war (Lit. 11.2-16).

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Brüche von Fanscheiben aus einer Titanlegierung im Zusammenhang mit der Rohteilherstellung.

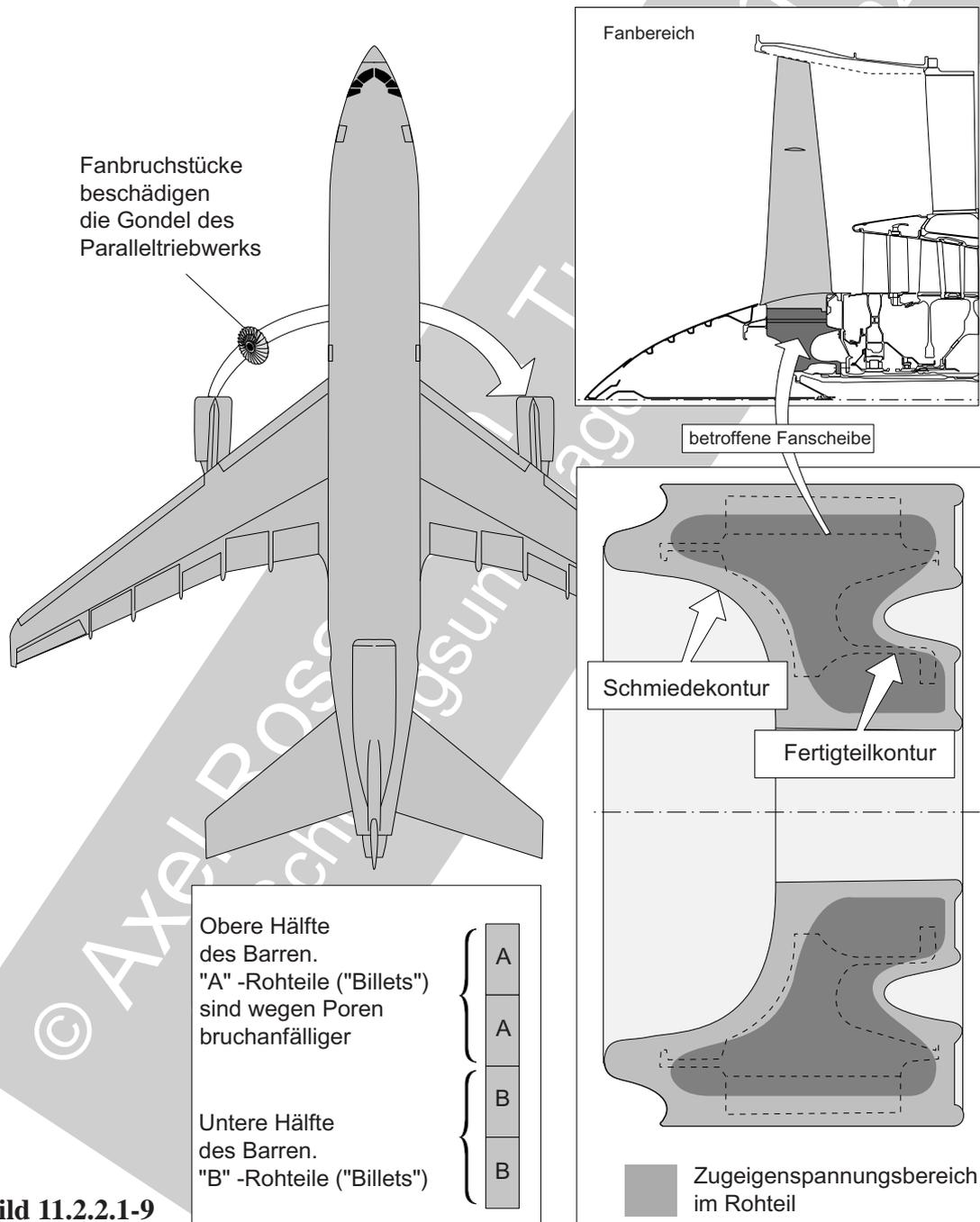


Bild 11.2.2.1-9

Bild 11.2.2.1-9 (Lit. 11.2-17 und Lit. 11.2-32, Beispiel 11.2-3): In einem großen Fan-Triebwerk der ersten Generation traten **Scheibenbrüche** auf. Es handelte sich um eine hoch-

festen Titanlegierung. Betriebsrisse (LCF) an mehreren anderen, daraufhin überprüften Scheiben konnten **Problemen aus der Rohteilherstellung** ursächlich zugeordnet werden.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Bild 11.2.2.1-10 (Lit. 11.2-17): **Poren in Titan-Schmiedeteilen**, wie hier in einer Verdichterscheibe, sind auf den Gießprozess bei der Halbzeugherstellung zurückzuführen (Bild 11.2.2.1-4). Im dargestellten Fall befand sich eine Pore in der Nähe einer Verschraubungsbohrung in der Scheibenmembran und führte zu einem Anriss der bis zur Oberfläche lief. Dieser Riss wurde mittels Eindringprüfung gefunden.

Es handelt sich um **einzelne Mikroporen** (Detail oben links) oder **Porennester**. Solche Poren begünstigen in mehrfacher Hinsicht einen zyklischen Rissfortschritt:

Als Kerben erhöhen Poren die örtlichen Betriebsspannungen beträchtlich.

Stehen die Poren im Zusammenhang mit einer **Wasserstoffaufnahme** können dadurch Versprödungseffekte mit spontaner Rissbildung, bei ausreichend Eigenspannungen auch am Neuteil, auftreten.

Befinden sich um die Poren harte spröde Gefügebereiche („**Hard α**“), meist durch Sauerstoff- oder Stickstoffaufnahme entstanden, wird **spröde Mikrorissbildung** unterstützt (Bild 11.2.2.1-8) sowie die **Rissfortschrittsgeschwindigkeit erhöht**.

Oft findet man an einem Betriebsriss im Rissausgang eine Pore, die sich im Zentrum einer **spröden kreisförmigen Bruchfläche** („cleavage crack“, „quasi cleavage crack“) befindet. Diese Bruchfläche muss keine Rissfortschrittslinien aufweisen.

Die Porenproblematik („**Pore Cracking**“) wird seit Jahrzehnten an **Schmelzschweißungen von Titanteilen** (Elektronenstrahl, Bild 12.2.1.3.3-3 und Bild 12.2.1.3.3-7; Schutzgas) beobachtet (Lit 11.2-24). Die **Rissbildung an der Pore hängt merklich von Eigenspannungen ab**. Ein Wasserstoffgehalt über 200 ppm förderte die Rissentstehung. Auch ein Einfluss von Sauerstoff wurde beobachtet. Unter Fach-

leuten besteht offenbar Konsens, dass die **spröde Rissbildung an Poren in Titan mit der Aufnahme von Gasen in ursächlichem Zusammenhang** steht. Die Rissbildung ist **zeitabhängig**, das spricht für Diffusionsvorgänge. Man glaubte, Rissbildung bei Kaltverformung (Richten) von Schweißungen an dickwandigen Bauteilen wie Druckgefäßen beobachtet zu haben. Dem widerspricht, dass unter solchen Bedingungen eher eine Bruchfläche mit typisch duktilen Mikromerkmalen (Zipfelbildung) zu erwarten ist.

Heute gilt offenbar, dass „**Pore Cracking**“ in Triebwerksteilen im Zusammenhang mit „**Dwell Time Fatigue**“ (siehe Band 1, Bild 5.4-12 und Bild 5.4-13) steht. Es handelt sich um einen Schadensmechanismus, der eine Kombination von statischer Last (konstante Drehzahl, Eigenspannungen) mit zyklischer Belastung (Start-Abstell Zyklen) benötigt.

Kleine Poren aus der Halbzeuherstellung und in
Schweißungen können in Titan-Knetlegierungen
Risse auslösen.

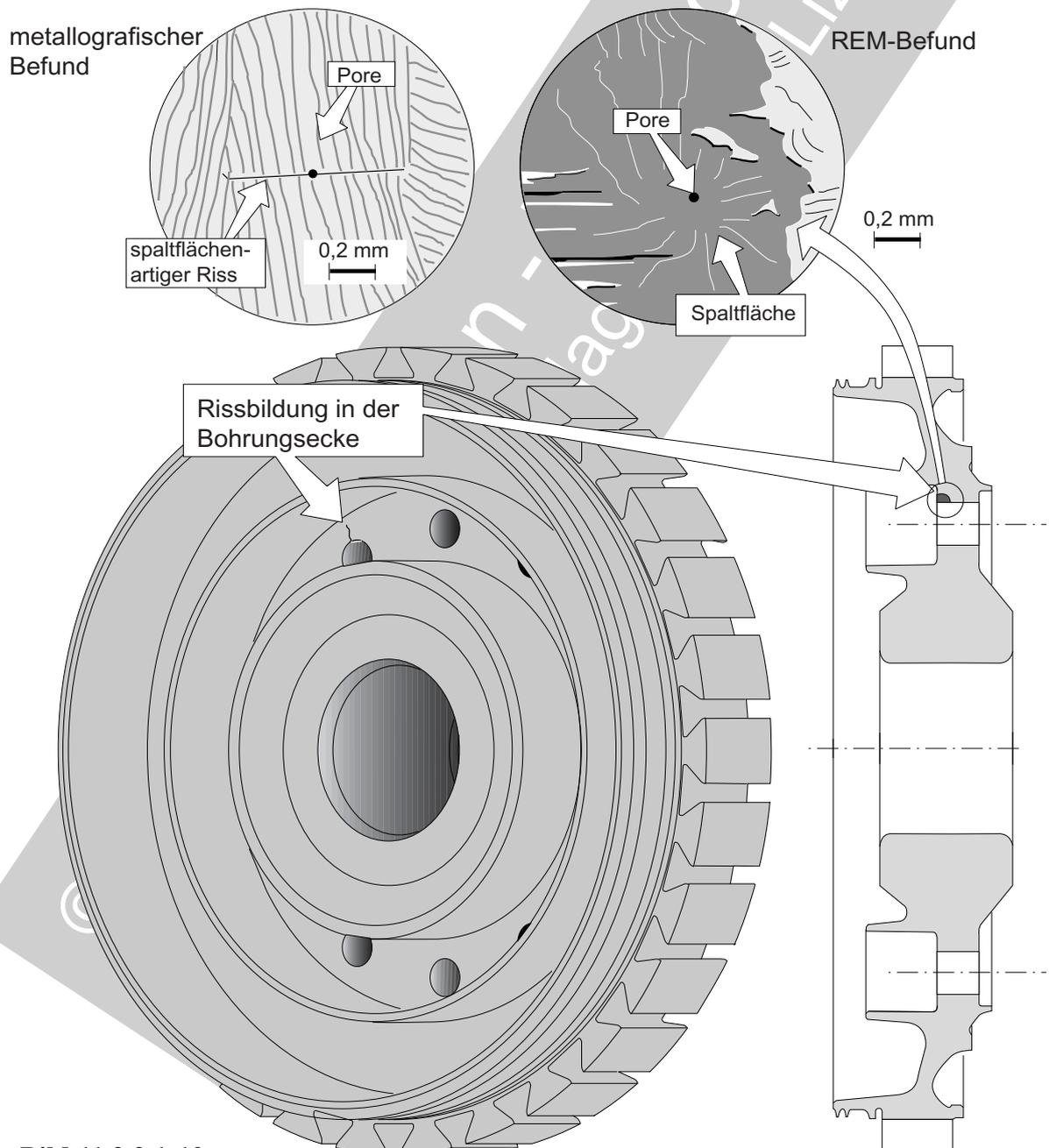


Bild 11.2.2.1-10

Bildbeschreibung siehe Seite vorher.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Beispiel 11.2.2.1-4 (Bild 11.2-21):

Zitat 1 (Lit 11.2-27): „The pilot...aborted the flight after the aircraft's No. 1 engine began emitting a thumping noise and then started to vibrate. He was able to turn the aircraft onto a high-speed access taxiway and execute a chute evacuation after receiving a report from another ...aircraft that the engine was on fire.

In another incident ... an aircraft (with a similar engine Type) recorded a bumping noise followed by vibrations as the aircraft reached 2 000 ft. after takeoff...The pilot shut down the engine and returned the aircraft...“

Zitat 2 (Lit 11.2-26): „...the safety board is recommending that the FAA require immediate, nondestructive inspection of turbine hubs...if the hubs were manufactured from **Incoloy 901 and cerium or lanthanum used as oxidizing agents**. Periodic inspections would be accomplished at intervals not to exceed 5 900 cycles. Investigation has revealed that a fatigue

crack in the fourth-stage low-pressure turbine disk (*) extended from the **hub's core to a blade slot**...At a **takeoff power setting**, the crack expanded and allowed turbine blades to leave the disk, producing a large hole in the upper cowling...The hub had accumulated 22 022 hr. in service and 19 382 cycles that represents about 97 % of its approved service life limit of 20 000 cycles...

...the crack emanated from the bore of the turbine disk that contained '**inclusions rich in cerium and lanthanum**' ...they rise to the top (of the ingot) as dross and are later discarded. NTSB investigators have learned, however, that the failed hub was **fabricated from a mult (forging blank) located near the top of the ingot adjacent to the dross**.

Kommentar: (*) Die Beschreibung der Scheibenposition ist missverständlich. Es handelt sich um die 3. NDT-Stufe, insgesamt aber um die 4. Turbinenstufe wenn die eine Stufe der HD-Turbine mitgezählt wird.

Bild 11.2.2.1-11 (Lit. 11.2-25 und 11.2-26, Beispiel 11.2.2.1-4): Nach dem Start **brach eine Turbinenscheibe** aus einer **Ni-Schmiedelegerung** (Incoloy 901). Es handelte sich um die dritte Niederdruck-Turbinenstufe (siehe Triebwerksskizze). Die nachfolgende Untersuchung stellte fest, dass sich im Betrieb in der **Nabenbohrung** ein LCF-Riss gebildet hatte. Der Riss wuchs radial nach außen zu einer Schaufelnut (Skizze rechts). Die Auszählung der Rissfortschrittslinien ließ den Schluss zu, dass entlang der Nabenbohrung bereits **vor der letzten Überholung ein Riss vorhanden gewesen sein muss**. Dies stellt die ausreichende Sicherheit der vorschriftsgemäßen **Eindringprüfung** in Frage.

Ähnliche Anrisse waren bereits vor dem Unfall in zwei Scheiben gefunden worden (Bild 11.2.2.1-9, Lit.11.2-17). In diesen Fällen kam es jedoch nicht zum Scheibenbruch. Um den

Sauerstoff in der Schmelze zu binden, waren in allen Fällen **oxidierende Zugaben von Cer und Lanthan** verwendet worden. Solche Oxide sollen im Schmelzbad aufschwimmen (Bild 11.1-12). Sie sammeln sich am Kopf des Gussbarrens (Ingot) als sog. **Dross** der vor der Weiterverarbeitung abgeschnitten wird. Offenbar führten die Oxide jedoch zu einer Seigerung in der hochbeanspruchten Scheibenzone der Nabe. Nach dieser Erkenntnis wurde die Zugabe von Cer gestoppt. Scheiben deren Rohmaterial auf gleiche Art erschmolzen wurden, mussten ausgebaut und zerstörungsfrei geprüft werden. Die Prüfung ist alle 5 900 Zyklen zu wiederholen.

Im Falle der **Schadensscheibe** ergab eine **Nachprüfung**, dass diese **unterhalb des Dross im Gussbarren positioniert** war (Skizze unten links).

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Seigerungen aus der Erschmelzung des Halbzeugs führten zu einem Versagen der Turbinenscheibe.

Das Flugzeug erlitt nach dem Abheben einen Triebwerksschaden. Der Flug musste abgebrochen werden. Die Scheibe der 4. Stufe der Niederdruckturbinen des linken Triebwerks war gebrochen und hatte Schaufeln freigegeben. Diese traten durch ein großes Loch oben aus Triebwerk und Gondel. Das Höhenruder wurde leicht beschädigt.

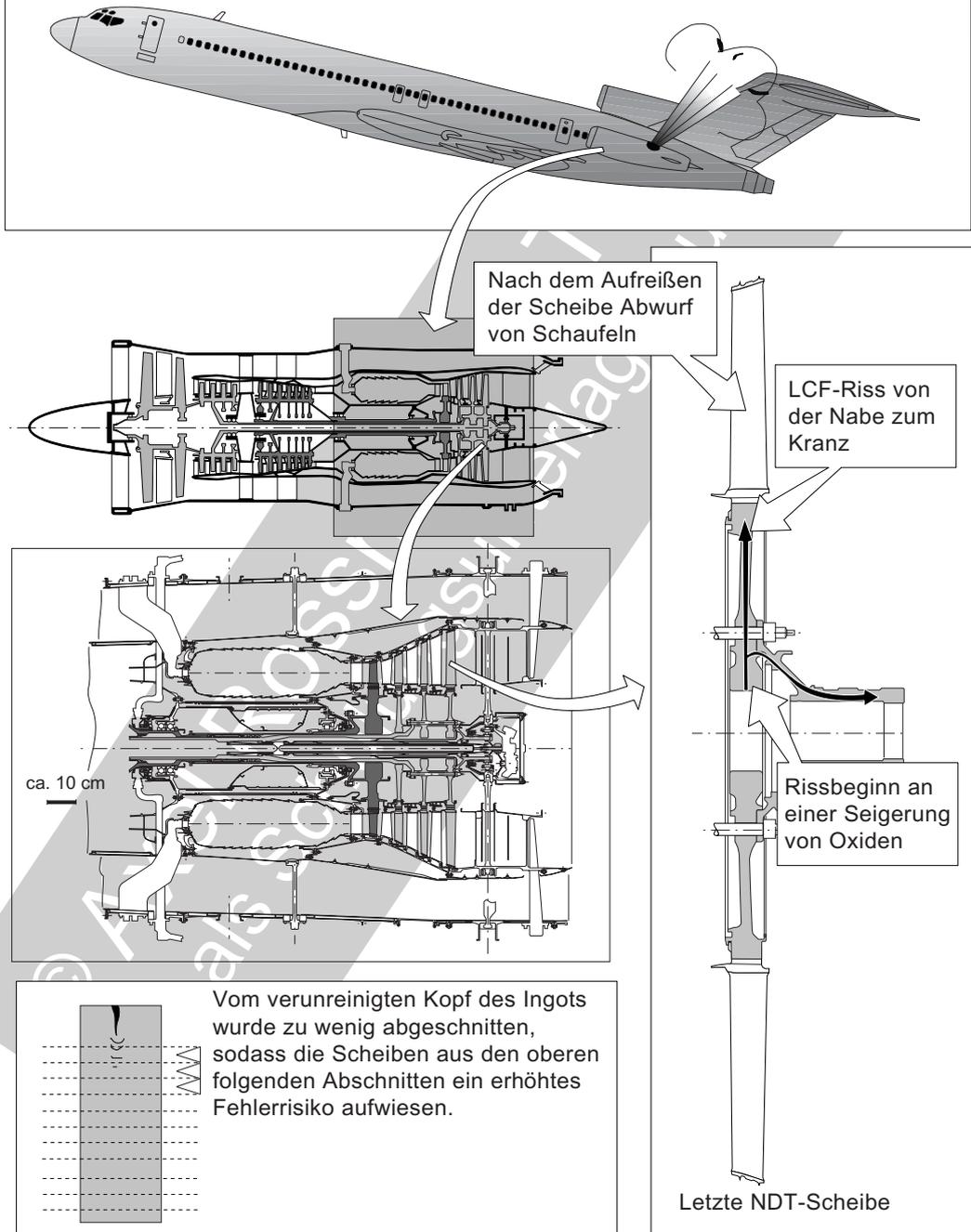


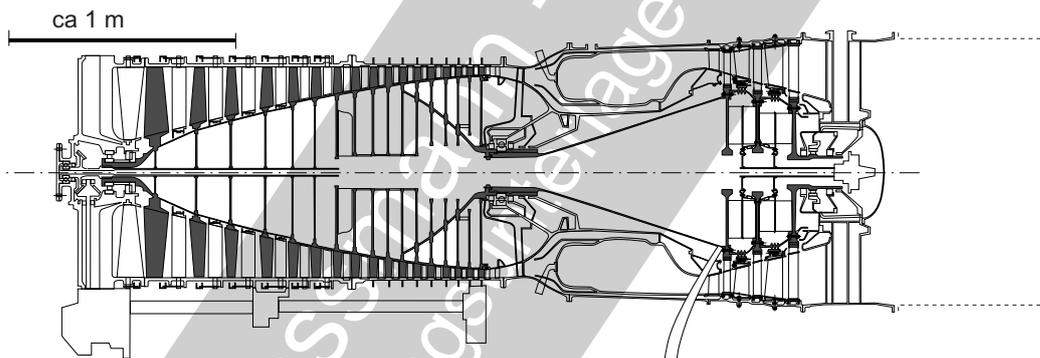
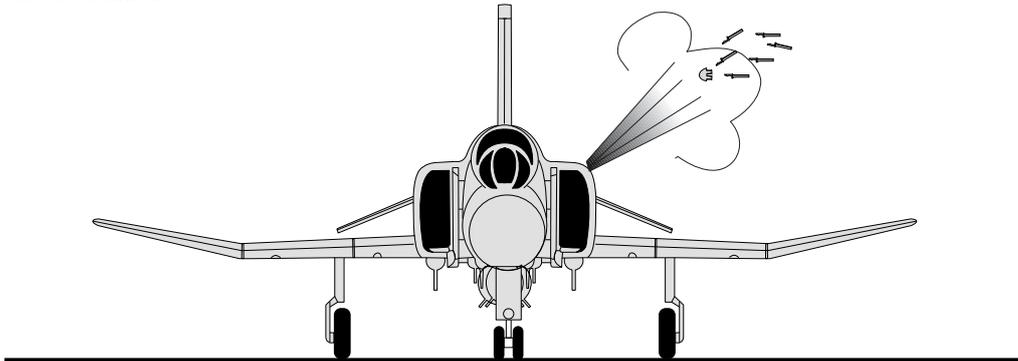
Bild 11.2.2.1-11

Bildbeschreibung siehe Seite vorher.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Bruch einer Turbinenscheibe infolge einer mehrere Zentimeter großen Seigerung im Kranzbereich.

Während eines Abnahmelaufs am Boden kam es zum Bruch der Rotorscheibe der ersten Stufe mit Bruchstückaustritt.

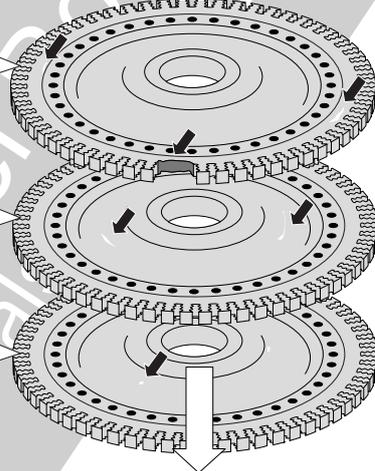


Schadensscheibe, oberste Lage im Billetkopf.

Scheibe aus dem Paralleltriebwerk, Zufällig im Billet direkt unter der Schadensscheibe

Nächste Scheibe im Billet. War noch nicht verbaut.

Mit dem Abstand zum Billetkopf abnehmende Fehlergröße und Häufigkeit sowie einer Verlagerung der Fehlstellen zur Scheibennabe.



Durch eine große Carbonitrid-Seigerung ausgebrochenes Kranzstück

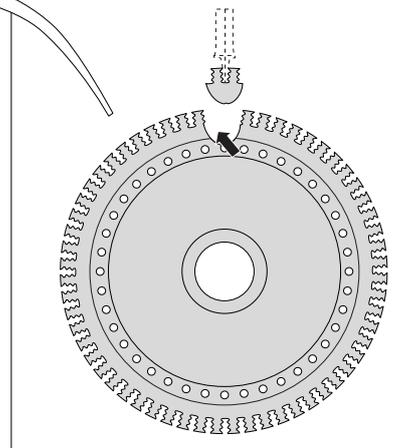


Bild 11.2.2.1-12

Bild 11.2.2.1-12: Dieser Triebwerksschaden trat beim ersten Prüflauf des im neuen Flugzeug eingebauten Triebwerks auf. Es handelt sich um ein Einkreis-Einwellentriebwerk älte-

rer Bauart (mittlere Skizze). Ein Segment aus der Scheibe der ersten Turbinenstufe war innerhalb von wenigen Minuten Gesamtlaufzeit ausgebrochen (Skizze unten rechts). Das rela-

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

tiv kleine Scheibenbruchstück mit einem Schaufelpaar durchschlug das Turbinengehäuse und trat aus dem Rumpf.

*Die Nachuntersuchung der Schadensscheibe ergab im Bruchbereich eine **mehrere Quadrat-zentimeter große dunkel oxidierte Fehlstelle**.*

Diese war jedoch vor dem Bruch nicht zur Oberfläche durchgetreten. Entsprechend dem Faserverlauf verlief die Fehlstelle in typischer Weise bogenförmig (Bild 11.2.2.1-1). Die Fläche des Restgewaltbruchs war sehr klein, weil die Fehlstelle auf beiden Kranzseiten dicht unter der Oberfläche lag.

*Eine Laboruntersuchung zeigte, dass es sich um eine große **Carbonitridseigerung** handelte. Solche Verunreinigungen können erfahrungsgemäß in dem hier verwendeten Scheibenwerkstoff (aushärtbare Eisenbasislegierung A286) während des **Gießprozesses** entstehen (Bild 11.1-12).*

*Eine Recherche beim Rohmaterialhersteller ergab, dass es sich um die Scheibe aus Material unmittelbar **unter dem abgetrennten Dross** handelte. Dieser war nach den vorhandenen Prozessprotokollen ungewöhnlich lang. Das weist auf ein erhöhtes Fehlerrisiko hin. Offenbar war **nicht genügend Material abgetrennt** worden.*

*Die Untersuchung der im Gussbarren der Erschmelzung nachfolgenden Scheiben mit Hilfe einer Makroätzung ergab ebenfalls Seigerungen. Je größer der **Abstand vom Ingotkopf, umso weniger ausgeprägt waren die Fehlstellen und umso weiter innen waren sie angeordnet** (Skizze unten rechts, Bild 11.3-12). Diese Beobachtung lässt sich mit der typischen Fehlerverteilung im Ingotkopf (Bild 11.3-11) und dem anschließenden Schmiedeprozess erklären.*

*Die vorgeschriebene **Eindringprüfung konnte die innenliegende Fehlstelle nicht anzeigen**. Die **Ultraschallprüfung** war nach Vorschrift unglücklicherweise so durchzuführen, dass das Echo von der gekrümmten Fläche (Bild 11.2.2.1-1) nicht zum, in diesem Fall getrennt angeordneten Empfänger reflektiert wurde.*

Bild 11.2.2.1-13 (Lit 11.2-28): Es handelt sich um eine Schleuderscheibe aus einer hochfesten **Ni-Basis Schmiedelegierung (Waspaloy)**. Das Material wurde nach dem Erschmelzen (engl. Vacuum Induction Melting = VIM) 2 x umgeschmolzen (remelt, Verfahren DEVR), dann extrudiert und einer Wärmebehandlung unterzogen:

- 4 Stunden bei 995°C - 1035°C gegliht und in Öl abgeschreckt.
- 4 Stunden 850°C gegliht, an Luft abgekühlt
- 16 Stunden bei 760°C gegliht, an Luft abgekühlt.

Der Schleudertest erfolgte bei 500°C.

Nach 3734 Zyklen wurde der Versuch abgebrochen. Es war ein großer **LCF-Riss** (3,81 x

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Früher LCF-Riss in einer Waspaloy Schleuderscheibe, ausgelöst von einem "Dirty White Spot".

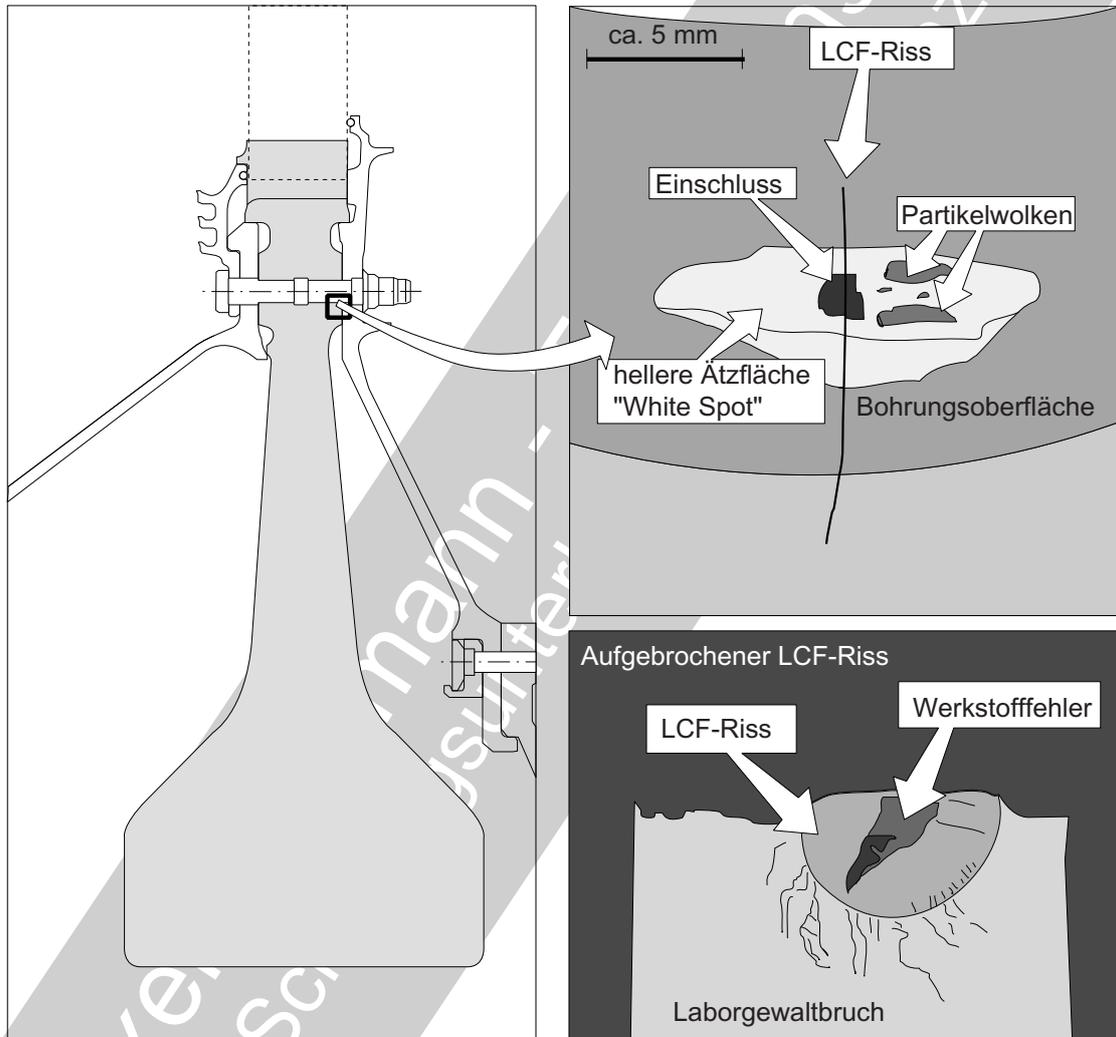


Bild 11.2.2.1-13

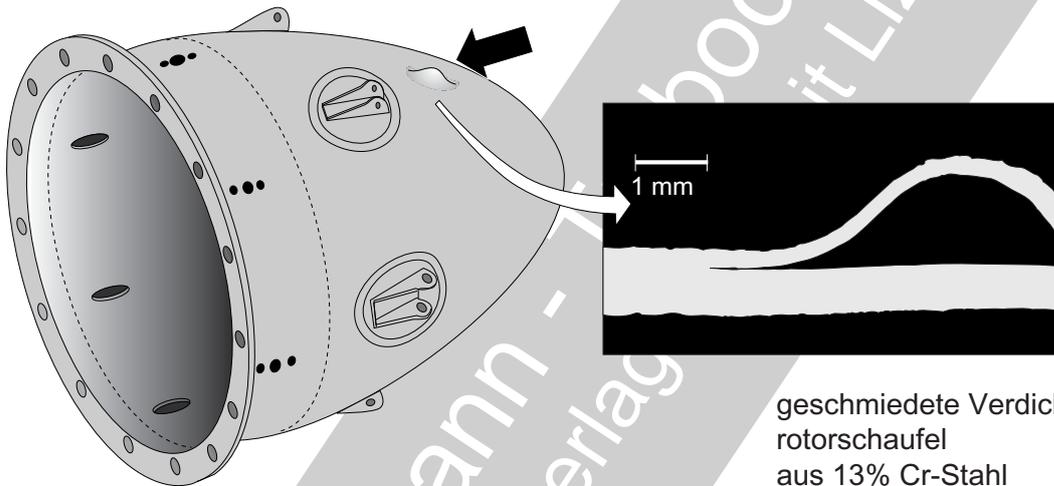
15,24 mm) entstanden der von der Kante einer Verschraubungsbohrung ausging (Skizze links). Eine Laboruntersuchung ergab, dass sich der LCF-Riss (Skizze unten rechts) von einem dicht unter der Bohrungsoberfläche liegenden **nichtmetallischen Einschluss (Aluminiumoxid)** der Größe 1,73 x 1,85 mm ausbreitete (Skizze rechts oben).

Wie diese Verunreinigung beim Gieß- bzw. Umschmelzprozess in den Werkstoff gelangte ist in der Literatur nicht beschrieben. Da es sich aber offenbar um ein recht massives Al_2O_3 -

Partikel handelt, könnte es von einem **keramischen Filter** für die Schmelze oder **Auskleidungswerkstoff** bei der Erschmelzung des Ingots stammen.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Die Gefährlichkeit flächiger Materialtrennungen (Dopplungen) an Walz- und Schmiedeteilen entspricht, wegen der parallelen Anordnung zur Hauptbelastungsrichtung, meist nicht der Größe der Fehlstelle.



geschmiedete Verdichterrotorschaukel aus 13% Cr-Stahl

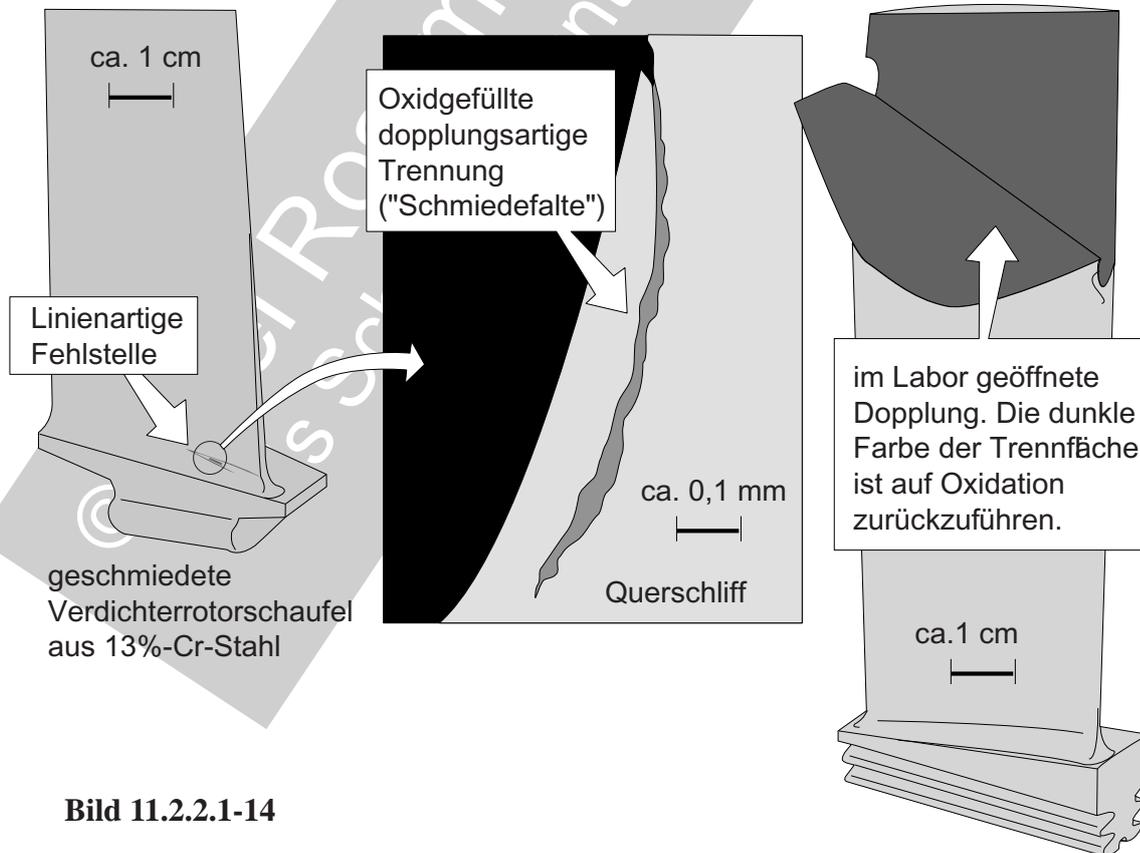


Bild 11.2.2.1-14

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Bild 11.2.2.1-14: Ein besonderer Fehlertyp an Walz- und Schmiedeteilen sind **flächige Trennungen, die bevorzugt parallel zur Oberfläche** verlaufen. Derartige Fehlstellen wurden bis in die späten 60er-Jahre häufiger beobachtet. Heute sind sie offenbar äußerst selten. Dies dürfte mit der verbesserten zerstörungsfreien Prüfung und einer fortgeschrittenen Werkstofftechnologie zusammenhängen. Die Trennungen können auf unterschiedliche Weise entstehen. Zumindest ihre Form erhalten sie aus dem Umformprozess vom Gussblock zum Halbzeug bzw. Rohteil. Typische Fehlstellen dieser Art sind:

Dopplungen: Sie treten in Walzmaterial wie Profilen und Blechen auf. Es handelt sich um ausgewalzte **Gasblasen** aus dem Gießprozess (Skizze unten rechts). Bei einer **Wärmebehandlung** mit hoher Temperatur, insbesondere im Vakuum, kann sich im **Bereich der Fehlstelle eine Beule** bilden. Ursache sind der Gasdruck in der Blase und/oder Druckspannungen durch die schnellere Aufheizung der unverbundenen Oberflächenschicht (Skizze oben links). Ein ähnlicher Effekt ist möglich, wenn mehrere Bleche durch Walzen zu einem dickeren Querschnitt **verschweißt** werden und **örtliche Bindefehler** auftreten. Für einen solchen Vorgang spricht der Befund im Detail oben rechts. Das Material ist ein hochlegierter, aushärtbarer austenitischer Stahl (A286).

Schmiedefalten: Entstehen beim **Gesenkschmieden**, wenn Material von der Schmiedebewegung abgeschert und „verschmiert“ wird. Typisches Beispiel sind **Präzisionsgeschmiedete Schaufelprofile** (Skizze unten rechts). Dabei wird Material der Fußplattform von der Schmiedebewegung bzw. der oberen Gesenkhälfte zum quer verlaufenden Schaufelblatt transportiert. Im gezeigten Fall handelt es sich um eine Verdichterrrotorschaukel aus einem Werkstoff vom Typ 13%-Cr-Stahl.

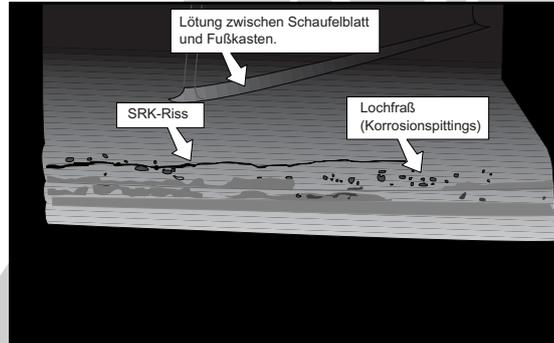
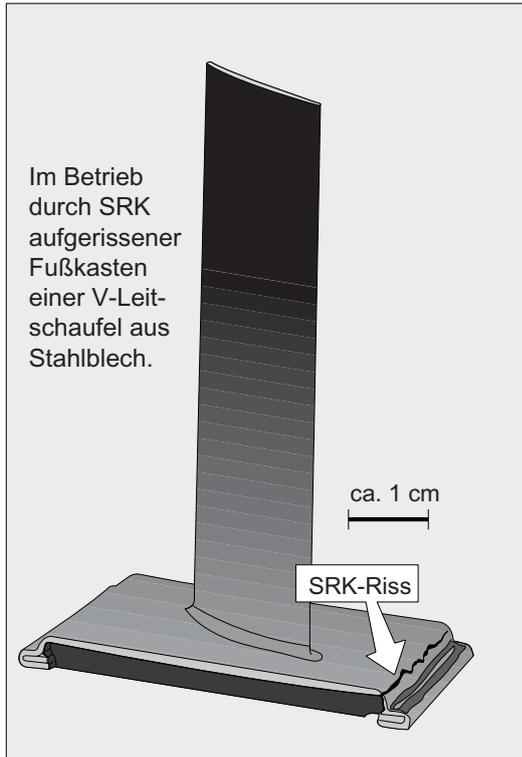
Trennungen durch Seigerungen: Größere Seigerungen können von der Schmiede-

verformung und/oder Wärmespannungen aufgerissen werden. Die Verunreinigung verhindert ein erneutes Verschweißen in einem eventuell nachfolgenden Verformungsprozess. So kommt es zu inneren Trennungen, die vom Schmiedeprozess **in die Ebene der Faserichtung geformt** werden (Bild 11.1-13 und 11.2.2.1-1).

Trennungen an unverschmiedeten Rissen: Entstehen vor dem letzten **Schmiedevorgang Risse** (Bild 11.2.2.1-1), die sich nicht mehr verschweißen, sind ebenfalls flächige Trennungen parallel zur Oberfläche möglich. Solche Risse können die Folge einer Materialüberlastung beim Schmieden sein. Eine zu hohe **Scherbelastung kann die Oberfläche aufreißen**. Die **Oxidation dieser Trennung** macht eine erneute Bindung bei nachfolgenden Schmiedezyklen unmöglich. Auch im Innern eines Schmiedeteils können (Warm-)Risse entstehen. Das Schmiedestück wird von der eingebrachten Umformungsenergie stark aufgeheizt. Kommt es zur Übertemperatur und einem schadensbegünstigenden Erweichen der Korngrenzen, kann der Werkstoff unter den Dehnungen der Umformung und/oder Wärmespannungen aufreißen. Diese oxidfreien Trennflächen werden sich jedoch in den meisten Fällen bei einem folgenden Schmiedevorgang wieder verbinden. Risse können auch durch zu hohe **Wärmespannungen** entstehen. Bei Sauerstoffzutritt ist ebenfalls eine Schließung während einer nachfolgenden Schmiedung nicht mehr möglich.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Ein Wärmebehandlungsfehler löste
Spannungsrissskorrosion (SRK) an gelöteten
Verdichterschaufeln aus 13% Cr-Stahl aus.



Im Betrieb durch SRK aufgerissener Fußkasten mit typischen Korrosionsmerkmalen

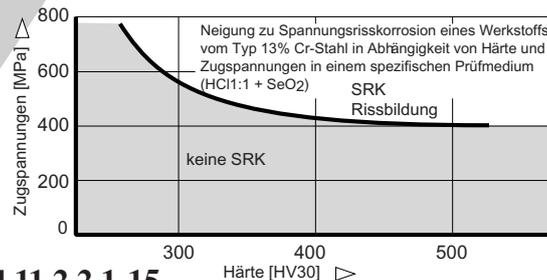
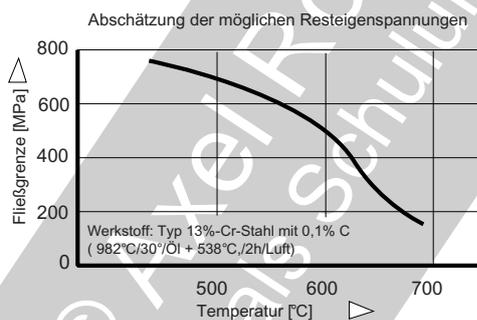
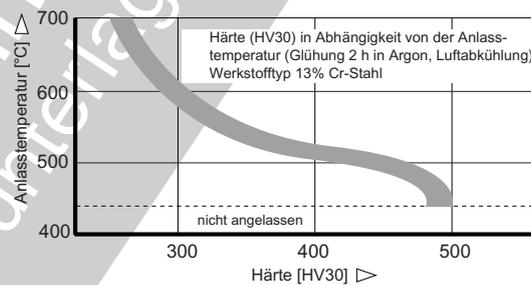


Bild 11.2.2.1-15

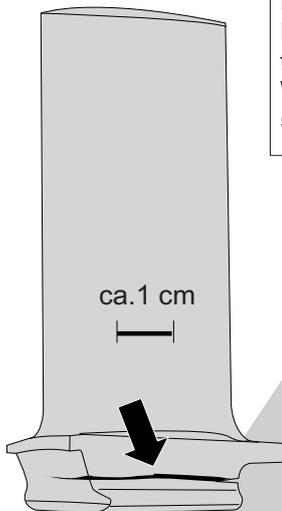
Bild 11.2.2.1-15: In älteren Triebwerkstypen kamen in der Verdichterbeschaukelung **Cr-Stähle** zum Einsatz. Dies sind Vergütungsstähle. In der Skizze oben rechts ist eine „gebaute“ **Leitschaufel** dargestellt. Das Blatt aus einem Walzprofil ist mit dem **Fußkasten aus Blech verlötet**. Im Betrieb entstanden Risse durch **Spannungsrissskorrosion (SpRK)** (Band 1, Kapitel 5.6.3.1.1) in den Fußkästen (Skizze oben rechts). Ursache für die Rissempfind-

lichkeit war offenbar eine **zu niedrige Anlass-temperatur** während des Fertigungsprozesses (Diagramm Mitte rechts). Eine **zu hohe Härte und SpRK-Empfindlichkeit** (Diagramm rechts unten) war die Folge. Gleichzeitig ermöglichte eine **zu niedrige Anlass-temperatur**, wegen der dabei wirksamen hohen Fließgrenze, gefährlich **hohe Zugeigenspannungen** (Diagramm unten links).

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

Fertigungsbedingte Rissbildung in geschmiedeten Verdichterschaufeln

klaffender Schmelde- oder
Härteriss im Fuß einer gelaufenen
Verdichterrotorschaukel
aus 13% Cr-Stahl,



Handschweiß enthält NaCl.
Das darin enthaltene Chlor
führte bei einer späteren
Wärmebehandlung über
500 °C zu einem SpRK-Riss.



Verdichterschaufel aus
einer Titanlegierung

Bild 11.2.2.1-16

Bild 11.2.2.1-16 (Lit 11.2-29): In zwei Fällen traten an Fantriebwerken älterer Bauart Blattbrüche (Skizze rechts) die nicht contained waren auf. Die betroffenen Fanschaufeln waren aus einer hochfesten Titanlegierung hergestellt worden. Die Untersuchung im Labor ergab, dass es sich um HCF- Schwingbrüche handelt. Die Brüche gingen von einer verfärbten Zone unterhalb des Clappers aus. Diese Anrisszone wurde von interkristallinem Rissverlauf und transkristallinen Spaltflächen charakterisiert. Ein solches Bruchbild ist für Spannungsrisskorrosion (SpRK) unter Heißsalz in dieser hochfesten Titanlegierung typisch. Weil für diesen Schadensmechanismus Mindesttemperaturen um 500°C erforderlich sind (Band 1, Bild 5.6.3.1.1-7), konnte der Anriss nicht im Betrieb (maximale Temperatur 116 °C) entstanden sein. Es zeigte sich, dass offenbar Handschweiß während der Schaufelfertigung der Schadensauslöser war. Er gelangte an eine

Stelle des Blattes, das unerkannt unter gefährlich hohen Zugeigenspannungen aus dem Schmiedeprozess stand. Die abschließende Wärmebehandlung bei 538 °C löste dann die SpRK-Risse aus. Mit den angewandten zerstörungsfreien Prüfverfahren wurden die Anrisse offenbar nicht erkannt (Band 4).

Die linke Skizze zeigt die Verdichterrotorschaukel aus Werkstoff vom Typ 13%-Cr-Stahl eines älteren Triebwerksmodells. Der verformungslose, dunkel verfärbte Riss quer durch den Fußschaft ist wahrscheinlich auf den Schmiedeprozess zurückzuführen. Überraschend ist, dass eine solche Fehlstelle trotz der empfindlichen magnetischen Rissprüfung des Neuteils nicht entdeckt wurde..

Literatur zu Kapitel 11.2

- 11.2-1 P. Adam, „Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken“, Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4, Seite 205-206.
- 11.2-2 Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 88, 314-343.
- 11.2-3 „Avco Tests ALF502 Turbine Blades“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, May 31, 1982, Seite 14.
- 11.2-4 S.W. Kandebo, „GE Win Signals Entree Into F-15 Business“, Zeitschrift Aviation Week & Space Technology“, April 29, 2002, Seite 27.
- 11.2-5 R.L. Dreshfield, „Defects in Nickel-Base Superalloys“, Zeitschrift „Journal of Metals“, July 1987, Seite 16-21.
- 11.2-6 D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil I: Herstellung und Mikrogefüge. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 311-320.
- 11.2-7 D. Goldschmidt, „Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen“, Teil II: Wärmebehandlung und Eigenschaften. Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, VCH Verlagsgesellschaft, 25, 1994, Seite 373-382.
- 11.2-8 D. Goldschmidt, „Single-Crystal Blades“, Proceedings der „Conference on Materials for Advanced Power Engineering“, Lüttich, Belgium, 3.Okt-6.Okt., 1994, Seite 661-674.
- 11.2-9 H. Fredriksson, „Possible Dendrite Growth and Segregation Phenomena During Solidification of Alloy in Space“, Proceedings des „Second European Symposium on Material Science in Space“, Frascati, Italy, 6-9 April 1976, Seite 291-299.
- 11.2-10 D. Goldschmidt, „Turbinenschaufeln aus Einkristallen“, Projekt Matfo (1560), 1991.
- 11.2-11 D.A. Wilson, D.P. Deluca, B.A. Cowles, M.A. Strucke, „Fatigue Crack Growth Resistance of Advanced Blade Materials“, ASME Paper No. 86-GT-253, Proceedings der „International Gas Turbine Conference and Exhibition“ Düsseldorf, Germany, June 8-12, 1986.
- 11.2-12 E. Fleury, L.Rémy, „Low cycle damage in nickel-base superalloy single crystals at elevated temperature“, Zeitschrift „Materials Science and Engineering“, A167, 1993 Seite 23-30.

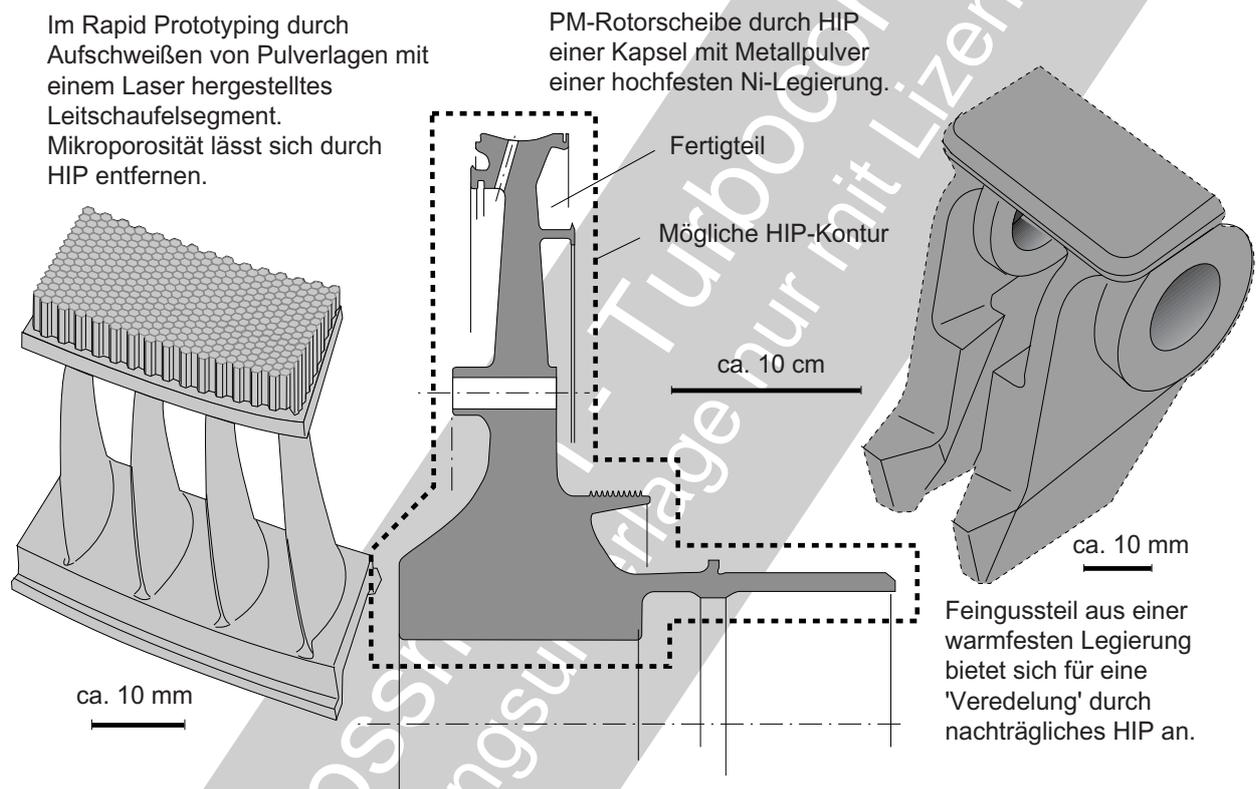
Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

- 11.2-13** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 393-430.
- 11.2-14** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 15 Casting“, ASM,1998, ISBN 0-87170-007-7,Seite 546-553.
- 11.2-15** A.Barussaud, Y. Desvallees, J.Y. Guedou, „Control of the Microstructure in Large Titanium Discs. Application to the High Pressure Compressor of the GE90 Aeroengine“, Zeitschrift „Titanium ‘95: Science and Technology“, Seite 1599-1608.
- 11.2-16** K.G.Wilkinson, „RB 211 The First Eighteen Months Operating Experience“, Zeitschrift „Tech Air“, November 1973, Seite 1-9.
- 11.2-17** M. Nibloe, „Rolls-Royce RB.211: Der Großtriebwerkbau fordert ein hohes Lehrgeld“, Zeitschrift „Interavia“ 8/1973, Seite 858-858.
- 11.2-18** ATSB-Report No. A97F0059 1997 Seite 1-29.
- 11.2-19** D. Hughes, M.A. Dornheim, „United DC-10 Crashes In Sioux City, Iowa“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, July 24, 1989.
- 11.2-20** „NTSB, GE Inquiry Into United DC-10 Crash Focuses On Fan Disk Recovered From Iowa Farm Field“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, October 16, 1989.
- 11.2-21** „NTSB Says CF6-6s May Require New Inspection Techniques“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, November 13, 1989.
- 11.2-22** „RB.211 Investigation“, Zeitschrift „Flight International“, 25 January, 1973.
- 11.2-24** T.Khaled, „An Investigation of Pore Cracking in Titanium Welds“, Zeitschrift „Journal of Materials Engineering and Performance“, Volume 3 (3) June 1994, Seite 419-433.
- 11.2-25** „Suspect Foundry Process prompts NTSB Call for JT8D Inspections“, Zeitschrift „Aerospace Propulsion“, June 6, 1996.
- 11.2-26** „NTSB Targets Turbine Cracks“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 10, 1996, Seite 30.
- 11.2-27** „NTSB Investigates JT8D Engine Failure“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, June 20, 1983, Seite 32.
- 11.2-28** L.M.Jenkins, S.E.Crow, „RB211-524B Disk and Drive Cones Hot Cyclic Spinning Test“, Proceedings AGARD-AR-308 der „Propulsion and Energetics Panel Working Group 20“, September 1982.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Schmiedeteile Beispiele

- 11.2-29** E.U.Lee, R.G. Mahorter, J.D. Wacaser, „Fracture of Ti-8Al-1Mo-1V Alloy Fan Blade by Stress Corrosion Cracking and Fatigue“, ASTM Special Technical Publication 645 des ASTM-Symposiums „Fractography in Failure Analysis“, Toronto, Canada, 1-6 May 1977, Seite 128-142.
- 11.2-30** USA FAA, „Titanium Rotating Components Review Team Report“, Volume 1, „Public Report“, December 14, 1990, Kapitel 5K.
- 11.2-31** U.R.Kattner, „The Thermodynamic Modeling of Multicomponent Phase Equilibria“, Journal JOM ; 49 (12) (1997), Seiten 14-19.
- 11.2-32** R.H.Jeal, „Defects and their Effect on the Behaviour of Gas Turbine Discs“, Proceedings No. 317 der AGARD Conference, „Maintenance in Service of High-Temperature Parts“, Seiten 6-1 bis 6-15.
- 11.2-33** M.Twickler, G.H.Arffmann, „Berechnung der Gefügeentwicklung in Schmiedeteilen mit Hilfe des Simulationsprogramms ...“, 26.03.2012, http://www.google.de/imgres?q=Schmieden+Faserverlauf&hl=de&sa=X&rlz=1W1GGLL_de&biw=10.., 1 Seite.
- 11.2-34** Autorenkollektiv, Hsg: Infostelle Industrieverband Massivumformung e.V., „Simulation in der Massivumformung.“, www.cdp.de/fileadmin/.../extra_info_forging_simulation_2006.pdf, Seite 1-43.

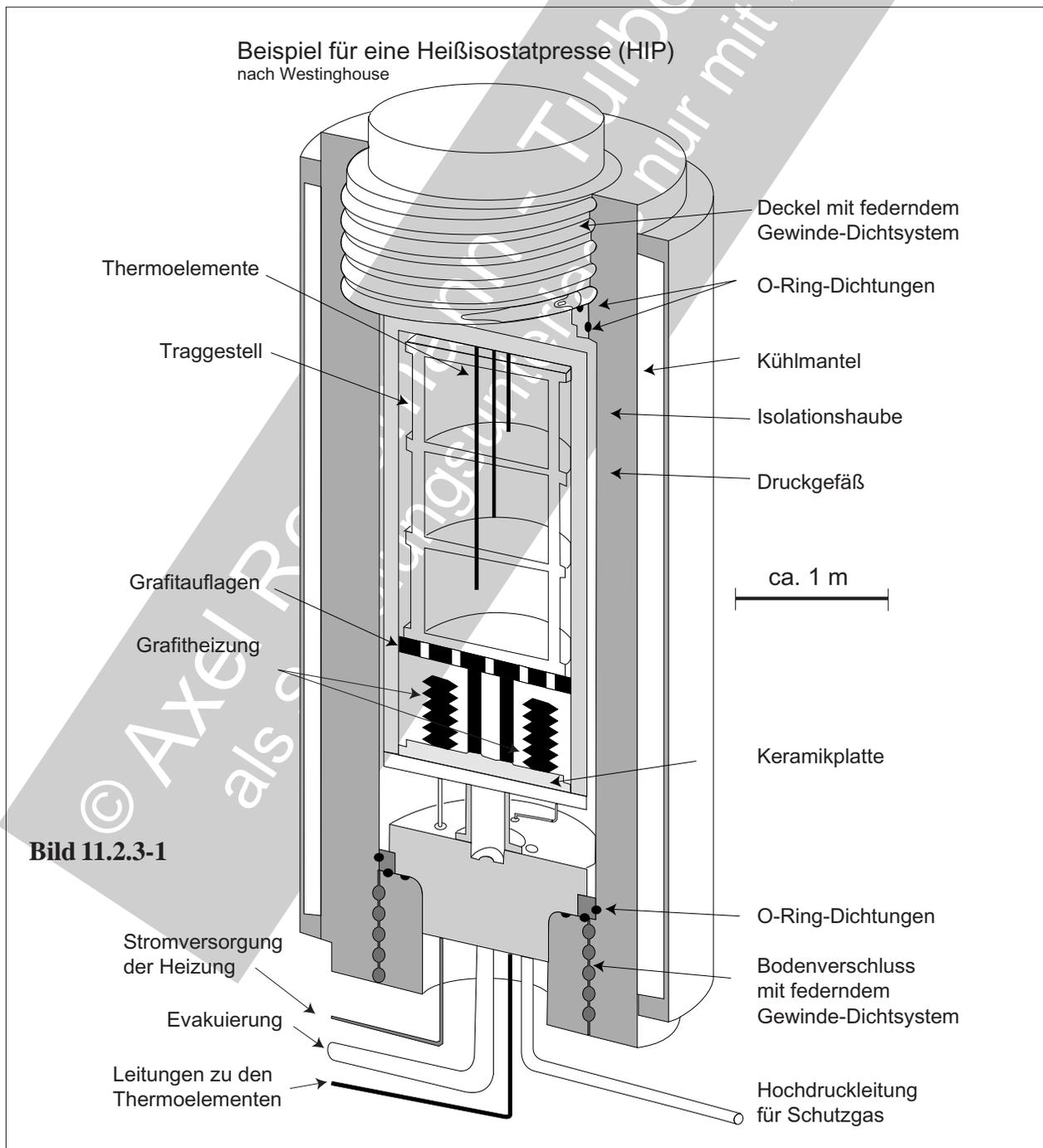
11.2.3 Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP). Dichte, hochfeste pulvermetallurgische Bauteile Qualitätsverbesserung von Gussteilen



Heiß-Isostatisches Pressen (HIP, engl. hot isostatic pressing) soll hier gesondert behandelt werden. Es hat das besondere Potenzial gerade für Bauteile des **Leichtbaus hohe Festigkeit bei hoher Sicherheit** zu realisieren. Dazu werden die Teile bzw. Kapseln in einen **Autoklaven** (Bild 11.2.3-1) gebracht. Darin können werkstoffspezifische Prozesstemperaturen bis deutlich über 1000°C und Drücke bis 2000 bar wirken. Unter diesen Bedingungen schließen sich nach außen geschlossene Hohlräume. Weisen diese eine **metallische Oberfläche** auf (z.B. Schrumpflunker), kommt es zu einer **Diffusionsverschweißung**. Das Verfahren eignet sich sowohl für **hochqualitative Gussteile** als auch **hochfeste pulvermetallurgische Teile**, die in der Lage sind **Schmiedeteile zu ersetzen**. Mit der Möglichkeit konturnahe Teile herzustellen, wird sowohl die Ressourcenschonung unterstützt (Zerspanungsvolumen minimiert) als auch gerade für den **Leichtbau** in Gefüge und Gestaltung optimale Bauteile zu realisieren. Eine eher exotische Anwendung ist die Herstellung **faserverstärkter** (z.B. SiC) **metallischer Werkstoffe** (z.B. Titanlegierung). Durch HIP-Nachverdichten ist es möglich, hochfeste dichte **Werkstoffe mit neuen Verfahren** wie **Rapid Prototyping** (Laseraufschmelzen von Metallpulver) herzustellen, wenn diese geschlossene innenliegende Fehlstellen aufweisen. Darüber hinaus ist auch die Anwendung bei **Schweißungen** möglich, um innere Fehler wie Poren und Warmrisse zu schließen. Über den pulvermetallurgischen Weg bietet HIP die Möglichkeit **neuer Werkstoffe** bzw. **Legierungen** wie intermetallische Phasen, die wegen der geringen Verformbarkeit und/oder Affinität zur Umgebungsatmosphäre für einen Schmiedeprozess ungeeignet sind.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Eine besonders interessante Anwendung ist die **Regeneration von Heiteilen** wie Turbinenschaufeln (Kapitel 11.2.3.1). So lassen sich durch HIP Kriechporen schließen und mit der gleichzeitigen Wärmebehandlung die Gefüge dem Neuteilzustand anzunähern (Bild 11.2.3.1-2.1 und Bild 11.2.3.1-2.2).



Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Bild 11.2.3-1 (Lit. 11.2.3-3 und Lit. 11.2.3-4): Diese Skizze zeigt den Aufbau eines häufigen **HIP-Pressentyps**. Derartige Anlagen gibt es mit Innendurchmessern im 10-cm bis **Meterbereich**. Die einstellbaren Innendrucke können deutlich **über 1000 bar** und die **Temperaturen weit über 1000°C** liegen. Sie müssen natürlich **auf den jeweiligen Anwendungsfall abgestimmt** sein. Bei geeigneter Ausstattung lässt sich auch eine anschließende **beschleunigte Abkühlung** realisieren. Die aufwändige Anlage zusammen mit dem Schutzgas- (Argon) und dem Energieverbrauch macht das Verfahren nicht billig. Für den jeweiligen Fall muss deshalb die **Rentabilität** geprüft werden. Das **Abdampfen von Grafit** der Heizung kann zugängliche Oberflächen beeinflussen. Falls Bedenken bestehen (**Aufkohlung**), ist eine geeignete Abdeckung erforderlich.

Bild 11.2.3-2: Steigende Leistungskonzentration und Wirkungsgrade moderner Maschinen, insbesondere des Leichtbaus, führen zu höheren Belastungen der Bauteile. Damit werden tolerierbare **Schwachstellen** (kein unzulässiges zyklisches Risswachstum) immer kleiner. Seriengeeignete zerstörungsfreie Prüfverfahren (in erster Linie Ultraschallprüfung) sind bereits an ihren Grenzen angelangt (Band 4, Bild 17.3.1-2 und Bild 17.3.1-3.1). Die konventionelle Route der Halbzeugherstellung mit Gießen und Schmieden ist links dargestellt. Um potenzielle Fehler im Kopfstück des Billets auszuschließen, muss ein relativ großes Stück abgetrennt werden, das die Rohteilkosten merklich beeinflusst (Bild 11.3-11). Eine zusätzliche Sicherheit wird vom Umformprozess beim Schmieden erwartet. Etwaige **Fehler und Schwachstellen** (Einzelheit „A“) können so **zerkleinert** (spröde Partikel) und/oder parallel zur Hauptbeanspruchung ausgerichtet werden (Einzelheit „B“). Dieser Sicherheitsaspekt ist gegenüber Verfahren ohne gezielte Umfor-

mung durchaus beachtenswert. Der relativ grobkonturierte Schmiederohling muss bei der Fertigteilherstellung mit beträchtlichem Aufwand zu einem großen Teil zerspant werden (bis zu 95 % des Billets).

Deshalb wird versucht, bereits bei der Rohteilherstellung durch geeignete Verfahren die maximale Fehlergröße in einem konturnahen Fertigteil sicher zu begrenzen.

Ein **pulvermetallurgischer Prozess** (engl. Powder Metallurgy, PM) nach dem „as HIP“-Verfahren lässt nun eine Verbesserung der Sicherheit durch Begrenzung der Fehlergröße bei niedrigen Kosten erwarten (rechte Folge). Beim „as HIP-Prozess“ handelt es sich um eine PM-Technologie ohne Nachschmieden. Die evakuierte, zum Fertigteil möglichst konturnahe Blechkapsel wird zur Begrenzung der potenziellen Fehlergröße, mit gesiebtmetallpulver der gewünschten Legierung gefüllt. Diese Kapsel wird verschweißt und in einem Autoklaven unter hohen Gasdrücken (10^3 bar) und hohen Temperaturen (um 1000°C) komprimiert. Das Pulver sintert dabei zu einem dichten feinkörnigen Rohling. Nach einer eventuellen Wärmebehandlung und dem Entfernen der Kapsel steht das Rohteil für eine zerstörungsfreie Prüfung zur Verfügung. Das feine Korn ergibt optimale Bedingungen für die Ultraschallprüfung (Band 4, Bild 17.3.1-4). Problematisch hat sich an diesem Verfahren gezeigt, dass sich durch Verunreinigungen des Pulvers beim Handling und Füllvorgang gefährliche, deutlich größere Fehler bilden als es die Maschenweite des Siebs zulassen sollte. Aus diesem Grund werden heute PM-Rohteile nachgeschmiedet (eng. „**HIP and Forge**“), um die Zerkleinerung und günstige Ausrichtung potenzieller Fehler zu nutzen. Erforderlich sind dafür jedoch Rohteile mit größerem Aufmaß, was zusätzliche Kosten für den Schmiedeprozess bedeutet. Damit ist ein Kostenvorteil des ohnehin schon recht teuren PM-Teils (Pulverkosten, Kapsel, hochreine Abfüllung, Autoklav) meist mehr als aufgezehrt.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Die Herstellungstechnologie des Rohteils kann in hohem Maße die Sicherheit der Bauteile beeinflussen.

Wichtiger Entstehungsbereich innerer Werkstofffehler

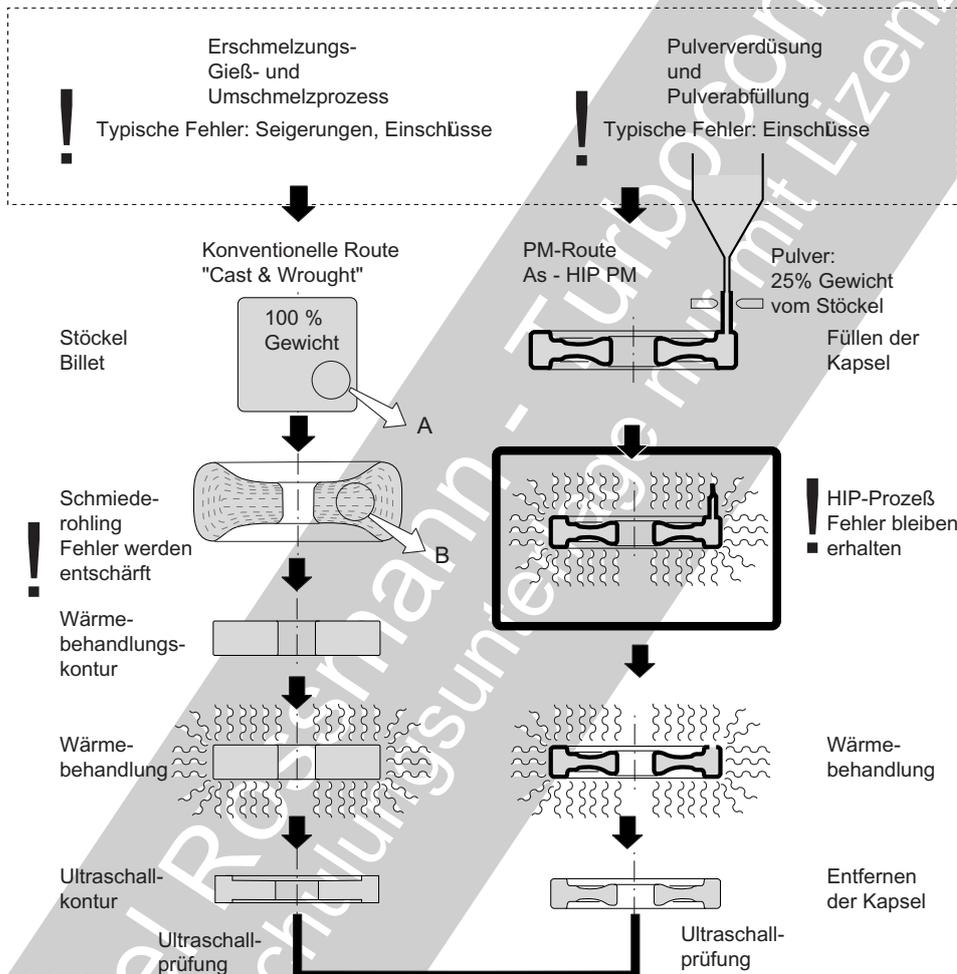
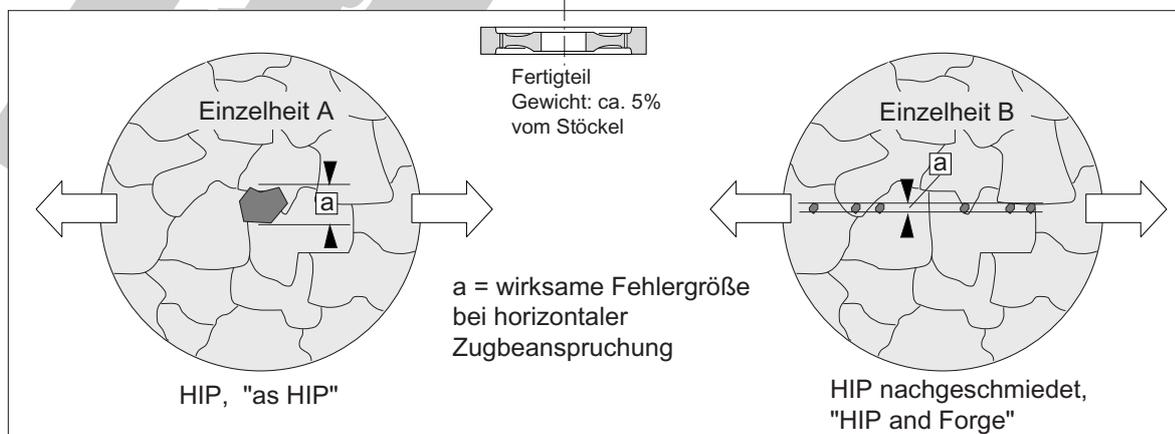


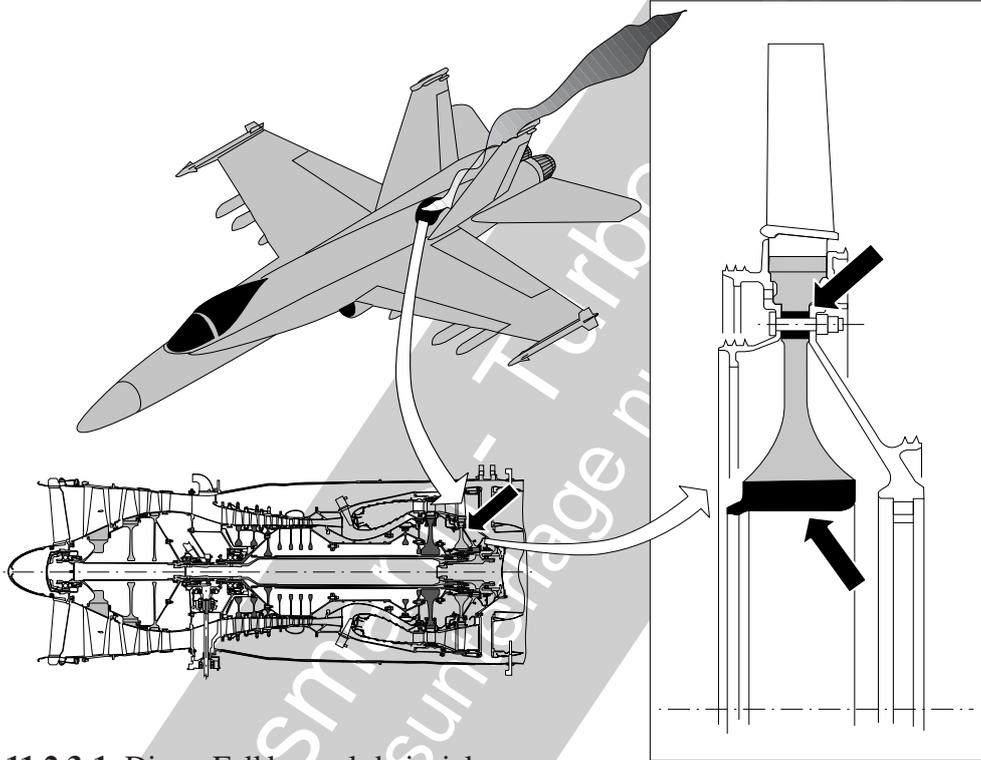
Bild 11.2.3-2



Bildbeschreibung siehe Seite 11.2.3-3

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Das vorläufige(?) Ende einer revolutionären Technologie.



Beispiel 11.2.3-1: Dieser Fall kann als beispielhaft für die Risiken der Einführung neuer Technologien in hochbeanspruchten Serienkomponenten gelten. Der dargestellte Fighter befand sich in der Erprobung. Es kam zum **Bruch der ND-Turbinenscheibe** und nachfolgendem Absturz. Wahrscheinliche Schadensursache war ein **LCF-Bruch**, der von einem kritisch hoch beanspruchten Bereich ausging (Pfeile im Detail rechts). Der Triebwerkstyp war in seiner Leistung deutlich verbessert worden. Die wegen der Einstufigkeit hochbeanspruchte Niederdruckturbinen erhielt eine Scheibe aus besonders festem („**ultra-high tensile strength**“, Lit 11.2.3-7) Werkstoff. Es handelte sich um einen pulvermetallurgischen Werkstoff in der „as HIP“-Version, d.h. nicht nachgeschmiedet. Diesen Werkstoff zeichnet sehr feines gleichmäßiges Korn aus. Nachteile des Gefüges waren **Kerbempfindlichkeit, niedrige Risszähigkeit und schneller Rissfortschritt**. Die Gefahren einer derartigen Kombination von

schadensbegünstigenden Effekten sollte jedem der Technologien entwickelt als wichtige Erfahrung dienen.

Es darf vermutet werden, dass wegen der hohen Beanspruchung, eine Risswachstumsphase nur äußerst schwer beherrschbar war. Der große Vorteil des PM-Werkstoffs war neben der hohen Festigkeit das äußerst preisgünstige „as HIP“-Verfahren zu einer endkonturnahen Halbzeugform. Dieser Fertigungsprozess verwendet eine hohle Blechform (Kanne), die mit Metallpulver im Vakuum gefüllt und dicht verschweißt wird (Lit. 11.2.3-8). Eine so gefüllte Kapsel wird in einem Autoklav, der sog. Heißisostatpresse (engl. hot isostatic pressing = HIP) unter hohem Argondruck (>1000 bar) und hohen Temperatur zu einem dichten Werkstoff verpresst. Anschließend wird die Kapsel entfernt.

Ein solcher Schaden kann leicht das, zumindest vorläufige, Ende einer Technologie sein.

Typische Probleme des HIP-Prozesses.

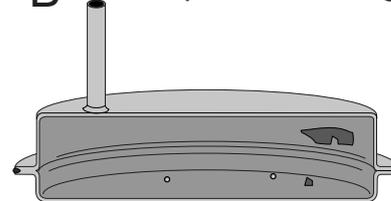
"A" Pulver:

- Herstellung
- Transport
- Lagerung
- Entnahme

- Pulvergeometrie (spratzig, globular)
- Entmischung
- Oxidation
- Verunreinigungen

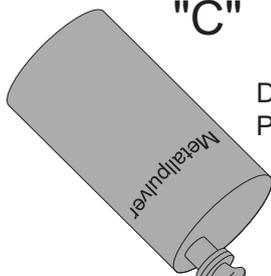


"B" Kapselherstellung

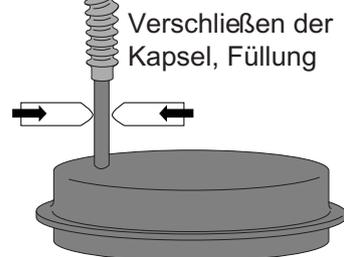


Verunreinigungen in der Kapsel:
Zunder, Rost, Schweißperlen
Bearbeitungsspäne, ungenügende Dichtigkeit.

"C" Kapselfüllung

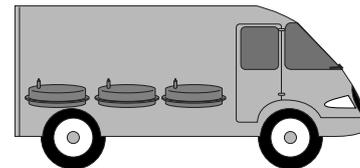


Dichtungen:
Partikel von O-Ringen

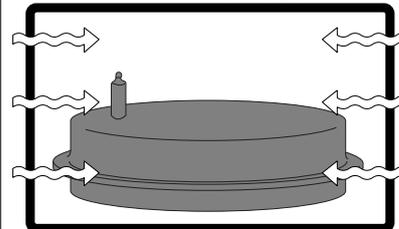


Füllung zu gering, Gasaufnahme,
Undichtigkeit

Lagerung, Handling, Transport
der gefüllten Kapsel:
Entmischung, Undichtigkeit "D"



HIP-Prozess



Temperatur- und Druckführung
weichen ab. Undichtigkeit "E"

"F"

Entfernen der Kapsel: Explosionsgefahr!

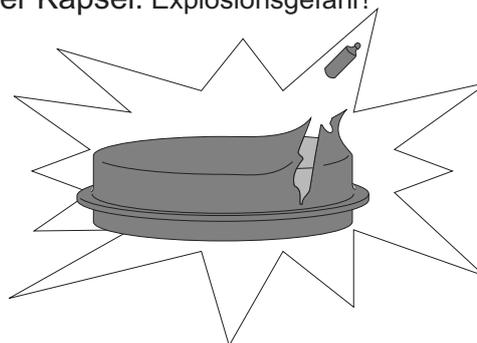
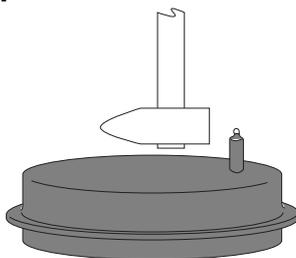


Bild 11.2.3-3

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Bild 11.2.3-3: Nicht nur das Pulver und der HIP-Prozess, sondern gerade die Herstellung der Kapsel, der Füllvorgang, das Handling und der Transport der Kapseln beeinflusst die Fehlerwahrscheinlichkeit im Fertigteil.

Die Fehlermöglichkeiten der Arbeitsschritte „A“, „B“, „C“ und „E“ sind in Bild 11.2.3-4 genauer beschrieben. Deshalb soll hier nur auf „E“ und „F“ näher eingegangen werden.

Der Transport und die Lagerung der Aufbewahrungskannen („A“) für das Pulver und/oder gefüllter Kapseln vor dem HIP-Prozess kann zu **Seigerungen und ungleichmäßig verteilter Korngröße** führen. **Entmischungen treten ein**, wenn Kapseln oder Kannen in gleichbleibender Lage **Vibrationen** ausgesetzt sind. Dies kann bei der Lagerung (vibrierender Hallenboden) oder dem Transport (z.B. mit einem Kfz) der Fall sein. Pulverkörner können sich sowohl nach Größe als auch nach eventuellen geringen legierungsbedingten Dichteunterschieden entmischen.

Neben der Beeinflussung des Bauteils durch eine unbemerkte Gasaufnahme vor und/oder beim HIP-Prozess (Bild 11.2.3-1) besteht für das Personal eine besondere Gefahr („F“). **Eingeschlossenes Gas, das unter hohem Druck steht**, kann beim Entfernen der Kapsel durch Ätzen oder Zerspanen oder beim Abtrennen des Einfüllstutzens **die Kapsel gefährlich aufreißen und/oder Kapselteile abschleudern**. Aus diesem Grund wird nach dem erfolgreichen HIP-Prozess zuerst, unter den notwendigen Vorsichtsmaßnahmen, der Einfüllstutzen entfernt.

Bild 11.2.3-4: Auch in Werkstoffen die nach dem „As HIP“-Prozess hergestellt wurden, sind spezifische Fehler zu erwarten (Beispiel 11.2.3-1 und Bild 11.2.3-2). Das besondere Problem liegt in **Verunreinigungen des Pulvers**. Dabei ist zu berücksichtigen, dass durchaus deutlich größere Partikel, als es der Maschenweite ei-

nes zwischengeschalteten Siebs entspricht, in die Kapsel gelangen können (Skizze unten rechts). Dies ist dann der Fall, wenn es sich um längliche Partikel handelt, die erfahrungsgemäß auch längs ausgerichtet durch das Sieb fallen können.

Fehlstellen als Folge fester, flüssiger und gasförmiger Verunreinigungen können auf verschiedene Weise entstehen (Skizze oben links):

- Bei der **Pulverherstellung** („1“): Rückstände aus Keramikfiltern, Oxidation, Aufnahme (in Lösung gehen oder in Poren) von Gasen. Diese können später beim HIP-Prozess zu **thermisch induzierter Porosität** (engl. Thermally Induced Porosity) führen (Lit.11.1-15).

- Im **Lagerbehälter** (Kanne, „2“): Verunreinigungen, Oxidation von reaktiven Pulvern wie Titan.

- Beim **Füllen der Kapseln** („3“):

- Abrieb aus Leitungen (Elastomere),
- Verunreinigungen in den Leitungen
- Abrieb von Dichtungen an Leitungen und Ventilen

- **Verunreinigungen in der Kapsel** („4“):

- Rückstände von Ätz- und Reinigungsmitteln
- Schweißperlen
- Rost

Erfahrungsgemäß können so sehr unterschiedliche Fehlstellen im Bauteil entstehen (Skizzen oben rechts):

- **Reaktive metallische Verunreinigungen** die sich durch Diffusion ausgleichen. Das betroffene Volumen kann deutlich größer als das ursprüngliche Fremdpartikel sein.

- **Reaktive organische Partikel:** Der Kohlenstoff in diesen Verbindungen, aber auch andere Bestandteile wie Schwefel, können mit dem Basismetall reagieren. Eine verglichen mit dem Verunreinigungspartikel relativ große Karbidseigerung kann so entstehen.

- **Harte spröde nichtmetallische Partikel:** Typisch sind ausgebrochene Partikel eines keramischen Filters durch den die Schmelze vor der Zerstäubung läuft. Möglich sind auch Pulver

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Entstehung von Werkstofffehlern beim "As HIP-Prozeß".

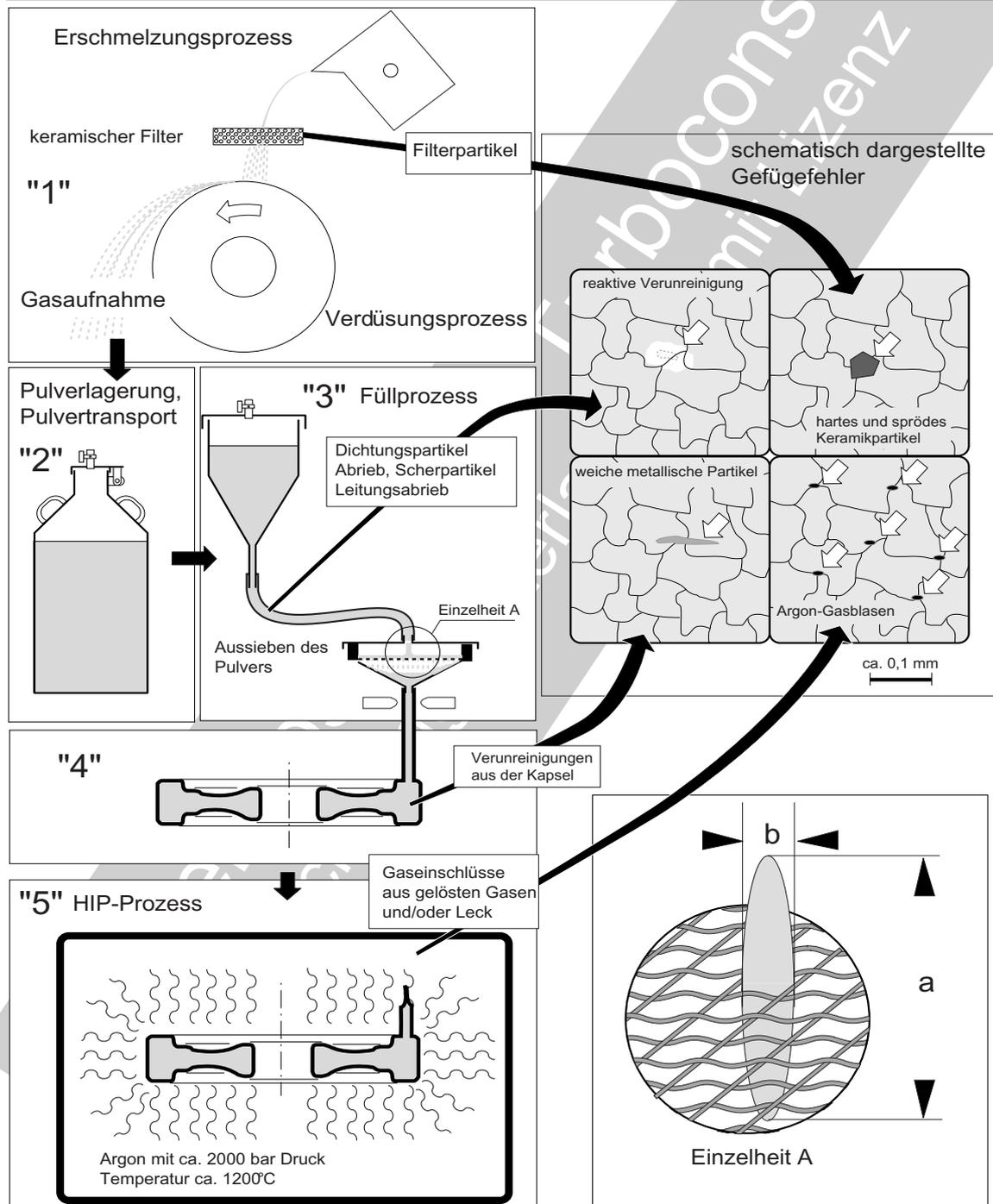


Bild 11.2.3-4

(Al_2O_3) einer abrasiven Reinigungsbehandlung der Kapsel oder der Einfüllrohre. Es kann sich sowohl um lose zurückgebliebene Partikel, als

auch um solche die in der Oberfläche stecken geblieben sind (Beladungseffekt), handeln.

Rohteil- und Halbzeugprobleme:
Probleme und Schäden:
Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

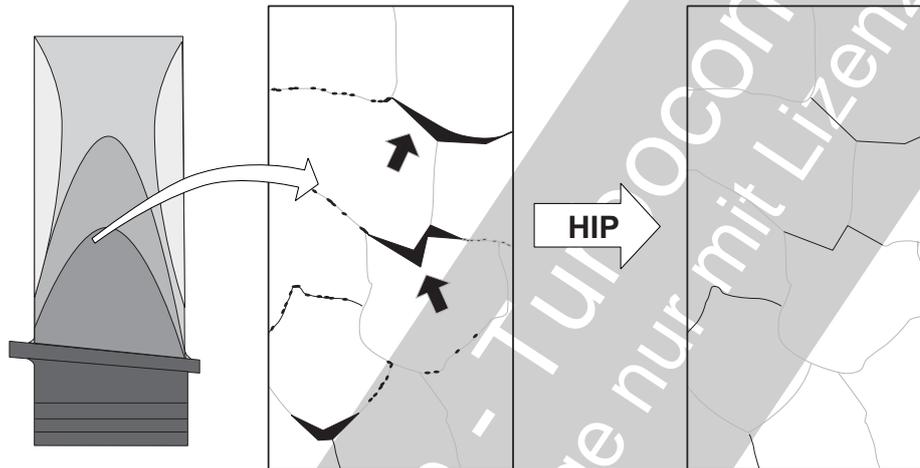
- **Weiche metallische, nicht reaktive Partikel:**
Verschlepptes Fremdpulver oder Abrieb und Späne.

- **Gase:** Wie bereits erwähnt, kann das Metallpulver beim Erschmelzen und Verdüsen Gas aufnehmen. Das Gas dehnt sich unter den hohen Temperaturen des HIP-Prozesses aus und lässt Poren entstehen. Ähnliche fein verteilte Gasporen (Argon) können sich bilden („5“), wenn die Kapsel beim HIP-Prozess (Skizze unten links) zumindest zeitweise undicht war (Lit. 11.1-15).

Kann Luft zu reaktivem Metallpulver (z.B. Titan) in den Lagerbehälter oder die nicht ausreichend evakuierte Kapsel eindringen, können Pulveroberflächen oxidieren und Schwachstellen (Bindefehler) bilden.

© Axel Rossmann - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

11.2.3.1 Regeneration kriechbeanspruchter Heiteile durch HIP



Heißisostatpressen (engl. Hot Isostatic Pressing = HIP, Bild 11.2.3-1) lässt sich als ein Regenerationsverfahren für kriechgeschdigte Heiteile anwenden. Dabei werden **innere Fehler wie Kriechporen und Mikrorisse** unter hohem äußeren Gasdruck und bei hoher Temperatur zusammengedrückt und verschweißt (Bild 11.2.3.1-1).

Das Verfahren wird auch bei innerer Gussporosität von Neuteilen (11.2-8 und Bild 11.3-9), Schweifehlern in der Neuteilfertigung und bei Reparaturen (Schweißen, Löten) sowie als Diffusionsschweiverfahren (Bild 12.2.1.3.5-1 und Bild 12.2.1.3.5-3) angewendet.

Ein zusätzlicher, regenerativer Effekt kann durch die **gleichzeitige Wärmebehandlung** entstehen. Dabei werden Nachteile „gealterter Gefüge“ wie eine **Vergroerung und ungünstige Orientierung der Gammastrich-Aushärtungsphase rückgängig gemacht**. Im günstigen Fall lässt sich die Kriechlebensdauer mit akzeptabler Streuung wieder in die Nähe des Neuteiles anheben (Bild 11.2.3.1-2.1 und Bild 11.2.3.1-2.2).

Die **Voraussetzungen** für eine „HIP-Regeneration“ sind bei weitem nicht in allen Fllen betriebsgeschdigter Heiteile gegeben. Haben sich bereits Fehler zur Oberfläche geöffnet, ist deren Schließung prinzipbedingt nicht mehr möglich.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Bild 11.2.3.1-1 (Lit. 11.2.3-3 und Lit. 11.2.3-4): Heiß Isostatisches Pressen (engl. Hot Isostatic Pressing = HIP) ist ein Verfahren bei dem man Bauteile in einem Autoklaven mit Gas unter hohem Druck und Temperatur beaufschlagt (Bild 11.2.3-1 und Band 1 Bild 5.3.2-12). Dabei werden nach außen geschlossene (gasdichte) Fehlstellen plastisch zusammengedrückt. Sind die Flächen der Trennung ausreichend sauber, verschweißen/sintern sie zusammen. Dieser Effekt lässt sich für die Reparatur von Teilen mit innerer Schädigung (Kriechen) nutzen.

Das Kriechen von Heißeilen läuft gewöhnlich über innere **Porenbildung** (Kriechporen, engl. creep voids, Band 1 Kapitel 5.3.2) und Mikrorissbildung. Solange es dabei nicht zur nach außen offenen Rissbildung kommt, sind diese mikroskopischen Fehlstellen oxidfrei. Sie können durch Diffusionsverschweißen/Sintern beim HIP-Prozess vollkommen verschwinden. Leider zeigen bei weitem nicht alle Heißeilwerkstoffe unter typischen Betriebsbedingungen diese Schädigungsform. Gerade die Gusslegierungen von Turbinenschaufeln weisen eine deutlich weniger ausgeprägte Kriechporenbildung als Schmiedelegierungen auf. Sie findet man nur noch in Turbinenschaufeln alter Triebwerkstypen.

Die hohe HIP-Temperatur wirkt **gleichzeitig als Wärmebehandlung**. Diese kann im Betrieb verändertes Gefüge (z.B. Orientierung und Vergrößerung der Aushärtungsphase) verbessern. Eine **HIP-Regeneration** kann durchaus erfolgreich sein und kommt in Einzelfällen zum Einsatz (Bild 11.2.3.1-2.1/-2.2). Für Turbinenschaufeln aus einer Schmiedelegierung ließ sich die nutzbare Lebensdauer bei akzeptabler Streuung deutlich verlängern (Lit. 11.2.3-1). Es wurde jedoch beobachtet, dass mit einem erneuten **beschleunigten Anfangskriechen** (Bild 11.2.3.1-2.2 und Band 1 Bild 5.3.2-3), vergleichbar Neuteilen, zu rechnen ist.

Eine HIP-Regeneration birgt aber auch **potenzielle Risiken**:

- Zur Oberfläche hin **offene Fehlstellen** können nicht geschlossen werden. Dies ist besonders zu berücksichtigen, wenn es sich um hohle Teile handelt. Hierzu gehören **gekühlte Turbinenschaufeln** (Bild 11.2.3.1-2.1). Bei Ihnen muss man mit einer **Rissbildung durch Thermoermüdung in den Kühlluftbohrungen** rechnen (Band 1 Bild 5.4.2.1-9). Diese Mikrorissbildung ist oft nicht ausreichend sicher mit serieneigneten ZfP-Verfahren nachzuweisen.

- Fehlstellen die mit Reaktionsprodukten, meist dünnen **Oxidschichten**, belegt sind, ermöglichen keine Diffusionsverschweißung. Die Fehlstelle wird zwar zugedrückt, ihre **schädigende Wirkung bleibt** aber.

Natürlich ist die Anwendung von HIP zur Regeneration nach ausreichenden Nachweisen bzw. Erprobung vom OEM und den zuständigen Behörden zu genehmigen.

Eine weitere Anwendung der HIP-Behandlung im Reparaturprozess kann nach dem **Hochtemperaturlöten** von Heißeilen (Kapitel 12.2.1.4) oder dem **Reparaturschweißen** erfolgen. Dies kann zum Schließen ausreichend oxidfreier Poren, Risse und Trennungen, die von der Fügung zur Oberfläche abgedichtet sind, dienen.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Was eine HIP-Behandlung kann und nicht kann.

Probleme



Sulfidationsreste können verstärkt schädigen

Fehler die zur Oberfläche gehen werden nicht geschlossen:

- Risse
- Poren

besonders heimtückisch aber häufig ist Rissbildung in Kühlluftkanälen

belegte, insbesondere oxidierte Fehlstellen bleiben

gewünschte Effekte



Regeneration (Kriechlebensdauer) durch die Aufhebung von Schädigungen aus dem Betrieb:

- Kriechporen
- Vergrößerung der γ' -Phase
- Auflösung (Überhitzung) der γ' -Phase
- Orientierung (Floßbildung) der γ' -Phase
- Bildung spröder Phasen (μ -, σ -, Lavesphase)

Bild 11.2.3.1-1

© Axel H. als S...

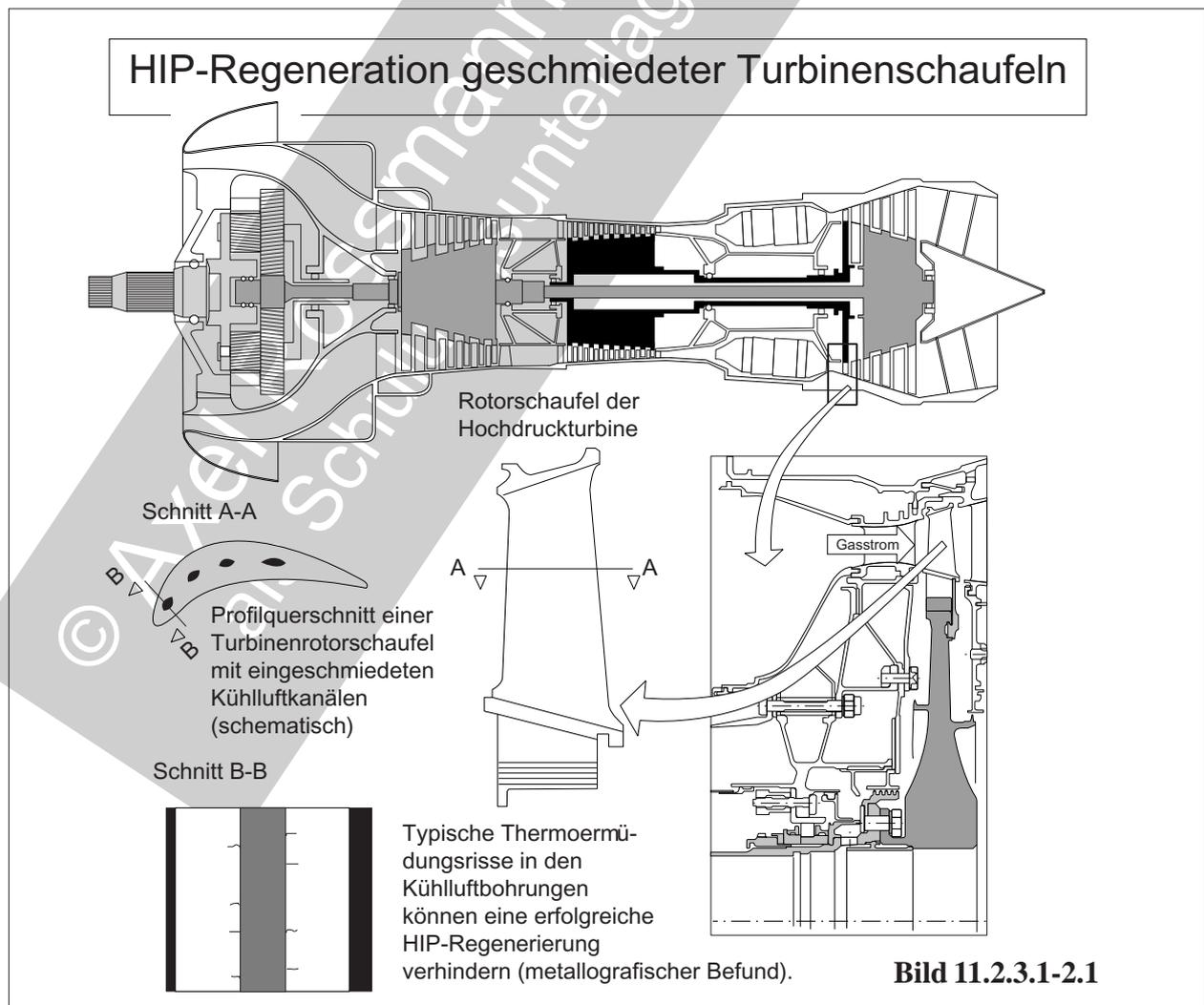
Merksatz: Eine Regeneration durch HIP kann nur dann erfolgreich sein, wenn die Schädigung (Kriechporen, Mikrorisse) **zur Oberfläche geschlossen** ist.

Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Bild 11.2.3.1-2.1 (Lit. 11.2.3-1 und Lit. 11.2.3-2): Es handelt sich um eine seit Jahren erfolgreiche Serienanwendung des HIP-Prozesses zur Regeneration von Turbinenrotorschaukeln (Skizze Mitte). In diesem Fall ist die **Betriebslebensdauer von einer Kriechschädigung durch Porenbildung bestimmt**. Damit eignen sich solche **geschmiedeten Schaufeln** besonders für das Regenerationsverfahren. Voraussetzung ist jedoch, dass sich noch **keine unzulässige Mikrorissbildung im Bereich der inneren Kühlluftkanäle gebildet hat** (Detail unten links). Dies wird an sechs gleichmäßig am Umfang verteilten Schaufeln vor der Regeneration überprüft. Sie werden zerstörend **metallografisch geprüft**. Umfangreiche Erfahrungen und Untersuchungen ermöglichen es, die **Kriechporenbildung als Kriterium der**

Regenerationsfähigkeit zu nutzen (Bild 11.2.3.1-2.2 und Band 1 Bild 5.3.2-7)

Merksatz: Zur Beurteilung der lebensdauerbestimmenden Kriechschädigung muss die Ebene des **metallografischen Schiffs** im **relevanten Bauteilquerschnitt liegen und richtig orientiert** sein.



Rohteil- und Halbzeugprobleme: Probleme und Schäden: Heiß-Isostatisches-Pressen (HIP)

Die Regeneration von geeigneten Heiteilen erfordert spezifisch abgestimmte Prozessparameter und einen Erfolgsnachweis unter betriebsähnlichen Belastungen.

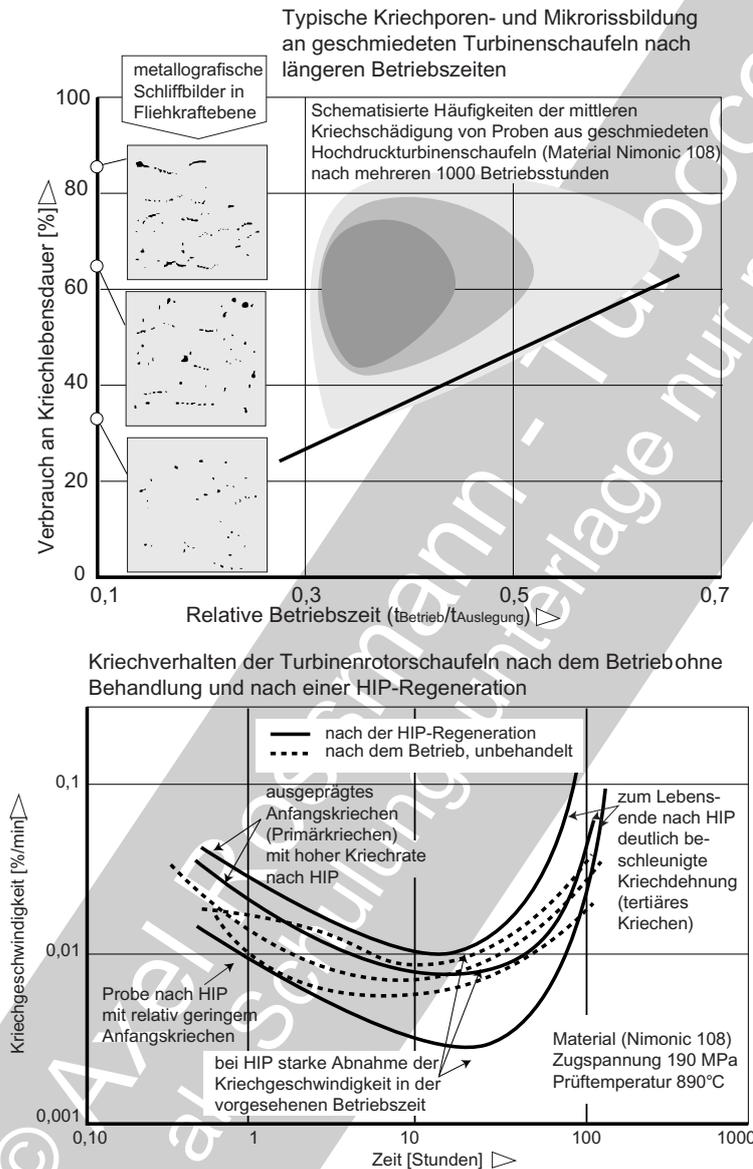


Bild 11.2.3.1-2.2

Bild 11.2.3.1-2.2 (Lit. 11.2.3-1): Das obere Diagramm zeigt typische **Kriechporenbildung** für den in Bild 11.2.3.1-2.1 dargestellten Fall. Man erkennt die Abhängigkeit von der Betriebszeit. Dabei ist die **Streuung typischerweise groß**. Deshalb erfordert die Regenerationsfähigkeit einen **ausreichenden Sicherheitsabstand**.

Im Diagramm unten sind **Versuchsergebnisse** an gelaufenen Schaufeln ohne HIP- und mit

HIP-Regeneration dargestellt. Typisch ist ein **ausgeprägteres Anfangs-(primäres) und tertres Kriechen** der regenerierten Schaufeln. Bei 75% abgelaufener Lebensdauer ließ sich eine **Verlängerung um 50%** erzielen. Diese würde für ein weiteres berholintervall ausreichen. Ein Absinken der Schwingfestigkeit (HCF) oder eine merkliche Versprödung trat nicht auf, obwohl die Aushärtungsphase vom Neuteilzustand abwich.

Literatur zu Kapitel 11.2.3

- 11.2.3-1** H.Huff, J.Wortmann, „Repair and Regeneration of Turbine Blades, Vanes and Discs“, Conference Proceedings AGARD-CP-317, „53rd Meeting of the AGARD Structures and Materials Panel“, Noordwijkerhout, the Netherlands, 27 September - 2 October 1981, Seite 13.1-13.7.
- 11.2.3-2** „Heiltherapie für Triebwerks-Leitschaufeln“ (Hochtemperatur-Breitspaltlötverfahren), Zeitschrift „VDI Nachrichten“, Nr. 48/29.November 1985.
- 11.2.3-3** K.L.Cheung, C.C.Leach, K.P.Willett, A.K.Koul, „Rejuvenation of used turbine blades by hot isostatic pressing and heat treatment“, Conference Proceedings AGARD-CP-317, „53rd Meeting of the AGARD Structures and Materials Panel“, Noordwijkerhout, the Netherlands, 27 September - 2 October 1981, Seite 10.1-10.6.
- 11.2.3-4** W.J.van der Vet, „HIP-Process, Potentials and Applications“, Conference Proceedings AGARD-CP-317, „53rd Meeting of the AGARD Structures and Materials Panel“, Noordwijkerhout, the Netherlands, 27 September - 2 October 1981, Seite 11.1-11.16.
- 11.2.3-5** P.Adam, „Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken“, Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4, Seite 26 - 39, Seite 163.
- 11.2.3-6** D.Dilba, „Layer by Layer“, Veröffentlichung der Fa. MTU, „Report“ 1/2012, www.mtu.de, Seite 20-25,
- 11.2.3-7** J.L. Bartos, „P/M Superalloys for Military Gas Turbine Applications“, Proceedings Paper des „1979 P/M in Defense Technology Seminar“ der MPIF, Yuma, Arizona, Seite 81-112.
- 11.2.3-8** Zeitschrift „PM Powder Metallurgy“, 12, 1980, 4 Seite 507.

Empfohlene allgemeine Fachliteratur

ASM Handbook „Volume 4“, „Heat Treating“, ASM, 1998, ISBN 0-87170-379-3, Seite 907-912 Wärmebehandlung von Ni-Legierungen; Seite 913-923 Wärmebehandlung von Titanlegierungen.

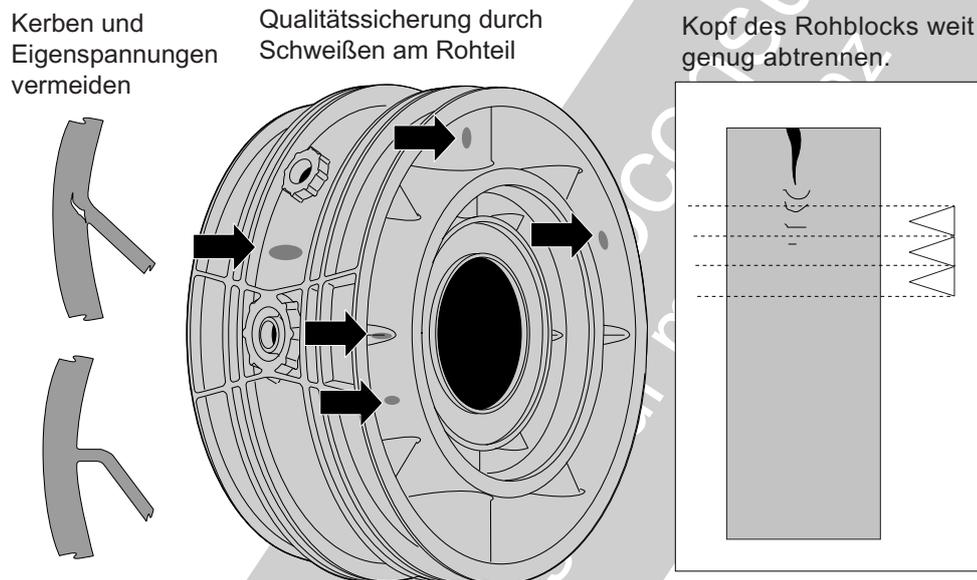
ASM Handbook „Volume 7“, „Powder Metal Technologies and Applications“, ASM, 2002, ISBN 0-87170-387-4, Seite 167-178 Herstellung von Ni-Basis Pulver; Seite 603-620 HIP-Prozess.

ASM Handbook „Volume 14“, „Forming and Forging“, ASM, 1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 61-144 Schmiedeverfahren; Seite 261-266 Schmieden von Nickellegierungen; Seite 267-287 Schmieden von Titanlegierungen; Seite 831-831 Umformen von Nickellegierungen; Seite 938-848 Umformen von Titanlegierungen.

ASM Handbook „Volume 15“, „Casting“, ASM, 1998, ISBN 0-87170-007-7, Seite 393-425 VAR-ESR-Prozess; Seite 538-543 HIP; Seite 544-553 Gussfehler; Seite 815-823 Gießen von Nickellegierungen; Seite 824-835 Gießen von Titanlegierungen.

ASM Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 „Failure Analysis and Prevention“, ASM, 1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343 Fehler in Schmiedeteilen, Seite 344-410 Fehler in Gussteilen.

11.3 Abhilfen gegen Schäden und Probleme an Rohteilen und Halbzeug



Abhilfen bei **Fertigungsschäden** (siehe auch Band 4, Bild 17.1-4 und Bild 17.5-1) lassen sich in zwei Hauptgruppen einteilen. **Präventives Vorgehen** nutzt die Erfahrung, um bereits bekannte Probleme zu identifizieren. Das ist eine Voraussetzung für die **Optimierung festzuschreibender, stabiler Herstellungsschritte** und einer zuverlässigen Qualitätssicherung (FMEA, Band 1 Bild 2-1). Davon kann ein merklicher Teil der Bauteilkosten beansprucht werden. Man wird also den Aufwand zur Vermeidung von Fehlern und Schäden nach Möglichkeit in einem vertretbaren Maß minimieren.

Sind **trotzdem Fehler** aufgetaucht, können sich die Prioritäten verlagern. In solchen **akuten Fällen**, im Extremfall mit **Schäden in den Maschinen**, sind sehr hohe Kosten mit schmerzlichem Prestigeverlust zu befürchten. Es kommt dann besonders darauf an, sofort **absichernde technische Maßnahmen** zu ergreifen. Dabei geht es um die Eingrenzung und Ortung der potenziell betroffenen Bauteile bzw. die Maschine. Dann ist die Frage zu klären, ob sich das Problem mit Maßnahmen wie zerstörungsfreien Prüfungen, Inspektionen (z.B. Boroskop) oder der Auswertung von Instrumentendaten rechtzeitig erkennen lässt. Diese Möglichkeit hängt jedoch entscheidend davon ab, dass **Fehlerart, Fehlerentstehung und mögliche Fehlermechanismen bzw. Schadensszenarien geklärt** werden und für **Entscheidungsträger sowie Behörden und Kunden** (z.B. Lizenzgeber) ausreichend plausibel sind.

Fehler und Probleme des Halbzeugs können sich auch kostentreibend und zeitaufwändig auf nachfolgende Fertigungsprozesse auswirken. Je früher das Problem entdeckt wird, umso begrenzter dürfte der (potenzielle) Schaden zu halten sein. Es kommt deshalb darauf an, im Rahmen einer Qualitätssicherung möglichst frühzeitig Beobachtungen zu Besonderheiten und Problemen zu melden. Voraussetzung ist **erfahrenes, sensibilisiertes Personal** (Band 1 Bild 1-1, Bild 13.1-5) und eine geeignete **Firmenkultur** (Band 4, Kapitel 15).

Präventive Maßnahmen und Abhilfen gegen Schäden an Rohteilen und Halbzeug sind äußerst vielfältig (Bild 11.3.1 Band 4, Kapitel 17.1). Die folgende Übersicht erhebt keinen Anspruch auf

Vollständigkeit. Die zeitliche Abfolge und der Umfang der Maßnahmen hat fallspezifisch zu erfolgen.

Präventive Maßnahmen:

- Entwicklung und Nachweis stabiler Prozessschritte,
- Festschreiben aller Prozessschritte,
- seriengeeignete und „problemrelevante“ Prüfungen.
- Möglichst genaue, nachvollziehbare und zugriffsleichte Dokumentation
 - der Prozessschritte (z.B. Laufkarten, Kontrollschriebe)
 - der Prüfungen mit Befunden (Prüfverfahren, Prüfer, Prüfstelle u.s.w)
 - Kunden als potenziell Betroffene.
- Kennzeichnungen auf dem Bauteil wie Losnummer/Serie, Hersteller, Zeichnungsnummer, Prüfungen (Band 4, Kapitel 17.4).

Maßnahmen bei akuten Problemen in der Fertigung und dem Triebwerksbetrieb (Band 4):

- Identifikation des Rohteilherstellers
- Zahl und Fehlerhäufigkeit betroffener Teile
- Ermittlung von Fehlerart und Fehlerlagen
- Ermittlung potenziell betroffener Teile mit einer Zuordnung zu:
 - Lösen,
 - Prozessschritten,
 - Anwendung (z.B. Triebwerkstyp, Betriebsbesonderheiten)
- Risikoabschätzung (Band 1, Kapitel 2.3 und Band 4) gegebenenfalls
 - Festlegung von Zwischeninspektionen in
 - Art der Inspektion (z.B. Boroskop)
 - Inspektionsintervalle
 - Schadensmerkmale

Neben Schäden gibt es **weitere latente Probleme**. Gussteile wie gekühlte Turbinenschaufeln, insbesondere in gerichteter Variante oder als Einkristall, haben nicht selten, zumindest während einer längeren Lern- und/oder Anlaufphase, unbefriedigende **Ausbringraten**. Eine Reparatur bzw. Nacharbeit durch Verfahren wie Schweißen und Hochtemperaturlöten ist bei neuen hochbelasteten Bauteilen wie Rotorkomponenten gewöhnlich nicht zulässig. Für rotierende Schmiedeteile verbieten sich solche Überlegungen wegen der Versagensmodi von selbst. Dagegen kann an statischen Bauteilen wie Turbinenleitapparaten (Bild 11.3-3) und Gehäusen ein Reparaturschweißen möglich sein bzw. zwingend notwendig werden. In den genannten Fällen drohen Probleme wie zu hohe Herstellungskosten und Lieferverzögerungen.

Zu kleine **Ausbringraten** bzw. zu große **Ausschussraten**. Sie sind nicht unbedingt ein Anzeichen von Technologiemängeln. Es kann sich auch um ein **Indiz für eine ungünstige konstruktive Gestaltung** (Bild 11.1-9) handeln. Typische Merkmale für einen solchen Mangel sind Querschnittsanhäufungen, dünne großflächige Bereiche, die eigentlich Blechkonstruktionen vorbehalten sein sollten, scharfe Innenkanten, ungewöhnlich enge Toleranzen, praxisfern spezifizierte Gefüge und Festigkeitsanforderungen oberhalb eines ökonomisch sinnvollen Streubereichs (Bild 11.3-2). Wird eine solche Situation geschaffen, können erhebliche Lieferverzögerungen und Kostensteigerungen eintreten. Das Risiko eines unerwartet hohen Aufwands erhöht sich darüber hinaus, weil derart

anspruchsvolle Rohteile erfahrungsgemäß einen **Entwicklungsaufwand beim Lieferanten** erfordern, was mehrere Lieferquellen ausschließt. Damit tritt die missliche Situation eines einzigen verbleibenden Lieferanten, des „**Singlesourcing**“ ein.

Andere komplexe Gussteile wie integrale Leitapparate oder Gehäuse lassen ein fehlerstellenfreies Rohteil ohne Nacharbeit kaum zu. In einem solchen Fall muss eine **seriengerechte zugelassene Nacharbeit bereits entwickelt** sein (Bild 11.3-4), bevor die Serienanwendung ins Auge gefasst werden kann. In einem solchen Fall werden Fehler, d.h. Bereiche die sich außerhalb der spezifizierten Grenzen der Auslegung befinden (gewöhnlich Maß- und Festigkeitsforderungen) konstruktiv entfernt oder in Schwachstellen überführt. Mit deren Berücksichtigung in Konstruktion und Auslegung sollte ein akzeptables Betriebsverhalten gewährleistet sein.

Die Voraussetzung, Folgen von Fertigungsproblemen zu minimieren, ist eine möglichst lückenlose Dokumentation.

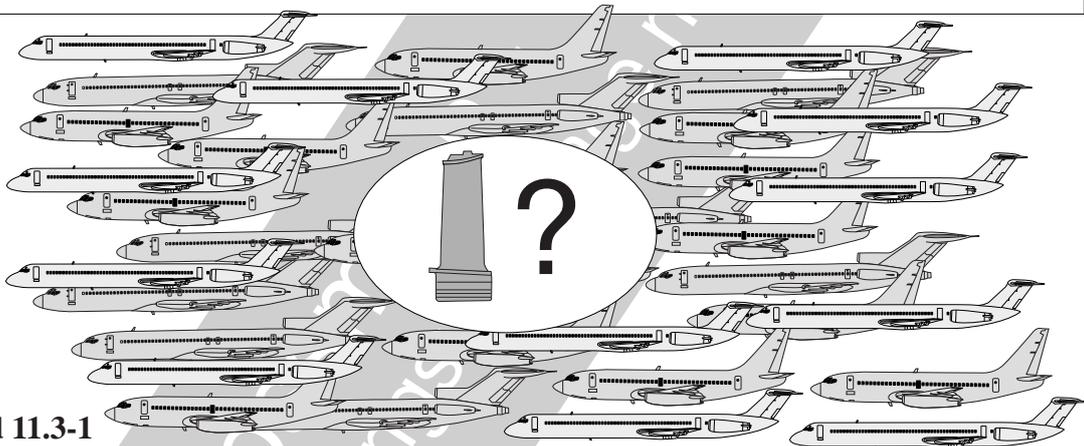


Bild 11.3-1

Bild 11.3-1 (Beispiel 11.3-1 und Lit. 11.3-5): Zwar sind nur wenige Fälle bekannt geworden, in denen Bauteile mit **Werkstofffehlern zum Einbau** kamen, die deren Betriebstauglichkeit unzulässig beeinflussten. Falls aber doch, ist mit einem großen Schadenspotenzial, hohem Zeit- und Kostenaufwand für die Abhilfe sowie großem Prestigeverlust zu rechnen. Wahrscheinliche Gründe dafür sind

- Eine große Zahl der **suspekten Bauteile** wurde verbaut.
- Eine entsprechend hohe Zahl von betroffenen Maschinen bzw. Anlagen.
- Eingeschränkte Zugänglichkeit der Bauteile für eine Überprüfung ohne Zerlegung der Maschine.
- Zwischeninspektionen die den Betrieb stören.

- Bei Austauschaktionen muss erst ausreichend Ersatz geschaffen werden.
- Mit weiteren Schäden ist zu rechnen.

Um diese **Risiken** zu minimieren und schnellstmöglich Abhilfe schaffen zu können, müssen

- suspekten Bauteile und eventuell betroffene Maschinen identifiziert werden.
- Der zeitliche Ablauf und die Sicherheitsrisiken eines potenziellen, vom Werkstofffehler ursächlich ausgelösten Betriebsschadens ist abzuschätzen (Band 1, Kapitel 4.3). Daraus ergeben sich meist bereits Abhilfemaßnahmen wie
 - Lebensdauerbegrenzungen,
 - Prüf- und Kontrollverfahren,
 - Austauschmaßnahmen.

Beispiel 11.3-1 (Bild 11.3-1, Lit. 11.3-4):

Zitat: „...an inspection/monitoring advisory covering 8887 newly manufactured ...turbine blades that were made in February and March in order to recover 173 blades which the company believes were improperly processed...and shipped between Feb. 26 and Mar. 31.

...**the problem arose in a furnace which is used to cure blade coatings.** To be effective, the curing process must take place in an inert atmosphere-in this case, argon. However, during processing of three batches of blades the **curing furnace apparently leaked**, allowing ambient air to enter. Properly processed blades should have a lifetime of at least 4000 cycles. But tests have indicated that the 173 blades in question would probably make it only to about 2500 cycles before showing excessive wear.

...(OEM) engineers have developed a flow chart **inspection/screening** technique to help users to identify the 173 potentially misprocessed blades. The flow chart calls for various blade makings, including **shipment date markings**, to be checked, because manufacturing steps performed after a blade's furnace curing can erase the critical, identifying batch numbers.

..The engine manufacturer also is advising airlines to monitor suspect blades already fitted into powerplants and to remove them before they accumulate 1000 cycles. That is equivalent to about 9-12 months of service.

...(The OEM) discovered the blade problem during a routine quality inspection. During the next several days the company attempted to characterize the problem and to determine which blades were affected....The facility manufactures approximately 60 000 blades a month. As of late last week, the company said it has identified the location of about 95% of the blades...

‘...powerplant’s operator (of an engine, fitted with a suspect blade) has been notified, the blade has been inspected via **boroscope** and it looks good...’“

Kommentar: Es ist zu vermuten, der Lufterbruch hat die Diffusionsbeschichtung (Oxidationsschutz) geschädigt. Ob die Lebensdauerbeeinflussung der Schaufel auf eine größere Empfindlichkeit der geschädigten Schicht gegenüber Thermoermüdung (dann sind eher Zyklen das Kriterium) oder auf einen geringeren Oxidationsschutz (dann ist die Laufzeit wichtiger) oder eine Kombination dieser Einflüsse zurückzuführen ist, bleibt unklar. Die für verbaute Schaufeln angewendete Boroskopinspektion lässt jedoch auf einen rechtzeitig äußerlich erkennbaren Schadensmechanismus schließen. Denkbar ist eine verstärkte Oxidation in Form des Orangenschaleneffekts (Band 1, Bild 5.6.1.4.2-4) in einer besonders hoch thermisch beanspruchten beschichteten Blattzone. Üblicherweise ist das die Eintrittskante. Der Umfang der Problematik wird aus der Aufgabe erkennbar, dass aus tausenden von Schaufeln relativ wenige suspekta Bauteile identifiziert, in die Triebwerke verfolgt und gegebenenfalls dort überwacht werden müssen. Voraussetzung für eine solche Maßnahme ist eine möglichst gute Dokumentation des gesamten Fertigungsprozesses und der Logistik bis zur Montage (Band 4, Kapitel 17.4).

Nicht selten muss die Fertigung die
"Sünden" des Konstrukteurs ausbaden.

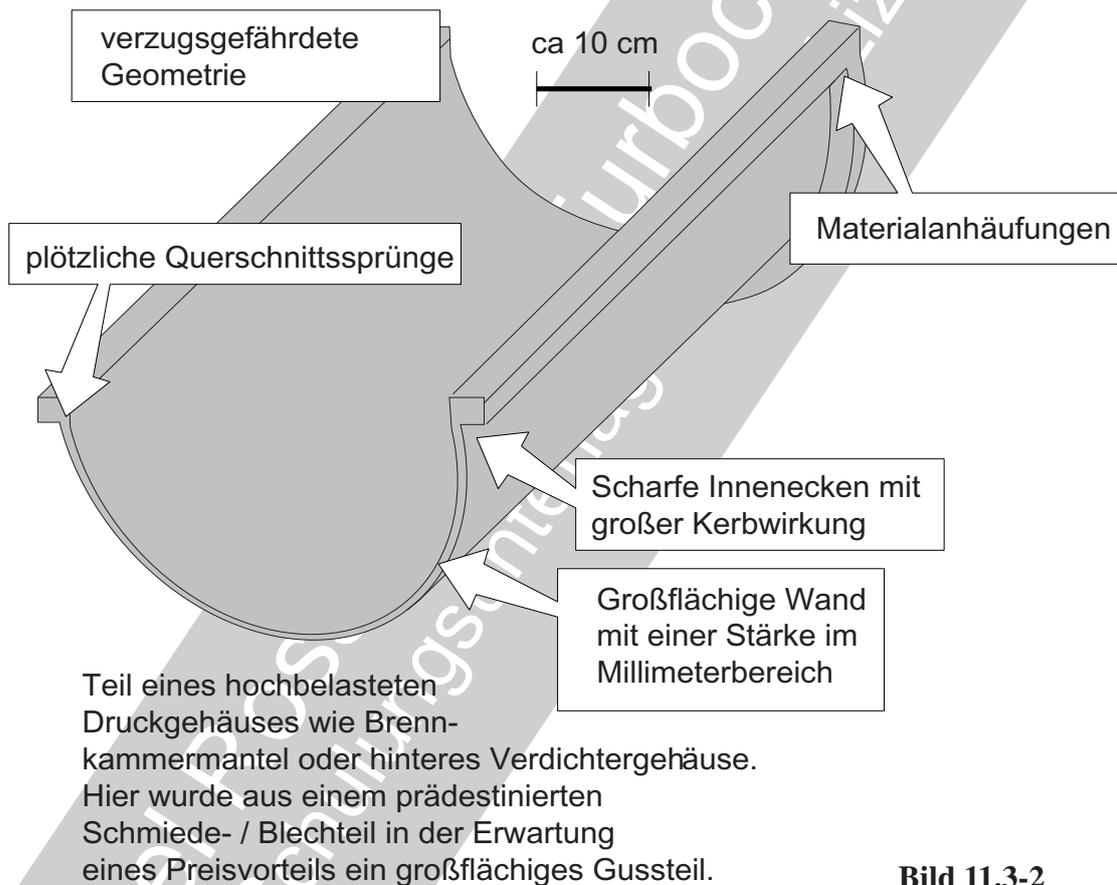


Bild 11.3-2: Die **Schadenswahrscheinlichkeit** und deren Auswirkungen werden einem Bauteil oft bereits vom **Konstrukteur** und/oder der **festigkeitsauslegenden Fachabteilung** „in die Wiege gelegt“. Man braucht sich z.B. nicht über Rohteilprobleme an Gussteilen mit ausgeprägten **Querschnittsprüngen** und **scharfen Kerben** sowie **großflächigen dünnen Wänden** zu wundern. In den dicken Querschnitten ist verstärkt mit Schrumpflunkern zu rechnen. Kerben in Bereichen von Querschnittsprüngen sind für Rissbildung prädestiniert. Dünne, blechartige Wände begünstigen Probleme mit

der Füllung und vermindern damit die Ausbringrate, zumindest ein Kosten und Terminproblem.

Typisches Beispiel sind dünnwandige Druckgehäuse wie äußere Brennkammermäntel, die auf eine Gussversion umgestellt werden. Der Trend zu sehr komplexen **integralen Bauteilen** wie Turbinenleitapparaten (Bild 11.3-4) und Blisks erhöht das Fehlerrisiko. Je größer das Bauteil, umso mehr ist mit Maß- bzw. Verzugsproblemen zu rechnen. Zumindest die Nacharbeit dürfte sich dann intensivieren.

Auch die Wahl des Werkstoffs ist für die potenzielle Fehlerhäufigkeit von großer Bedeutung. So ist neben Festigkeits- und Funktionsanforderungen auch auf Probleme wie Gießbarkeit, Neigung zu Warmrissen und die Darstellung des für die geforderten Festigkeitseigenschaften notwendigen Gefüges Rücksicht zu nehmen.

Eine weitere Problematik ist die Qualitätssicherung, welche die serieneigneten Verfahren und deren Nachweisgrenzen einschließt (Band 4, Bild 17.3.1-2, Bild 13.3.1-3.1 und Bild 17.3.1-3.2).

Bild 11.3-3 (Lit 11.3-7 und Lit. 11.3-8): Der Trend zu komplizierten, integral gegossenen Bauteilen wie Turbinenleitapparaten (Skizze oben) stellt an den Gießer größte Anforderungen. Die Realisierbarkeit eines solchen Bauteils hängt nicht zuletzt von zulässigen Fehlstellen (= Schwachstellen) ab. Solche Schwachstellen sind in Gussteilen **Mikrolunker und ungünstige Gefüge**. Mit serienmäßigen Prüfverfahren identifizierbare Risse gelten gewöhnlich als Fehler, die im Bauteil nicht auftauchen dürfen. Nicht zuletzt die der Auslegung zu Grunde gelegten Betriebsspannungen entscheiden über die Schwachstellengröße (Band 4, Bild 17.3.1-1). Die Auslegung hat sich also an der tatsächlich realisierbaren Qualität zu orientieren. Festigkeiten sind also an Proben mit bauteiltypischen Fehlern zu ermitteln (Band 4, Bild 17.3.2-1).

Es ist durchaus möglich, dass, werkstoffabhängig, **Risse die zyklische Lebensdauer deutlich mehr verkürzen als Kerben oder Schrumpflunker** (Bild 11.3-7). Sie entstehen durch fehlende Restschmelze bei der Erstarrung und haben deshalb ein typisches Aussehen (Detail unten, Bild 11.1-7). In Anhäufungen bilden sie sog. „Lunkernester“.

Eine Untersuchung (Lit. 11.3-7) an hochlegiertem CrNi-Stahlguss zeigte, wie sich die

Lebensdauer vergleichbar großer Fehlstellen im LCF-Bereich verhielt:

Riss: Kerbe : Schrumpflunker = 1:100 : 1000.

Für die Dauerfestigkeit von Nickelgusswerkstoffen mit der typischen Härte von 400 bis 450 HV ist allgemein von ± 180 MPa auszugehen. In Lit 11.3-8 wird abgeschätzt, dass **erst Risse größer als 1 mm diese Dauerfestigkeit (HCF) merklich beeinflussen** (Bild 11.3-14). Begründet wird das Verhalten mit der werkstofftypischen Inhomogenität des Gefüges.

Wie gezeigt, sind **Risse in Gussteilen sehr viel kritischer als Lunker einzuschätzen**. Es handelt sich um Warmrisse durch Schrumpfspannungen bei der Erstarrung und Wärmespannungen im Zusammenhang mit Temperaturgradienten. Diese **Risse treten erfahrungsgemäß häufig dort auf, wo später im Betrieb auch mit gefährlich hohen Wärmespannungen zu rechnen ist**. Sie können also die Lebensdauer des Bauteils stark herabsetzen. Andererseits sind **Risse im Gussrohteil auch immer ein Hinweis auf Problemzonen im Triebwerksbetrieb**. Selbst wenn sich ungerissene Teile in einer akzeptablen Ausbringrate realisieren lassen, sollten beim Gießprozess erkannte, **rissempfindliche Schwachstellen mit geeigneten Maßnahmen entschärft** werden. Zu geeigneten Maßnahmen gehören größere Radien, elastischere Gestaltung und sanftere Querschnittsübergänge.

Meistens sind die Fehlstellen eines Gussteils genau da, wo auch im Betrieb die höchsten Wärmespannungen (Thermoermüdungsbelastung) zu erwarten sind!
Was ist zulässig?

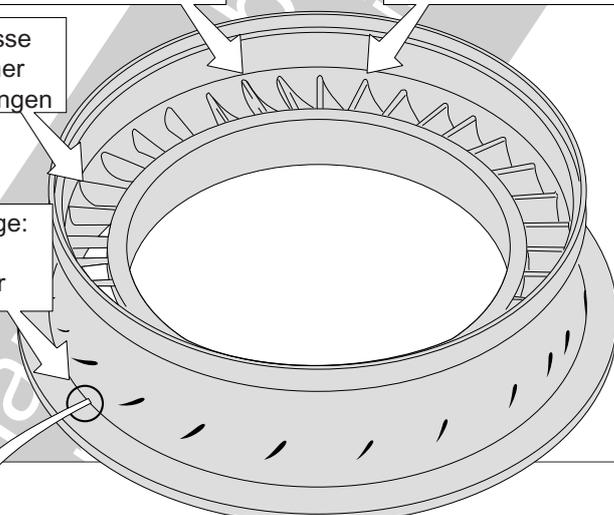
Ein integraler Turbinenleitkranz ist ein äußerst komplexes Gussteil bei dem sich Fehlstellen nicht vermeiden lassen.

Ungünstiges Gefüge:
z.B. Stängelkristalle.

Querschnittsänderungen,
Materialanhäufungen
begünstigen Mikrolunker

Mikro-Heißrisse
in Zonen hoher
Gussspannungen

Ungünstiges Gefüge:
sehr großes Korn,
grobe Gussstruktur



Ungünstige Kornorientierungen
führt zu örtlich hohen
Spannungsspitzen

Beispiel für werkstofftypische
Fehlstellen in einer Gussstruktur

Spröde Phasen
z.B. Karbide

Mikrolunker

Unvermeidliche, werkstoffspezifische und für das Herstellungsverfahren typische Fehlstellen sind in der Auslegung zu berücksichtigen! Fehleranzeigen in der Größenordnung dieser Fehlstellen lassen dann keinen unzulässigen Einfluss auf die Schwingfestigkeit erwarten.

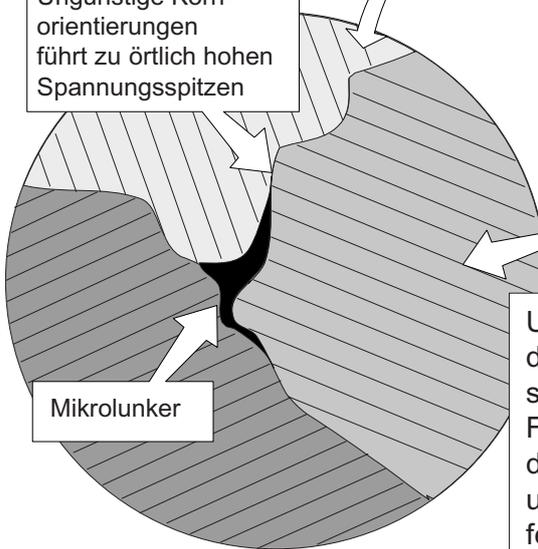
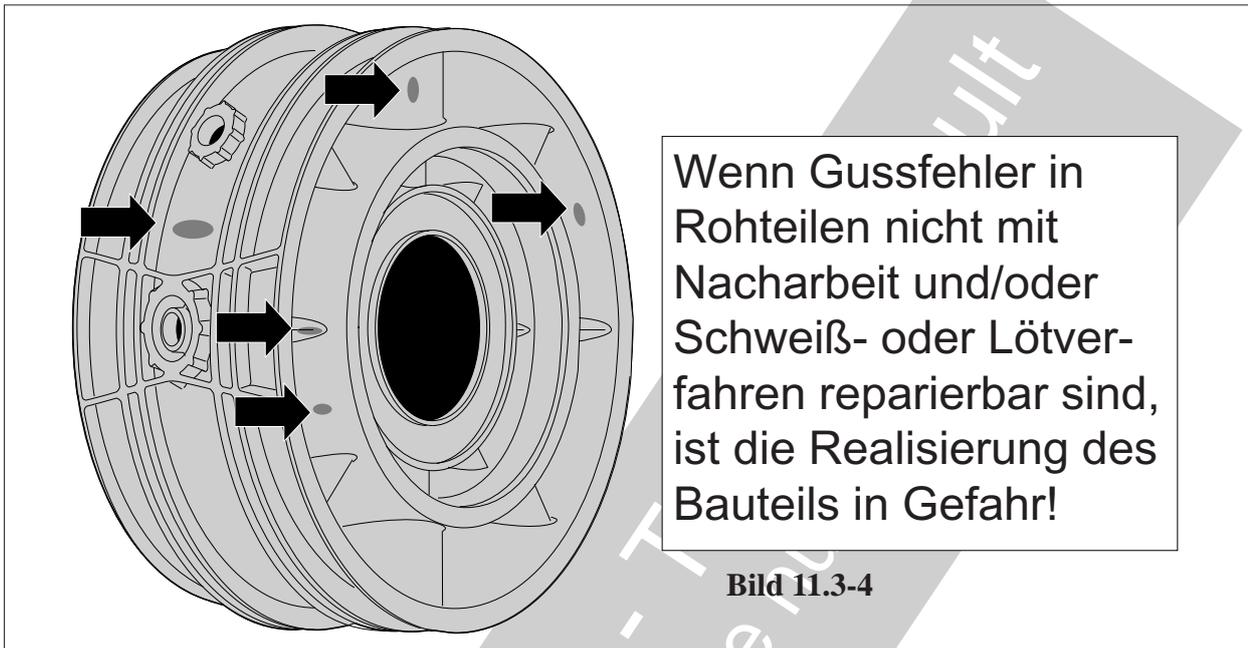


Bild 11.3-3



Wenn Gussfehler in Rohteilen nicht mit Nacharbeit und/oder Schweiß- oder Lötverfahren reparierbar sind, ist die Realisierung des Bauteils in Gefahr!

Bild 11.3-4

Bild 11.3-4: Gussfehler können, abhängig von der Komplexität des Bauteils, dem Werkstoff und den Festigkeitsanforderungen (Bild 11.3-3) die Ausbringrate so verschlechtern, dass eine Realisierung der fehlerfreien Serienfertigung nicht möglich ist. Diese hängt dann nicht zuletzt von der Reparierbarkeit (Nacharbeit) des Rohteils ab.

Wird diese Voraussetzung für eine Lieferbarkeit übersehen, können hohe Kosten und Zeitaufwand für eine Alternative notwendig werden. Es ist also insbesondere bei **Einführung neuer komplexer Bauteilgeometrien und anspruchsvoller Gusswerkstoffe wie intermetallische Phasen, eine nachgewiesene (zugelassene) Reparatur sicherzustellen**. Gegebenenfalls ist die Reparatur parallel zur Werkstoffentwicklung zu betreiben.

Bild 11.3-5: Insbesondere bei eng tolerierten Feingussprototypen wie Turbinenschaufeln kann es vorkommen, dass ein **Richtvorgang** notwendig wird, um Zeitverzögerungen und Kosten bei Entwicklungsprojekten zu minimieren. Zwar weisen Ni-Gusslegierungen im Vergleich zu Schmiedelegierungen gewöhnlich eine deutlich niedrigere Bruchdehnung (Zähigkeit) auf, trotzdem ist bei genügender Vorsicht ein Kaltrichten möglich. Natürlich ist dabei das bauteilspezifische, schadensfreie plastische

Verformungspotenzial zu berücksichtigen. Dieses kann in iterativen Vorversuchen ermittelt werden. Zuerst ist der geeignete Verformungsvorgang zu bestimmen. Dabei ist z.B. der Ort der **Einspannung** sowie **Art und Ort der Kräfteinleitung** zu klären. Kriterium ist die Beseitigung des zu korrigierenden Formfehlers, **ohne andere Bauteilbereiche unzulässig zu deformieren**. Für diesen Schritt kann die Anwendung von Reißlack, lasergestützten Vermessungsmethoden und Dehnmessstreifen an als kritisch bekannten Zonen hilfreich sein. Während einer stufenweisen Belastung wird dann das Werkstück auf **Anzeichen für Schädigungen** wie Rissbildung oder unerwarteter Verlauf der Verformungskraft bzw. Moment beobachtet. Dabei bietet sich die **Eindringprüfung** an. Während des Belastungsversuchs ist auch eine **Schallemissionsanalyse** denkbar, um die Belastungsgrenze kontinuierlich zu überwachen. Diese ist dann von besonderem Vorteil, wenn z.B. an dünnwandigen Hohlkörpern mit inneren Schädigungen zu rechnen ist. An einem gerichteten Bauteil sollte noch ein **Relaxationsversuch**, mit einer Erwärmung welche die Betriebstemperatur abdeckt, durchgeführt werden. Das ist notwendig, um die Gefahr eines eventuellen unzulässigen **Verzugs** abzuschätzen.

Insbesondere an Prototypen von Gussteilen kann sich Richten als Korrektur anbieten, doch es lauern Gefahren!

Potenzielle Schädigungen:



- Schädigung von Beschichtung
- In Ecken besteht die Gefahr einer Überlastung
- Gefährliche Eigenspannungen möglich. Abbau erwünschter Eigenspannungen (z.B. vom Kugelstrahlen)
- Verformung in unerwünschten Bauteilzonen möglich.

Mögliche Auswirkungen auf den Fertigungsprozess und das Betriebsverhalten:

- Bei Einkristallen Rekristallisationsgefahr.
- Verzug durch Relaxieren (Kriechen). Abbau einer erwünschten Deckbandverspannung.
- Veränderung der Schwingformen/Resonanzen, d.h. Gefahr erhöhter Schwingbelastung.
- Absenkung der Schwingfestigkeit

Torsion am Deckband, um einen Winkelfehler der Blattprofilsehne zu korrigieren.

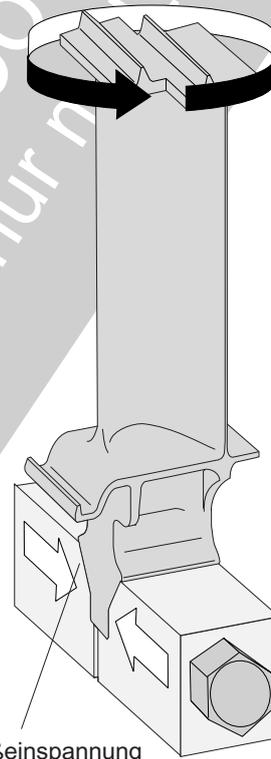


Bild 11.3-5

Weiter ist an dynamisch hochbeanspruchten Bauteilen ein betriebsrelevanter **Schwingversuch** zu empfehlen. So können Einflüsse von **Eigenspannungen** und **örtlichen plastischen Verformungen** sowie eine veränderte Massenverteilung auf **Frequenz** (Resonanz) und **Schwingfestigkeit** eingeschätzt werden. Dies erscheint insbesondere bei Teilen mit **komplexen Geometrien** (z.B. gekühlte Turbinenschaufeln) angebracht.

Bauteile mit hoher **Thermoermüdungsbelastung** sollten entsprechend untersucht werden. Denkbar ist, dass sich eine starke plastische Verformung in kritischen Bereichen unerwartet in einer kürzeren Lebensdauer bemerkbar macht.

Verständlicherweise sollten zu richtende Bauteile **keine Beschichtungen** aufweisen. Hierzu gehören insbesondere die bei Raumtemperatur typischerweise spröden **Diffusionsschichten**. Diese können auf Grund ihrer, vom Grundwerkstoff abweichenden Verformbarkeit und Steifigkeit, eine unbeherrschbare Rissbildung erleiden.

Grundsätzlich ist in einer Serienanwendung, ein **Hin- und Herbiegen unzulässig**. Nach dem **Richtvorgang** ist ein geeignetes **Spannungsarmglühen** durchzuführen.

Richtvorgänge an **Einkristallen** sind problematisch, weil eine plastische Verformung bei einer nachfolgenden Glühung **Rekristallisation** (Bild 11.2-16) auslösen kann.

Bild 11.3-6 (Lit. 11.3-8): Die häufigsten Fehlstellen an Bauteilen aus Nickelgusswerkstoffen sind **Schrumpflunker** (Bild 11.1-7) und **Warmrisse** (Bild 11.1-8). Deshalb ist es von besonderem Interesse, die Grenzen zwischen einer zulässigen Schwachstelle und einem unzulässigen Fehler zu kennen.

Bei den folgenden Betrachtungen geht es in erster Linie um Lebensdauern bzw. dynamische Belastungen im Bereich der **Dauerfestigkeit** (HCF, Band 1 Bild 5.4-1).

Die Dauerfestigkeit von fehlerfreien Nickelgusswerkstoffen liegt bei 180 MPa. Dieser Wert beruht auf werkstofftypischen Gefügeinhomogenitäten wie Gussstruktur (Dendriten und Korngröße und -orientierung).

Eine bruchmechanische Abschätzung (Diagramm oben rechts) zeigt, dass bei einer dynamischen Belastung, entsprechend der Dauerfestigkeit von 180 MPa, Fehler die **Rissen unterhalb 1 mm Länge** entsprechen, keinen Fortschritt erwarten lassen (Bild 11.3-11). **Fehlergrößen unter 1 mm haben also in Ni-Gusslegierungen keinen merklichen Einfluss auf die Dauerfestigkeit.**

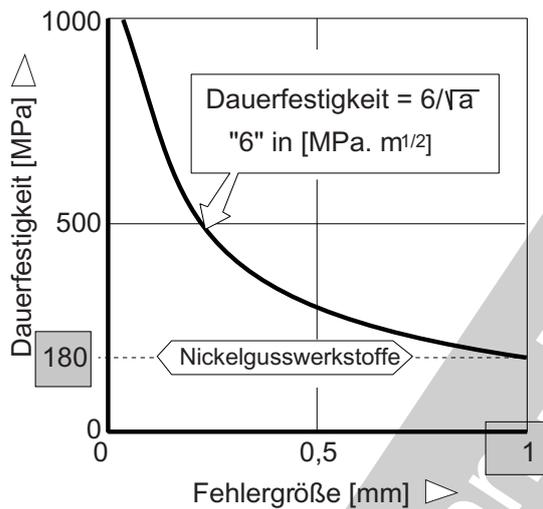
Spannungsgefälle, wie sie im Bereich von Kerben oder bei Biegebelastung auftreten, entschärfen die Wirkung einer Fehlstelle (Diagramm Mitte rechts). Die Schwingfestigkeit nimmt an Kerben weniger ab als es dem Kerbfaktor α_k entspricht bzw. die Spannungserhöhung im Kerbgrund erwarten lässt (grauer Bereich im Diagramm Mitte links). Die Kerbempfindlichkeit β_k ist also kleiner als α_k . Dieser Effekt kann zwar auch aus der geringeren Wahrscheinlichkeit eines wachstumsfähigen Fehlers in dem kleinen, hochbelasteten Volumen im Kerbbereich erklärt werden. Dagegen spricht jedoch eher das Beispiel des Gusseisens, in dem auf jeden Fall ausreichend Fehlstellen vorhanden sind. Eher ist der **Einfluss dem Spannungsgefälle zuzuschreiben**. Dem Diagramm Mitte rechts ist zu entnehmen,

dass inhomogene Werkstoffe wie Gusseisen mit niedriger Dauerfestigkeit, bei steigendem Spannungsgefälle den Fehlereinfluss besonders deutlich vermindern. Die als Absolutwert niedrige Schwingfestigkeit von Grauguss steigt mit dem Spannungsgefälle deutlich stärker als bei homogenen Gussvarianten. In einem flachen Spannungsgradient (Zug, Biegung dicker Querschnitte) wirken sich Volumenfehler besonders stark auf die Schwingfestigkeit aus, weil hohe Spannungen einwirken. Je steiler der Spannungsgradient (Biegung dünner Querschnitte, Kerbe), umso eher befindet sich die Fehlstelle auf Grund des Spannungsabfalls bereits in einem deutlich niedriger belasteten Bereich. Damit nimmt die negative Wirkung auf die Schwingfestigkeit ab. D.h., je größer der Fehler, umso mehr wird seine schädigende Wirkung mit zunehmendem Spannungsgefälle abgemildert (Skizze unten).

Zusammenfassend lässt sich sagen: **Je niedriger die durch werkstofftypische Inhomogenitäten (Schwachstellen) bedingte Dauerfestigkeit, umso gutmütiger verhält sich der Werkstoff bei Fehlstellen, insbesondere wenn ein abfallender Spannungsgradient vorliegt.**

Diese Zusammenhänge werden meist benötigt, wenn suspektete Teile zum Einbau kamen oder wichtige Termine, wie Prüfläufe, zu halten sind. Dann ist es hilfreich, das Risiko eines Schadens abzuschätzen und Teile für eine begrenzte Zeit zuzulassen. **Dabei ist aber zu berücksichtigen, dass im Betrieb ein Risswachstum z.B. durch Kriechen, unterstützt von Effekten wie Heißgaskorrosion erfolgen kann.** So wird es möglich, dass nach einiger Betriebszeit eine Fehlergröße erreicht wird, welche die Schwingfestigkeit unzulässig absenkt.

Nickelgusswerkstoffe vertragen Risse bis 1 mm, ohne dass die Dauerfestigkeit beeinflusst ist.



HCF-Verhalten von Nickelgusswerkstoffen:

- Dauerfestigkeit ca. 180 MPa
- Fehlergröße entsprechend 1mm Risslänge verschlechtert die Dauerfestigkeit nicht.
- Spannungsgefälle entschärft Risse. Fehlergröße und Spannungsgefälle verstärken den Abmilderungseffekt.

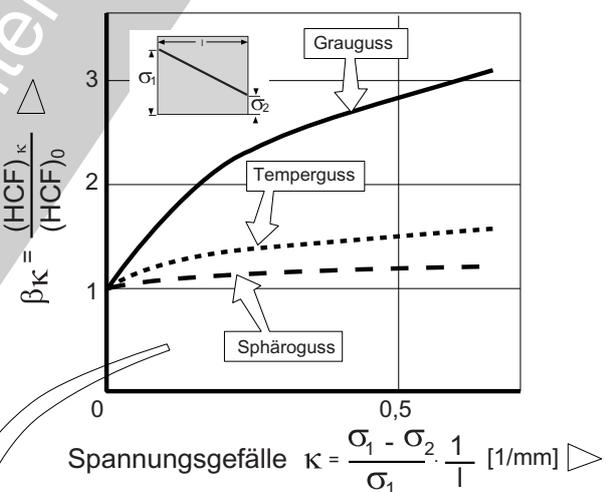
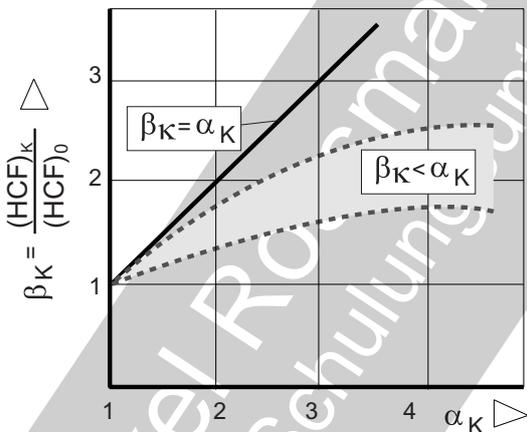
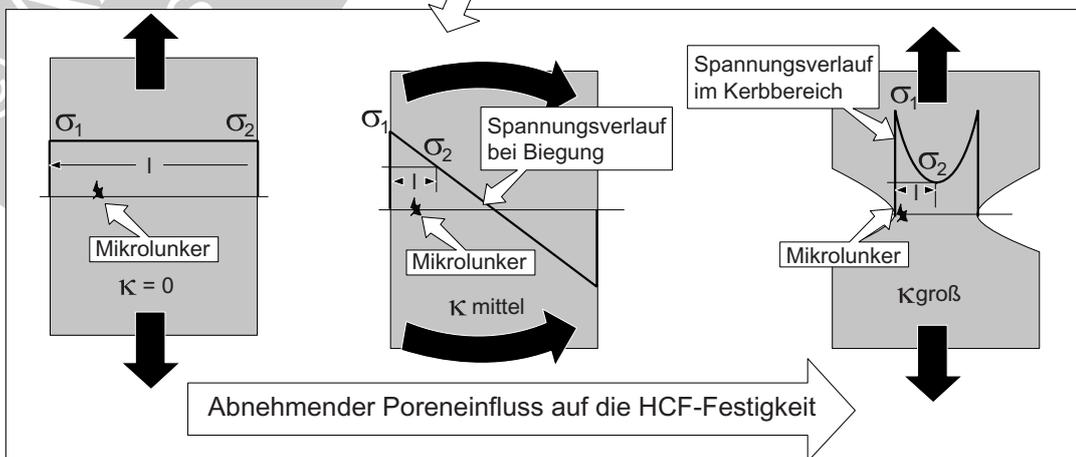


Bild 11.3-6



Bei Thermoermüdungsbeanspruchung lässt sich mit einer begrenzten Menge Schrumpflunkern leben.

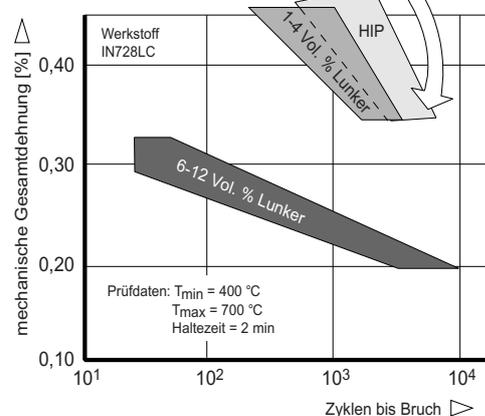
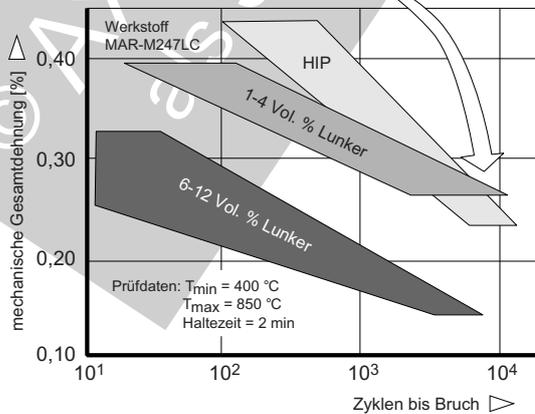
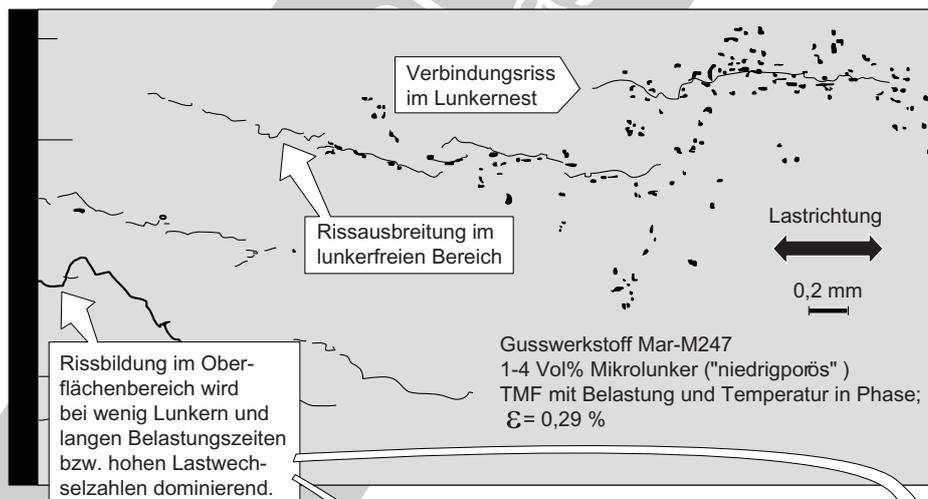
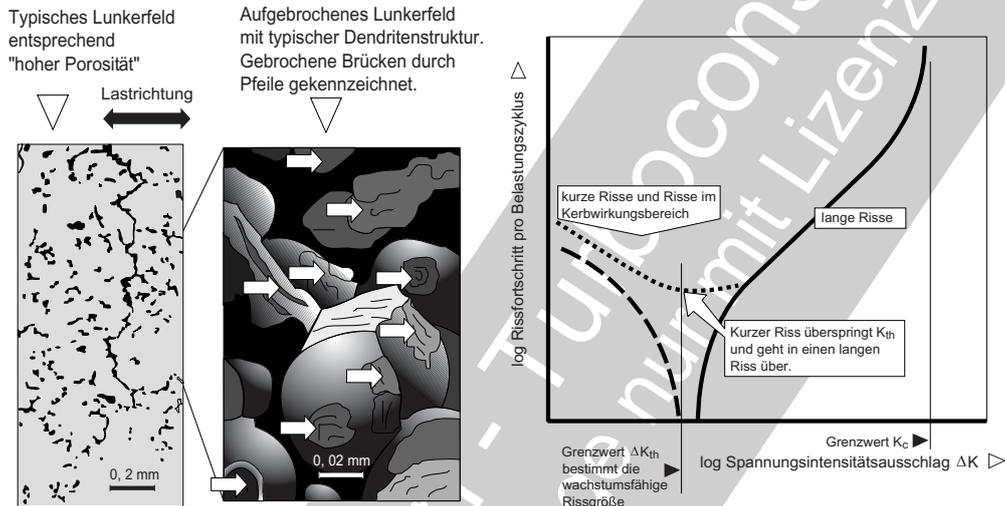


Bild 11.3-7

Bild 11.3-7 (Lit. 11.3-9): Die typische lebensdauerbestimmende Belastung vieler, insbesondere gekühlter, Heiteile wie Turbinenschaufeln und Brennkammern sind Thermozyklen. Man spricht von **Thermoermüdung** (TF) bei reinen zyklischen Wärmespannungen bzw. thermomechanischer Ermüdung (TMF), wenn zusätzlich mechanische Belastungen (z.B. Fliehkräfte und Gaskräfte) überlagert sind (Band 1, Bild 5.4.1-2). Diese Beanspruchungsarten liegen im **LCF-Bereich**, laufen also mit einer merklichen plastischen Verformung ab.

Im Folgenden wird das **Verhalten typischer Gusswerkstoffe für Turbinenschaufeln die Schrumpflunker aufweisen** („Mikroporosität“) betrachtet.

Die Lunkerhäufigkeit wird in der zitierten Literatur in drei Kategorien eingeteilt:
6-12 Vol % = hohe Porosität, 1-4% niedrige Porosität und nachverdichteter Werkstoff ohne nennenswerte Porosität = HIP.

Die Porosität wird von Schrumpflunkern gebildet, die sich beim Erstarren wegen fehlender Restschmelze im Bereich der Dendriten bilden (Bild 11.1-7). Diese Entstehung bedingt die typische zerklüftete Form (Bild oben Mitte). Ansammlungen von Lunkern, sog. Lunkerfelder (Bild oben links) treten bevorzugt in dicken Querschnitten auf.

Lunkerfelder beschleunigen den Rissfortschritt. Verbliebene Materialbrücken werden durchtrennt und die Lunker verbunden.

Folgende Arten der Rissbildung wurden beobachtet (mittleres Bild):

Bei hoher Porosität bilden sich im Inneren Risse, welche die Mikrolunker miteinander verbinden (Verbindungsrisse).

Niedrige Porosität führt zu Rissbildung an der Oberfläche.

Im **HIP-Zustand** entsteht der Anriss bei einer feinkörnigen **Oberflächenzone an den Korngrenzen**. Darunter liegendes Grobkorn reißt dann transkristallin und interdendritisch.

Der Einfluss der Lunker auf die TMF-Lebensdauer hat sich als deutlich werkstoffabhängig erwiesen (Diagramme unten). Es lässt sich jedoch allgemein die Tendenz erkennen, dass hohe Porosität die Lebensdauer deutlich verkürzt. Niedrige Porosität liegt bei niedrigeren Dehnungen, d.h. höheren Lastwechselzahlen im Bereich von „HIP“. D.h. der Einfluss geringer Porosität liegt im Bereich der unvermeidlichen werkstofftypischen Schwachstellen und ist somit vernachlässigbar. Bei großen zyklischen Dehnungen sind vom HIP-Zustand (Bild 11.3-8 und Bild 11.3-9) die deutlich längsten Lebensdauern zu erwarten.

Im Diagramm oben rechts ist der Rissfortschritt in Abhängigkeit von der Spannungsintensität dargestellt. Die Spannungsintensität berücksichtigt neben der mechanischen Spannung die wirksame Fehlergröße. Sog. „kurze Risse“, die unter dem Grenzwert für die Wachstumsfähigkeit „langer Risse“ liegen, können trotzdem zu langen Rissen wachsen (Bild 11.3-14). Dieses Verhalten hängt von mikrostrukturellen Hindernissen ab. Wirken örtliche **Besonderheiten des Werkstoffgefüges wie Korngröße und Kornorientierung als Hindernisse, zeigen kurze Risse kein Wachstum**.

Im Bereich von Kerben hängt es vom Spannungsgradienten am Kerbgrund ab, ob ein Riss an einem mikrostrukturellen Hindernis zum Stillstand kommt (Bild 11.3-6).

Heißisostat Pressen (HIP) ist heute ein Standardverfahren zum Entfernen von Lunkern in hochbelasteten Gussteilen.

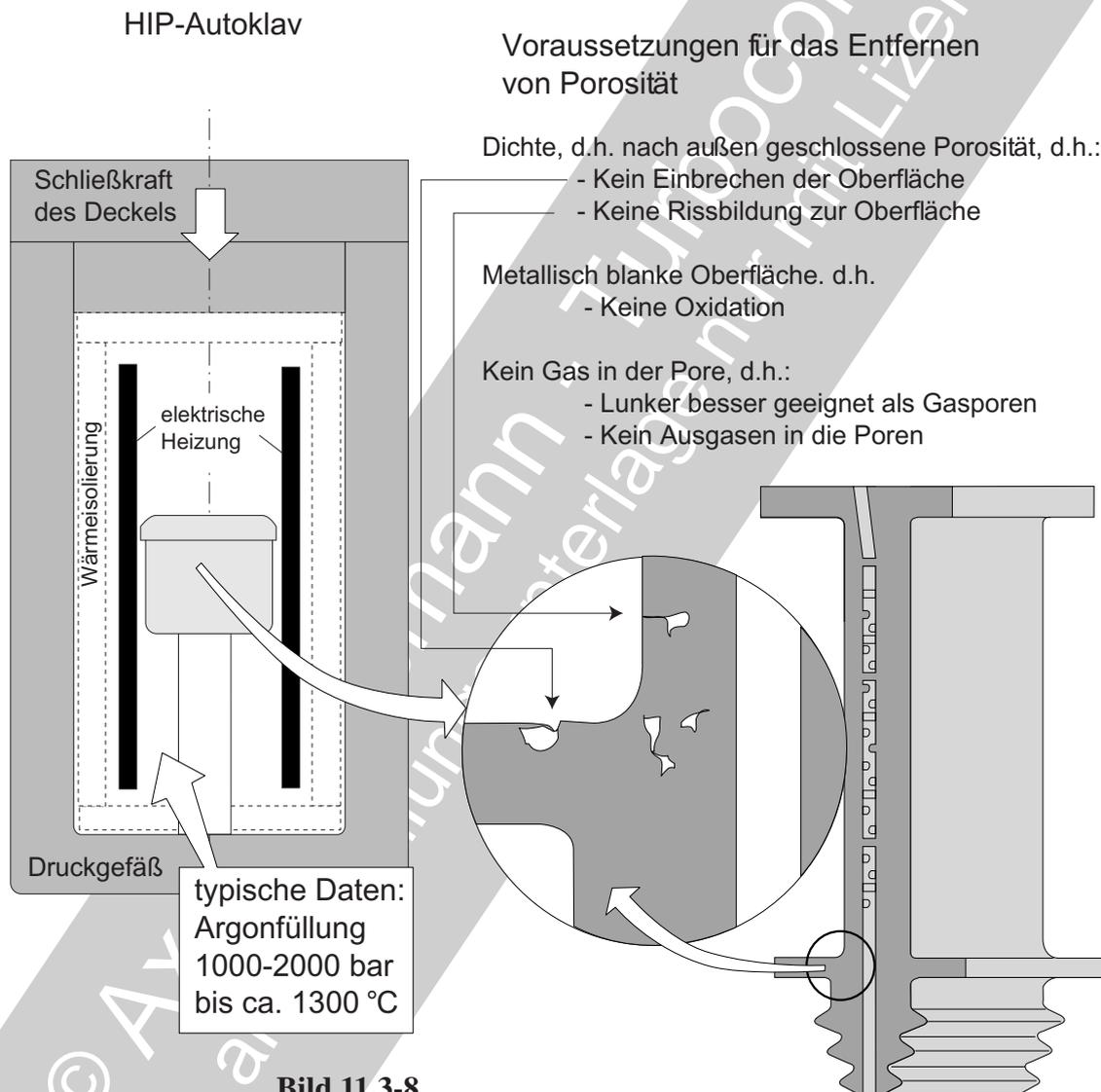


Bild 11.3-8: Heißisostatpressen (engl. Hot Isostatic Pressing = HIP) wird in einem Druckkessel (Autoklaven) vorgenommen (Skizze links). Dazu werden die Werkstücke in den Autoklaven eingebracht, dieser verschlossen und mit einem Gas, üblicherweise Argon, gefüllt. Der Druck dieses Gases wird so abgestimmt, dass sich bei Erreichen der HIP-Temperatur der gewünschte Druck einstellt. Für Ni-Legie-

rungen kommen werkstoffspezifisch Temperaturen im Bereich von 1120 °C bis 1315 °C und Drücke im Bereich von 1020 bar bis 1720 bar zur Anwendung (Lit.11.3-6). Für Titanlegierungen gilt entsprechend 845-970 °C und 1030 bar.

Dieses Verfahren hat sich für das Entfernen geschlossener Porosität hervorragend bewährt und ist für hochfeste, sicherheitsrelevante Bauteile zum Standard geworden. HIP kommt auch

zur Anwendung, um **Ausschussraten komplexer Gussteile zu minimieren** (engl. **Casting Salvage**).

Kriechen schließt die Poren infolge des hohen Differenzdrucks. Um jedoch die Verschweißung zu erzielen um eine Kerbwirkung der Fehlstelle auszuschließen, ist eine **metallisch blanke Lunker-/Porenoberfläche** erforderlich. Ist die Fläche belegt, z.B. mit **Oxiden** wegen Kontakt mit der Atmosphäre, kann mit einer befriedigenden Wirkung nicht mehr gerechnet werden. Die Schließung einer Fehlstelle wird auch verhindert, wenn sich **in dem Hohlraum Gas** befindet. In den meisten Fällen dürfte dies über eine Verbindung zur Oberfläche eingedrungen sein. Typische „Öffnungsmechanismen“ sind **Risse, angeschnittene Lunker** oder der Einbruch eines dünnen „**Oberflächendeckels**“ (Detail). Im Fall einer Öffnung nach außen, kann das Druckgas eindringen und sich kein notwendiger Differenzdruck aufbauen. Wenn der Hohlraum geschlossen ist, aber Gas enthält, bildet dies einen Gegendruck, der die vollkommene Schließung verhindert.

Das „Nachhippen“ wirkt sich auf unterschiedliche Weise auf das Festigkeitsverhalten positiv aus (Bild 11.3-9). Zu bedenken ist, dass **während des HIP-Prozesses wegen der gleichzeitigen Temperaturbeaufschlagung auch eine Wärmebehandlung abläuft**. Die HIP-Temperatur ist daher werkstoffspezifisch so zu wählen, dass die Werkstoffkennwerte von Gefügeveränderungen nicht beeinträchtigt werden. Die relativ niedrigen Abkühlraten (ca. 10 °C/min) am Ende der HIP-Behandlung reichen zur Ausbildung eines optimalen Gefüges mancher Legierungen nicht aus. In diesen Fällen muss eine Wärmebehandlung nachgeschaltet werden.

Der HIP-Prozess kann unter ungünstigen Umständen auf unterschiedliche Weise die Werkstücke unerwünscht beeinflussen.

Natürlich kann vergleichbar einer Wärmebehandlung Verzug auftreten, doch das ist keine HIP-Besonderheit.

Weisen die Gussteile Legierungsseigerungen auf, wie dies für Ni-Legierungen durchaus ty-

pisch ist, können hohe HIP-Temperaturen zum örtlichen **Anschmelzen** (engl. **incipient melting**) führen. In solchen Fällen ist dem HIP-Prozess eine geeignete Homogenisierungsglühung vorzuschalten.

Bei großen Hohlräumen kann die Oberfläche merklich einfallen. Kleine verteilte Poren führen zu einer narbigen Oberfläche.

Das Druckgas muss extrem rein sein. Verunreinigungen im ppm-Bereich genügen für Oberflächenreaktionen oder Gasaufnahme. Typische Gasverunreinigungen sind Wasserstoff, Stickstoff, Sauerstoff, Kohlenmonoxid, Wasserdampf und Kohlenwasserstoffe. In Ni-Legierungen können sich Korngrenzenoxide bilden. In Titanlegierungen wird an der Oberfläche die Bildung einer α -Gefügeschicht (engl. **α -case**) gefördert. Um die erforderliche Gasreinheit zu gewährleisten, ist die Gaszusammensetzung kontinuierlich geeignet zu überwachen.

Ist **Kohlenstoff von einer Graphitheizung abgedampft**, kann sich dieser auf der Werkstückoberfläche niederschlagen und reagieren bzw. eindiffundieren. Dort kann eine Aufkohlung mit der Bildung von Karbiden stattfinden, die auch die Oxidationsbeständigkeit in Mitleidenschaft ziehen kann. Eine solche Möglichkeit ist mit geeigneten Abdeckungen zu vermeiden.

Bild 11.3-9 (Lit 11.3-6): Wurden mit einem HIP-Prozess **Fehlstellen erfolgreich entfernt**, entfallen deren Kerben. Wie zu erwarten, wird, abhängig von der ursprünglichen Fehlergröße (Bild 11.3-7), damit die **Schwingfestigkeit** sowohl im LCF- als auch im HCF-Bereich angehoben (Diagramm links oben). Bemerkenswert ist, dass eine Verbesserung sowohl für den Mittelwert als auch für Streuung zu beobachten ist.

Auch das **statische Festigkeitsverhalten** bei Temperatur wie Kurzzeitfestigkeit (Warmzerreißfestigkeit) und Bruchdehnung (Zähigkeit) kann vom HIP profitieren (Diagramm oben rechts).

Unerwartet ist eine Verbesserung der **Kerbschlagzähigkeit** (Diagramm unten). Dies könn-

HIP kann unterschiedliche Eigenschaften von Gusswerkstoffen beeinflussen.

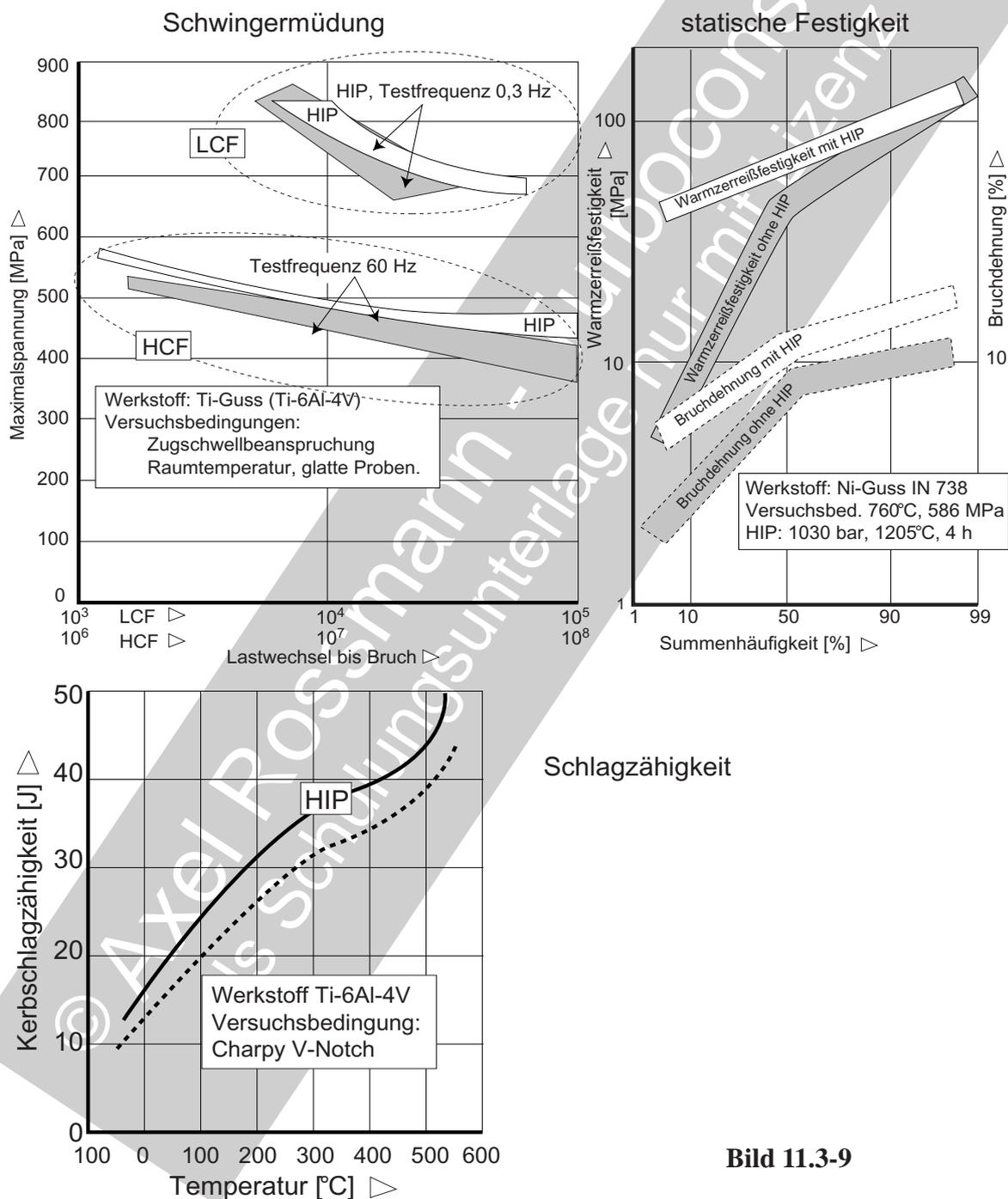


Bild 11.3-9

te für Bauteile mit **Containmentaufgaben** von Interesse sein. Bedenklich ist es z.B., wenn zur Kosteneinsparung auf den HIP-Prozess verzichtet wird, obwohl die Nachweise mit einem gehipten Bauteil durchgeführt wurden.

Veränderungen der Erschmelzungsparameter beeinflussen die Häufigkeit von Seigerungen.

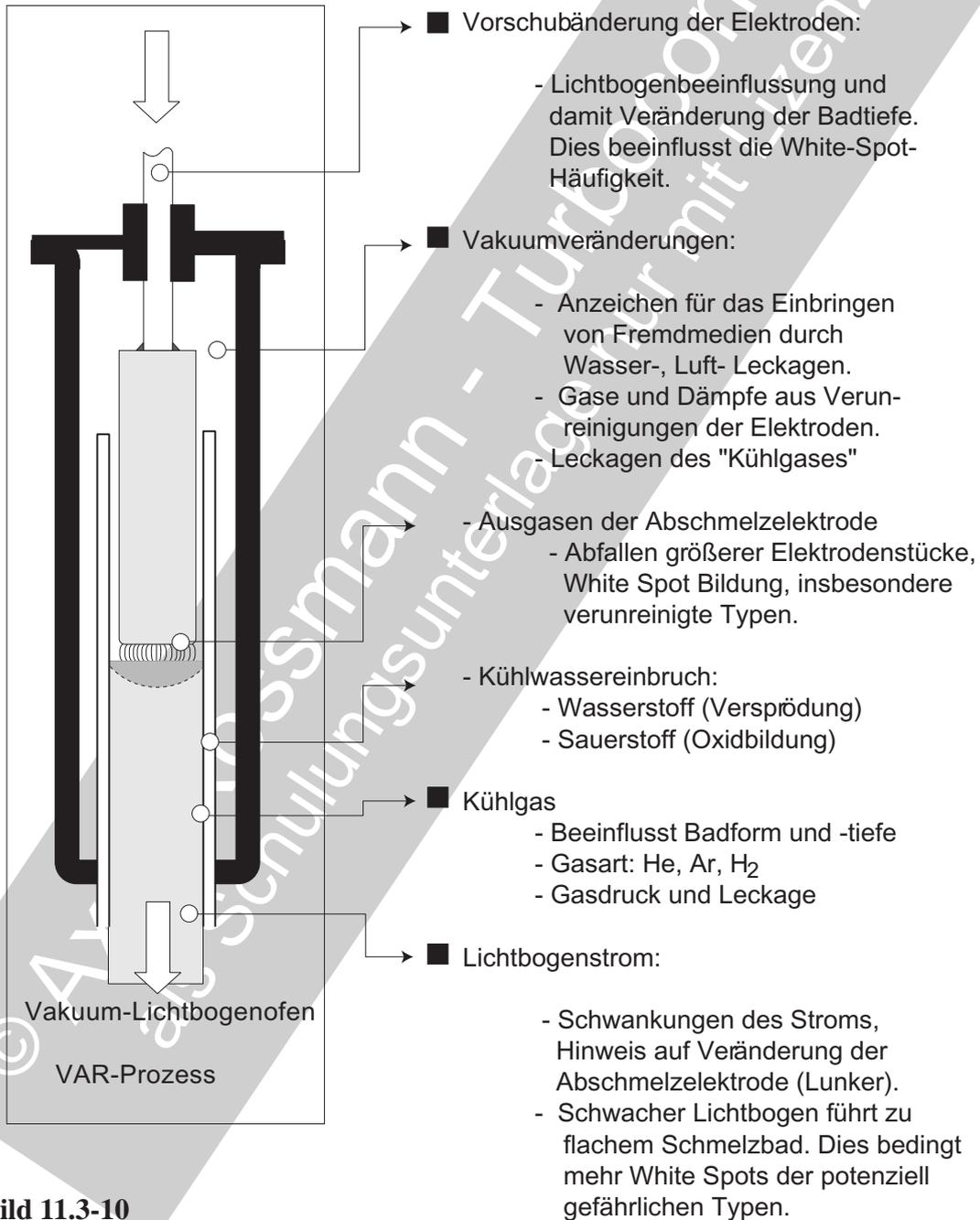


Bild 11.3-10

Bild 11.3-10 (Lit. 11.3-10 und Lit. 11.3-11): Nickel- und Titanlegierungen für Rotoren von Flugtriebwerken entstehen unter mehrfachem Umschmelzen. Ein übliches Verfahren ist das Umschmelzen mit einem **Lichtbogen im Vaku-**

um (Vacuum Arc Remelting = VAR). Die Qualität des Materials aus diesem aufwändigen und komplexen Prozess ist insbesondere von der Einhaltung der Verfahrensparameter und der vorschriftsmäßigen Funktion der Anlage ab-

hängig. Fehlstellen, die auf Abweichungen im Prozess zurückzuführen sind, weisen charakteristische Merkmale (Bild 11.1-12) auf. Umgekehrt sind Rückschlüsse auf die Entstehung beim Umschmelzprozess möglich. So besteht im Falle eines Betriebsschadens dessen Ursache auf einen Werkstofffehler zurückgeführt wird die Chance, aus dem Erschmelzungsprozess mit Sichtung der Prozessdokumente (Schriften, Diagramme, Protokolle) Hinweise auf die Fehlerentstehung zu erhalten. Gelingt so die Bestimmung des Zeitpunkts, ist die Voraussetzung für eine Eingrenzung (z.B. Charge, Fertigungslose) potenziell betroffener Teile gegeben.

Eine genaue Dokumentation des Umschmelzprozesses (z.B. Schriften von Prozessparametern) lässt später eine Überprüfung auf Abweichungen zu. Diese befinden sich gewöhnlich in benachbarter Lage zum fehlerhaften Teil vom Gussbarren bzw. den daraus geschmiedeten Billets (Bild 11.2.2.1-12, Bild 11.3-11 und Bild 11.3-12).

Die Abhängigkeit der Qualität des Rohmaterials von den Prozessparametern bzw. eventuellen Abweichungen und Fehlfunktionen der Erschmelzungsanlage machen die Sensibilität verständlich. Auch Änderungen die lediglich der Optimierung dienen, erfordern gegebenenfalls **eine erneute Zulassung der betroffenen Bauteile**. Umfangreiche zyklische Schleuderversuche können dann unumgänglich werden.

Bild 11.3-11: Die nachvollziehbare Dokumentation des Wegs, besonders der Lage des Rohmaterials, eines Schmiedeteils im gesamten Gieß- und Schmiedeprozess, ist von entscheidender Bedeutung für die Risikominimierung bei Fehlern und/oder im Schadensfall.

Voraussetzung ist immer die Identifikation des gegebenenfalls schadensursächlichen Fehlers (Band 1 Bild 2.2.1-1). Dazu gehört die Feststellung der Fehlerart und des Entstehungsmechanismus (Bild 11.1-13, Bild 11.2-14 und Bild 11.3-12). Ausgangspunkt für eine Rückverfolgung ist die Seriennummer des Schadensteils (Bild 11.3-1, Band 4, Bild 17.4-1). Von der Lage innerhalb der verschiedenen Zwischenstufen „A“, „B“, „C“, „D“ sind Rückschlüsse auf den Zeitpunkt der Fehlerentstehung, die Fehlerursache, die Zahl potenziell betroffener Nachbarteile und deren Identifikation möglich (Bild 11.2-20, Bild 11.2.2.1-9, Bild 11.2.2.1-11 und Bild 11.2.2.1-12).

Für Rotorteile von Flugtriebwerken ist der gesamte Herstellungsprozess individuell nachvollziehbar. Fachbezeichnungen der Zwischenprodukte sind vielfältig.

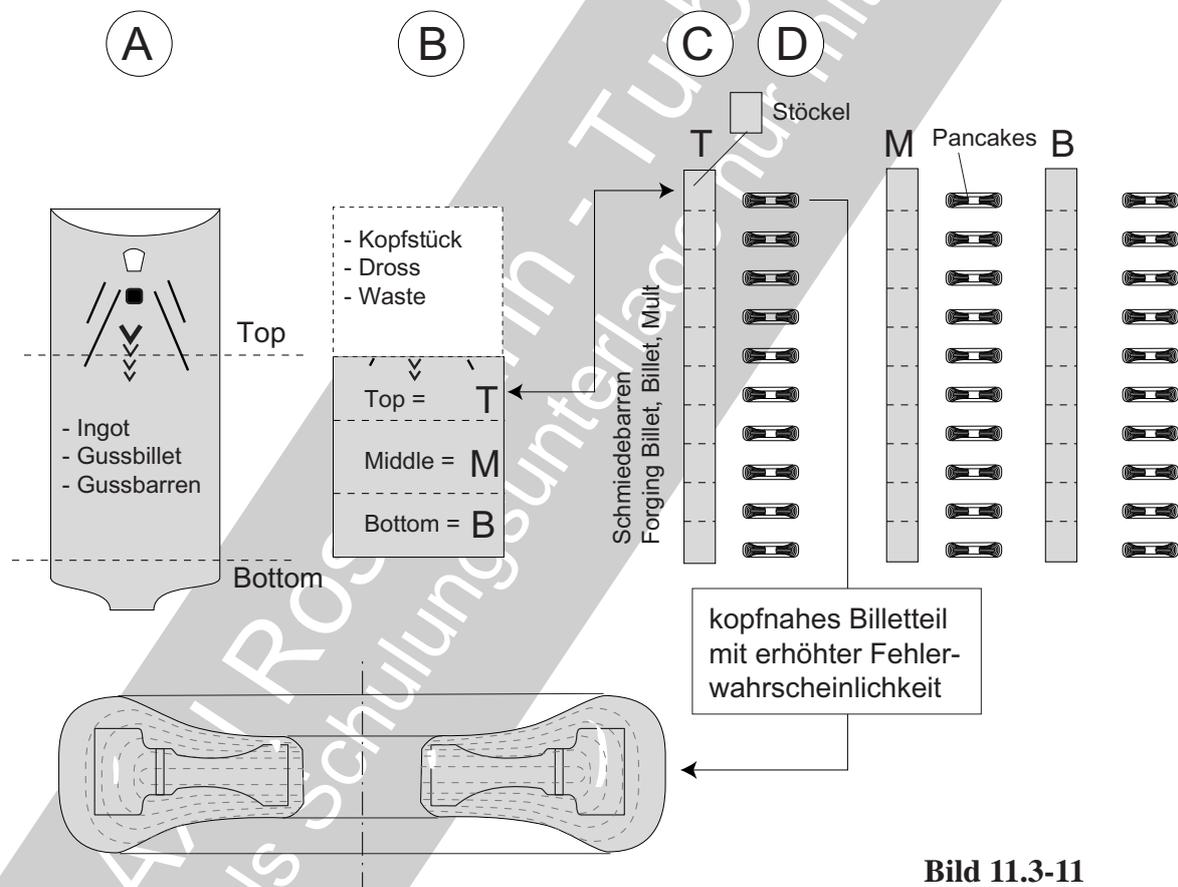


Bild 11.3-11

Die Verteilung der Seigerungstypen in den Billets bzw. im späteren Schmiedeteil kann auf die Ursachen hinweisen und gezielte Abhilfen ermöglichen.

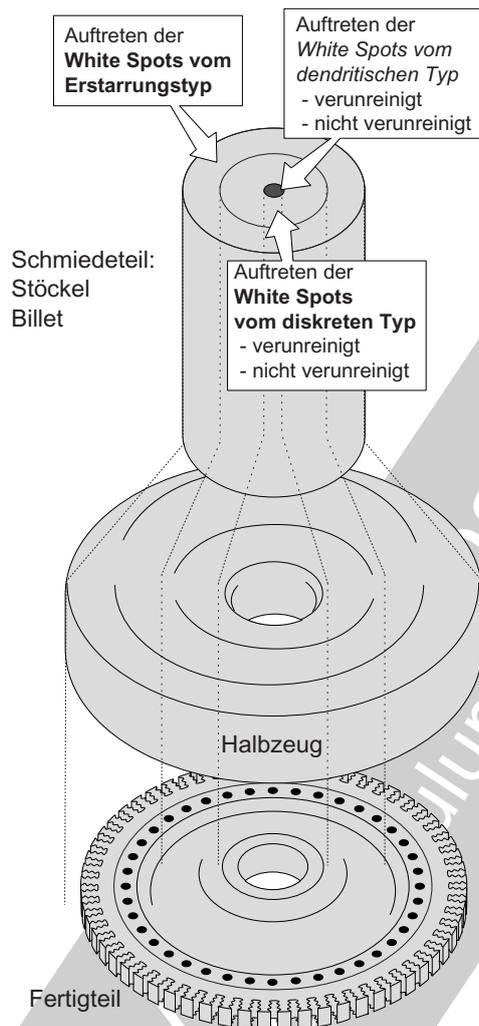


Bild 11.3-12

Bild 11.3-12: Der Gieß- bzw. Umschmelzprozess beeinflusst die Verteilung von Fehlern die hier ihren Ursprung haben (Bild 11.1-12). Die Verteilung der so entstandenen Fehler lässt sich dem Fehlertyp zuordnen (Lit. 11.3-10, Bild 11.1-11 und Bild 11.2.2.1-5). So sind z.B. bei Nickellegierungen sog. „White Spots“ vom Erstarrungstyp gegebenenfalls in den Außenzonen zu erwarten. Verunreinigte oder nicht verunreinigte „White Spots“ vom diskreten Typ liegen weiter innen. „White Spots“ vom dendritischen Typ (Bild 11.1-12) konzentrieren sich im Zentrum. Aus dem Ingot (Bild 11.3-11) wird die Fehlerverteilung durch den Schmiedeprozess zum Billet bzw. Stöckel übertragen. Dieses Material wird zum Halbzeug („Pancake“) gestaucht. Auch dabei behalten die Fehler ihre bevorzugte Lage relativ zueinander. Art und Lage typischer Fehler im Fertigteil lassen also auf den Entstehungsmechanismus beim Gießprozess schließen (Bild 11.1-11 und Bild 11.1-12). Sie geben auch Hinweise auf die Wahrscheinlichkeit weiterer Fehler, z.B. in benachbarten Rohteilen (Bild 11.2.2.1-11 und Bild 11.2.2.1-12) wie der Nabe einer Rotorscheibe.

Die Fehlerlage im Bauteil hat einen wichtigen Einfluss auf die Betriebssicherheit. So sind potenzielle Fehler, die in einer bauteilspezifisch hochbeanspruchten Zone liegen, besonders risikoreich. In einem solchen Fall können sofortige und umfangreiche Maßnahmen notwendig werden.

Die Modellierung des Schmiedeprozesses ist ein wichtiges Werkzeug für die Optimierung der Werkstoffeigenschaften im Bauteil.

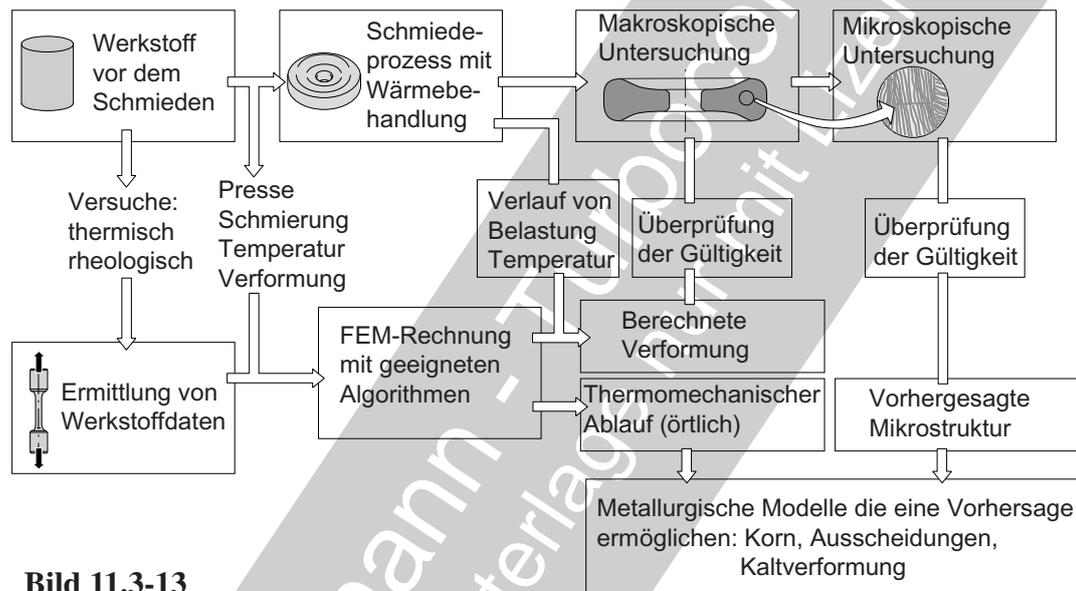


Bild 11.3-13

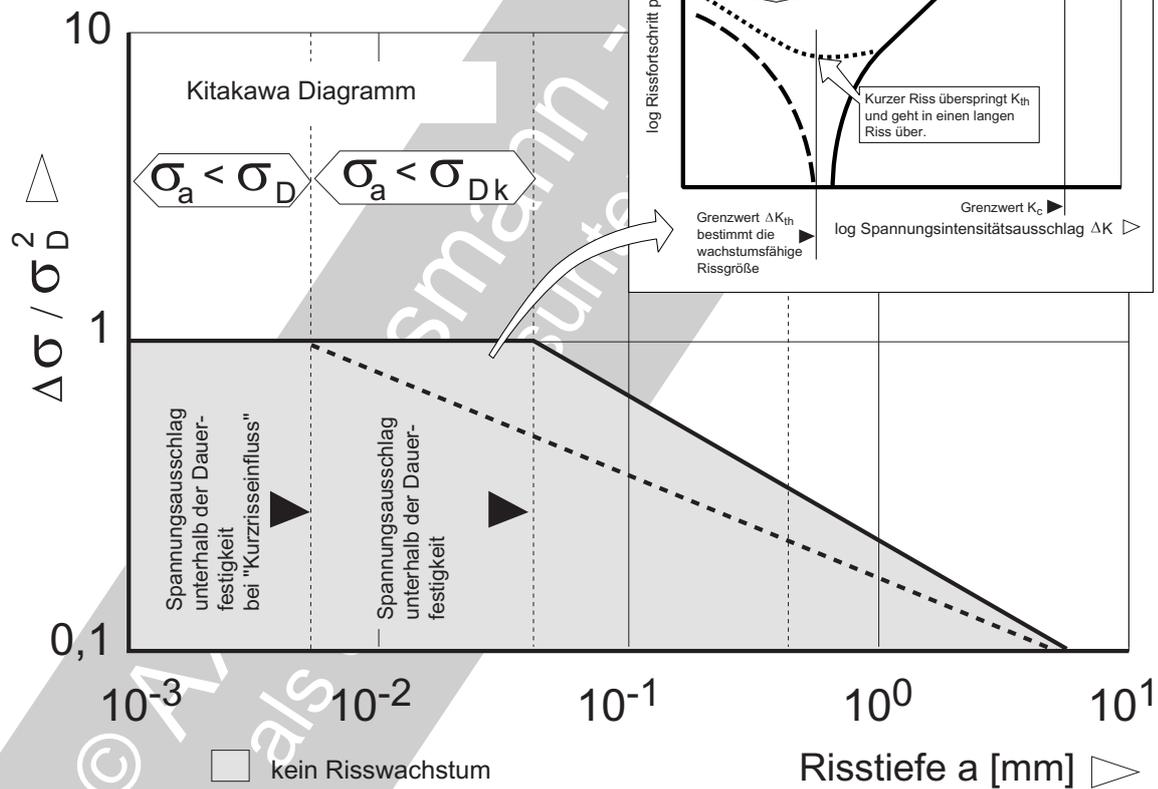
Bild 11.3-13 (Lit. 11.3-3): Der dargestellte Prozess dient der Reduzierung der **Wahrscheinlichkeit von Fehlern** und Schwachstellen in einem Schmiedeteil (Bild 11.1-14 und Bild 11.2.2.1-11) sowie die Optimierung von dessen Eigenschaften. Entscheidend ist die **Modellierung des Schmiedeprozesses** im Hinblick auf die Qualitätsanforderungen. Betrachtet werden auch Einzelschritte des Prozesses wie die Wärmebehandlung. Besonders im Rahmen einer Entwicklung sind Vorteile von einer solchen Vorgehensweise zu erwarten. Die schematische Darstellung soll einen Eindruck von der Komplexität der Modellierung und den vielfältigen Einflüssen geben. Dabei wird verständlich, dass ein Vorgehen nach „Trial and Error“ den steigenden Bauteilbelastungen immer weniger gerecht werden kann.

Es handelt sich um einen iterativen Prozess zwischen Versuchen an Hardware, FEM-Rechnungen und Werkstoffuntersuchungen (Festigkeit, Gefüge). Diese Vorgehensweise führt auch

zum tieferen Verständnis der Zusammenhänge und so zur Möglichkeit im Schadensfall schnell und gezielt reagieren zu können.

Auch Schmiedeteile weisen unvermeidliche Schwachstellen sowohl im Halbzeug als auch am bearbeiteten Fertigteil auf. Diese müssen in der Auslegung des Bauteils berücksichtigt sein und sind zulässig.

Als grober Anhaltswert kann gelten: Fehler unterhalb der mittleren Korngröße haben keinen signifikanten Einfluss auf die Dauerfestigkeit (HCF!).



Bei einer Beanspruchung im LCF-Bereich tritt örtlich plastische Verformung auf. Es ist mit einem Risswachstum vom ersten Lastwechsel an zu rechnen.

Bild 11.3-14

Bild 11.3-14: Dieses „**Kitakawa Diagramm**“ beruht auf bruchmechanischen Betrachtungen. Einem solchen Diagramm kann die Abhängigkeit der Dauerfestigkeit (**HCF**) von der Rissgröße bzw. einer entsprechenden Fehlergröße entnommen werden. Es gilt nicht für den LCF-Bereich, bei dem ab den ersten Lastwechseln mit einem gefährlichen Rissfortschritt zu rechnen ist.

Hier ist schematisch das Verhalten eines **Schmiedewerkstoffs mit einer mittleren Korngröße von ca. 0,1 mm** dargestellt. Aufgetragen ist der Zusammenhang zwischen dem Verhältnis der wirkenden Spannungsamplitude ($\Delta \sigma$) zum Quadrat der Dauerfestigkeit (σ_D) und der Risstiefe „a“ bzw. einer entsprechenden Fehlergröße. **Risstiefen im Bereich von 0,001 mm zeigen kein zu einem Makroriss führendes Risswachstum.** Die Dauerfestigkeit wird somit von Fehlstellen dieser Größe nicht beeinflusst. **Risstiefen bis ca. 0,1 mm liegen normalerweise unter der für ein Wachstum notwendigen Größe („Threshold“)** „**langer Risse**“ (Bild 11.3-7). Das Diagramm oben rechts zeigt das Verhalten „kurzer“ und „langer Risse“. Als Belastungsmerkmal ist die Amplitude der Spannungskonzentration Δk angegeben. Diese berücksichtigt die Auswirkung des Risses auf die Spannungsamplitude an der Risspitze. Der Grenzwert „langer Risse“ mit ca. 0,1 mm entspricht etwa der mittleren Korngröße (Bild 11.1-4). „Lange Risse“, hier oberhalb ca. 0,1 mm, lassen ein beschleunigtes Wachstum erwarten und mindern die Dauerfestigkeit. Unter ungünstigen Bedingungen im Bereich der Risspitze (Verfestigung, Spannungsaufbau) können jedoch auch sog. „**kurze Risse**“ unterhalb dem Threshold langer Risse wachstumsfähig sein und zum Makroriss werden. Ein Wachstum kurzer Risse ist auch möglich, wenn zusätzliche äußere Einflüsse wie **Korrosion oder Kriechen** einwirken.

Zusammenfassung: Fehlstellen in der Größe der normalen, üblichen Gefügemerkmale wie Korngröße und/oder Phasen („kurze Risse“), vermindern die Dauerfestigkeit nicht. Voraussetzung ist, dass keine zusätzlichen Effekte wie Korrosion oder Kriechen einwirken.

Die Einordnung als unvermeidliche Fehlstelle (Schwachstelle) setzt voraus, dass sie bei der Auslegung berücksichtigt wurde, das gilt auch für PM-Werkstoffe.

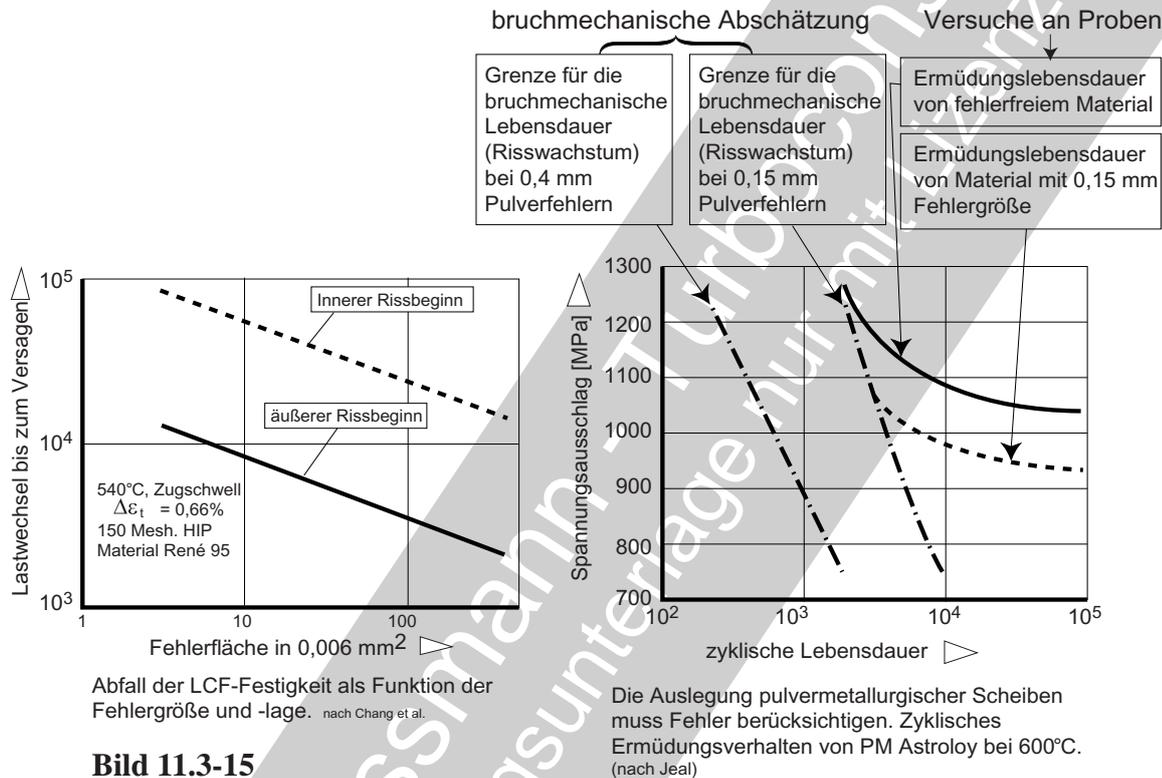


Bild 11.3-15 (Lit. 15.3-12): Wie bei jedem Werkstoff können auch **PM-Werkstoffe unvermeidliche Fehlstellen** aufweisen. Deren Größe ist entweder vom **Herstellungsprozess** bedingt und/oder durch die Grenzen der verfügbaren **seriengerechten ZfP-Verfahren** (Band 4, Bild 17.3.1-2 und Bild 17.3.1-3.1). Solche **Fehlstellen müssen bei der Ermittlung der Auslegungsdaten für die Bauteilfestigkeit berücksichtigt sein**. Damit werden **aus Fehlern (spezifizierte) Schwachstellen**. Das linke Diagramm zeigt, dass sich oberflächennahe Fehler bei diesem anders als Guss porenfreien Werkstoff deutlich stärker auf die **LCF-Schwingfestigkeit** auswirken als innenliegende Fehler (siehe auch Bild 11.3-6). Im rechten Diagramm zeigen die zwei strichpunktierten Kurven den bruchmechanisch (theoretisch) ermittelten Lebensdauerabfall mit wachsender Fehlergröße, die durchgezogene und die ge-

strichelte Kurve geben offenbar das an Proben ermittelte Verhalten an. Man erkennt aus dem Abbiegen der Kurven in die Horizontale eine Art Dauerfestigkeitseffekt. Bei höheren Belastungen zeigen Proben ohne Fehler und mit 0,15 mm großen Fehlern dieselbe zyklische Lebensdauer. Auch hier ist zu vermuten, dass dieser Grenzwert der wirksamen Größe werkstofftypischer Schwachstellen entspricht.

Bild 11.3-16: Die Wahrscheinlichkeit eines für den Bruch einer nichtcontainbaren Rotor-komponente ursächlichen Werkstofffehlers hängt vom Zusammentreffen mehrerer ungünstiger Bedingungen ab. Dies scheint auch die Erfahrung zu bestätigen, denn es werden bei Prüfungen im Rahmen von Inspektionen immer wieder Fehler (Seigerungen) gefunden, die zu keinem Risswachstum führten (Bild 11.3-14).

Es ist wenig wahrscheinlich, dass eine, für die Bauteillebensdauer gefährliche, Seigerung in einer Schmiedescheibe auftritt. Doch leider gibt es noch "Murphy", nach dem immer mit dem Schlimmsten zu rechnen ist.

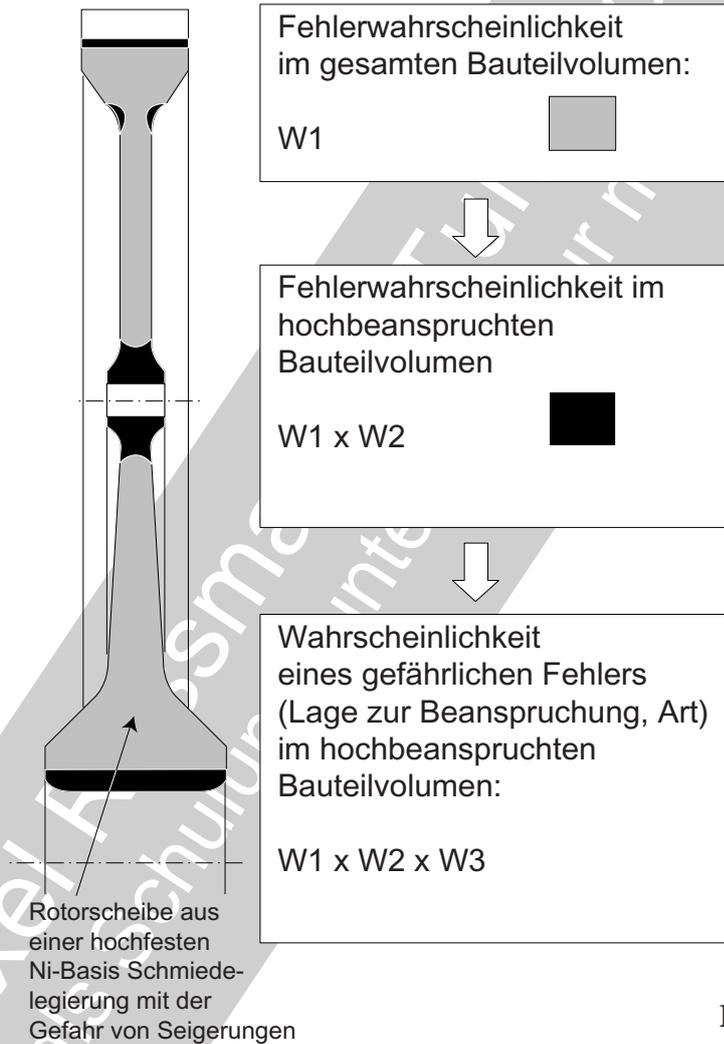


Bild 11.3-16

Um die angestrebte Ausfallwahrscheinlichkeit von 10^{-9} pro Betriebsstunde zu gewährleisten, muss die Wahrscheinlichkeit eines gefährlichen Fehlers im gesamten Volumen einer Scheibe („ $W1$ “) durch optimierte Herstellungsprozesse und Prüfverfahren bereits sehr niedrig sein. Die schadenswirksame Wahrscheinlichkeit wird von Einflüssen wie der Fehlerwahrscheinlichkeit einer Fehlerlage in einer hochbeanspruchten Bauteilzone („ $W2$ “, siehe auch Bild 11.3-12) und der ungünstigen Orientie-

rung zur Beanspruchung („ $W3$ “) mit dem Produkt $W1 \times W2 \times W3$ angegeben. Doch selbst eine geringe Wahrscheinlichkeit eines zum Schaden führenden Fehlers sollte uns nicht zu sehr beruhigen. Gerade auch im Triebwerksbau gilt das „**Gesetz von Murphy**“: Alles was passieren kann wird auch passieren.

Der Trend zu weitmöglicher Ausnutzung der Festigkeit im gesamten Bauteilvolumen erhöht den Einfluss von Schwach- und Fehlstellen (Seite 12.2-1) auf die Auslegungsdaten.

Um einen unzulässigen Verzug bei der Wärmebehandlung zu vermeiden, ist viel Fachkenntnis und Erfahrung notwendig.

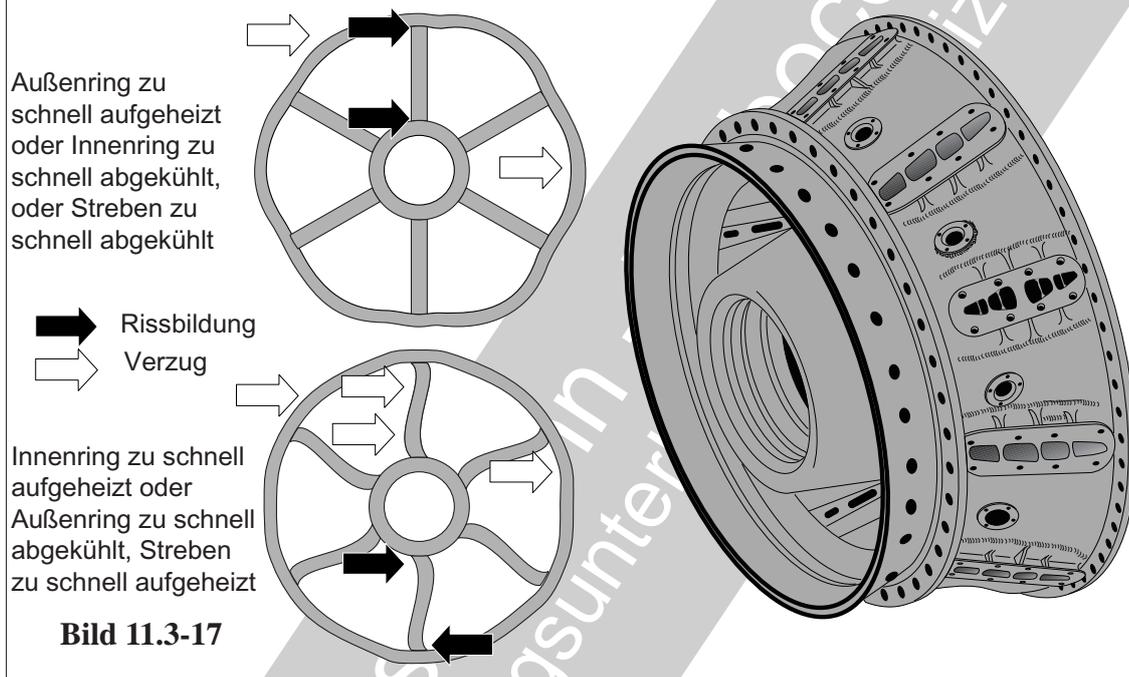


Bild 11.3-17: Bei **Verzug** handelt es sich um Maß- bzw. Formveränderungen als Folge einer Veränderung (Abbau, Aufbau, Umlagerung) von **Eigenspannungen** (Band 4, Bild 18.4-15). Verzug kann Bauteile unzulässig beeinflussen. Dies kann die **Maßveränderung** selbst sein. Es kann sich aber auch nur um zeitweise Veränderungen am Bauteil handeln. Hierzu gehören **Fügespalte** an Lötungen und Diffusionsschweißungen die von Temperaturgradienten beim Fügeprozess abhängen. Das Problem sind in diesen Fällen **Bindefehler** (Bild 12.2.1.3-37).

Eine Wärmebehandlung kann Verzug auf unterschiedliche Weise entstehen lassen.

Kriechen baut Eigenspannungen ab (Relaxieren, Band 4, Bild 18.4-15.1). Typische Beispiele für Verfahren die hohe Eigenspannungen mit Verzugsrisiko induzieren sind

Schweißungen (Skizze rechts, Bild 12.2.1.3.1-17), Umformungen wie Tiefziehen und spannde Bearbeitungsverfahren (Band 4, Bild 18.9-10).

Aufheizen oder Abkühlen kann **Temperaturgradienten mit hohen Wärmespannungen** erzeugen, die zu plastischen Verformungen führen. Neben der bleibenden Verformung können auch Eigenspannungen im abgekühlten Zustand induziert werden. Verzugsgefährdet sind z.B. besonders Bauteile mit großen Querschnittsunterschieden, die sich unterschiedlich abkühlen bzw. aufheizen. Das gilt auch für solche Bauteile, die wegen ihrer Geometrie nur eine ungleichmäßige Wärmeeinbringung bzw. -abfuhr zulassen. Das kann mit einer Behinderung der Wärmestrahlung (Schatten), Wärmeleitung und Konvektion in Zusammenhang stehen.

Es gibt auch Eigenspannungen die auf **gefügebedingte Volumenänderungen** zurückgehen. Typisch hierfür sind Aushärtungsvorgänge.

Ort und Aussehen eines Verzugs lässt auf die Ursache rückschließen. Die Skizzen links zeigen Verzüge aus Wärmespannungen auf Grund unterschiedlicher Temperaturverteilung.

Neben dem Verzug an Bauteilen sind besonders **Vorrichtungen** betroffen, die zyklischen Temperaturverläufen unterworfen sind. Hierzu gehören in erster Linie **Chargiergestelle** und **Gefäße für Diffusionsbeschichtungen**. Für solche Geräte haben sich **elastische Konstruktionen** (Band 4, Bild 18.4-18 und Band 1, Bild 5.4.2.2-3) **ohne Querschnittsprünge** bewährt, die mehr thermischen Zyklen ohne unzulässigen Verzug und Rissbildung widerstehen.

Geeignete Vorrichtungen können Verzüge bei der Wärmebehandlung minimieren. Solche Vorrichtungen erfordern umfangreiche Erfahrung in konstruktiver Gestaltung und angepasster Werkstoffauswahl (Wärmedehnungverhalten). So ist z.B. ein ausreichender Kontakt zwischen Vorrichtung und Bauteil während der Wärmebehandlung im Zuge eines Richtvorgangs zu gewährleisten.

Bild 11.3-18: Verschiedene Mechanismen begünstigen die **Rissbildung** bei Temperaturzyklen im Ablauf von **Wärmebehandlungen** (Bild 11.1-7) und **Schweißungen**. Die Kombination beider Einflüsse, d.h. Warmbehandlung einer Schweißung (Tabelle 12.2.1.3-1) hat eine potenziell hohe Rissanfälligkeit. Abhilfe schaffen dem Problem angepasste Maßnahmen (Lit. 11.3-5) :

„1“, **Ermittlung des Zeitpunkts der Rissbildung** (Bild 11.1-16): An Hand **metallografischer Schriffe** (Bild 11.3-18, Band 1 Bild 2.2.2.4-1) und Beurteilung der Merkmale von Laborbrüchen (Band 1 Kapitel 4.4) kann **der erfahrene Fachmann** Rückschlüsse auf den Rissbildungsmechanismus und ursächliche

Einflüsse ziehen. Wichtig ist, ob sich die Risse in der Aufheizphase, der Haltezeit oder der Abkühlphase bilden. Davon hängen die Möglichkeiten ab, über die Temperaturführung die Rissbildung zu minimieren.

„2“, **die spanende Bearbeitung, z.B. für die Nahtvorbereitung** steht im Verdacht eines schadensursächlichen Einflusses, wenn z.B. nur bestimmte zerspannte Oberflächenbereiche Risse zeigen. Ein solcher Einfluss liegt nahe, wenn sich nur auf einer Flanke der Schweißnaht, ohne erklärende Gefügeunterschiede (Bild 12.2.1.3.1-14), Risse bilden. Eine bisher nicht beobachtete Rissbildung weist auf eine ungünstige Änderung der Bearbeitung hin. In den typischerweise schwer spanend bearbeitbaren Superlegierungen können hohe Zugspannungen induziert werden, die während des Aufheizvorgangs die Korngrenzen aufreißen.

„3“, **Abbau von Zugeigenspannungen:** Mit Hilfe des Kugelstrahlens rissanfälliger Zonen lässt sich der in „2“ beschriebene Mechanismus entschärfen.

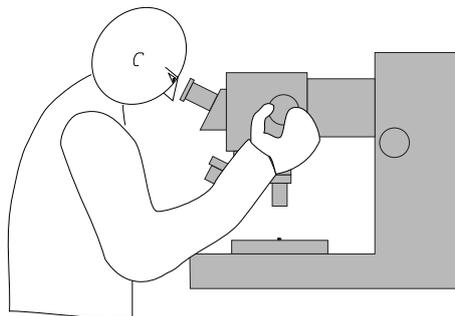
Das umgekehrte Vorgehen eines Spannungsrückbaus vor dem Schweißen kann problematisch sein. Es kann im ungünstigen Fall sogar Rissbildung unterstützen, wenn sich dabei das Gefüge ungünstig verändert, z.B. spröde Phasen entstanden sind.

„4“, **Vermeiden von Querschnittsprüngen:** Liegen die Risse in Bereichen von ausgeprägten Querschnittsübergängen (Bild 11.2.2.1-3, Band 1 Bild 5.4.2.1-4 und Bild 5.4.2.1-5) mit den üblichen Formkerben ist nach Möglichkeit eine für die Warmbehandlung günstigere Kontur zu wählen.

„5“, **Gefügeoptimierung:** Zeigt die metallografische Untersuchung (Bild 17.3.2-5), dass die Rissbildung sich mit Gefügeunterschieden erklären lässt (z.B. Grobkorn, Bild 12.2.1.3.1-14 und Band 1 Bild 5.4.2.2-5), sind gegebenenfalls Optimierungen in der Rohteilherstellung

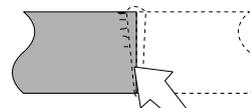
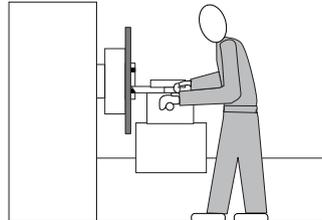
Vermeidung von Wärmebehandlungsrisse

1



Ermittlung der Prozessphase in welcher die Rissbildung erfolgte

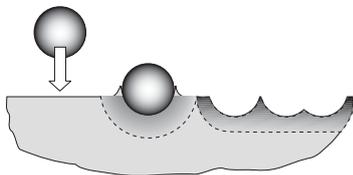
2



Bearbeitungsfläche mit hohen Zugeigenspannungen begünstigte Rissbildung.

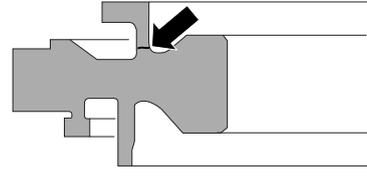
Hat sich etwas an der Nahtvorbereitung geändert, z.B. beim Zerspannungsvorgang?

3



Abbau von Zugeigenspannungen. Kugelstrahlen rissanfälliger Zonen

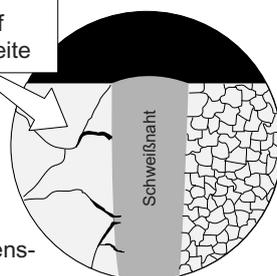
4



Vermeiden von Querschnittsprüngen und Kerben an der "Wärmebehandlungskontur"

5

Rissbildung auf der Grobkornseite



Kein gröberes Korn als bei der Verfahrenserprobung.



Vorsicht, ein vorgeschaltetes **Spannungsarmglühen** kann wegen der Bildung ungünstiger Phasen verschlechternd wirken!

Bild 11.3-18

naheliegend. Grundsätzlich sollten die Bauteile keine deutlichen Gefügeunterschiede, wie gröberes Korn, gegenüber dem Werkstoff bei der Verfahrenserprobung aufweisen.

Literatur zu Kapitel 11.3

- 11.3-1** „ASM Handbook“, -1.1, Volume 4 („Heat treating“), -1.2, Volume 5 („Surface Cleaning, Finishing, and Coating“), -1.3, Volume 6 („Welding, Brazing, and Soldering“), -1.4, Volume 7 („Powder Metallurgy“), -1.5, Volume 14 (Forming and Forging“), -1.6, Volume 15 („Casting“), -1.7, Volume 16 („Machining“).
- 11.3-2** Peter Adam, „Fertigungsverfahren von Turbotriebwerken“ Birkhäuser Verlag, 1998, ISBN 3-7643-5971-4.
- 11.3-3** A.Barussaud, Y. Desvallees, J.Y. Guedou, „Control of the Microstructure in Large Titanium Discs. Application to the High Pressure Compressor of the GE90 Aeroengine“, Zeitschrift „Titanium ‘95: Science and Technology“, Seite 1599-1608.
- 11.3-4** S.W. Kandebo, „Pratt Plan Aims To Recover Misprocessed JT8D Blades“, Zeitschrift „Aviation Week & Space Technology“, May 11, 1998, Seite 67.
- 11.3-5** D.L. Klarstrom, „Heat Treat Cracking of Superalloys“, Zeitschrift „Advanced Materials & Progress“, 4/1996, Seite 40EE- 40GG.
- 11.3-6** M. Beck, K.-H. Lang, „Feingussfehlstellen, Zulässigkeit von Fehlstellen in Feingussbauteilen bei thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung“, FVV-Vorhaben 696, Heft 723, 2001.
- 11.3-7** P.Hausild, C.Berdin, P.Bompard, N.Verdière „Influence of Shrinkage Cavities on Fracture Behaviour of Duplex Stainless Steel“, Proceedings der Konferenz „Duplex 2000“, Venezia, Italy, vom 17.-20.10.2000, Seite 209-218.
- 11.3-8** H.Huff, „Die zulässige Beanspruchung bei Ermüdungsbeanspruchung“, Zeitschrift „Materialwissenschaft und Werkstofftechnik“, 32, 1-6, 2001.
- 11.3-9** M.Beck, K.H.Lang, „Zulässigkeit von Fehlstellen in Feingussbauteilen bei thermisch-mechanischer Wechselbeanspruchung“, Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen (FVV), Heft 723-2001, „Feingussfehlstellen“, Seite 1- Seite 138.
- 11.3-10** L.A.Jackman, G.E.Maurer, S.Widge, „New Knowledge About ‘White Spots’ in Superalloys“, Zeitschrift „Advanced Materials & Processes“, 5/1993, Seite 18-25.

- 11.3-11** L.G. Hosamani, W.E. Wood, J.H. Develetian, „Solidification of Alloy 718 During Vacuum Arc Remelting With Helium Gas Cooling Between Ingot and Crucible“, Proceedings of the „International Symposium on Metallurgy and Applications of Superalloy 718“, June 12-14, 1998, Pittsburgh, Pennsylvania, Seite 49-57.
- 11.3-12** R.L.Dreshfield, „Defects in Nickel-Base Superalloys“, Zeitschrift „Journal of Metals“, July 1987, Seite 17-21.
- 11.3-13** Metals Handbook Ninth Edition, „Volume 11 „Failure Analysis and Prevention“, ASM,1986, ISBN 0-87170-007-7, Seite 314-343 Fehler in Schmiedeteilen, Seite 380-410.

© Axel Rossmann - Turbosonst
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz

Sachregister

Dieses Sachregister enthält Teil A, B und C. Deshalb ist auf die jeweiligen Kapitelnummern zu achten.

A

- α -Anreicherung** in Titanlegierung 12.2.1.3.1-26
 α -case in Titanlegierungen 11.3-15
 α -Seigerungen 11.2.2.1-12
Abbrennstumpfschweißen 12.2.1.3.5-2
Abdecken, Abdeckung
beim Diffusionsbeschichtung 12.2.1.8-18
mit Getter 12.2.1.8-20
 beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-13
Bleiband 12.2.1.6-33
 beim Lackieren 12.2.1.8-58
 gegen Lot 12.2.1.4-15
 Schichten für
Diffusionsverfahren 12.2.1.8-15
galvanische Beschichtung 12.2.1.8-49
Abdichtung
 Leichtmetallgehäuse 12.2.1.8-60
 Schaufelfuß im Verdichter 12.2.1.5-4
Abdiffundieren, Lotzusätze 12.2.1.4-2
Abfangen von Rissen 11.1-6
Abhilfe
 gegen Beschichtungsprobleme 12.2.1.8-61
 gegen Transportschäden 13-1
 gegen Wärmebehandlungsrisse 11.3-27
 Lötfehler 12.2.1.4-49
Abkühlgeschwindigkeit /-raten,
 beim Lösungsglühen 11.2.1-34
 beim Schmieden 11.1-35 Abkühlungsraten
 beim Lösungsglühen 11.2.1-34
Abkühlungsrisse in Schweißung 12.2.1.3.1-14
Ablagerungen im Prozessbad 12.2.1.7-26
Ablösung eines Lots 12.2.1.4-35
Above-Packverfahren 12.2.1.8-18
Abplatzungen einer thermischen Spritzschicht
 12.2.1.8-29
Abpraller, Spritzschicht 12.2.1.8-27
Abrasive Strahlbehandlung/Strahlverfahren
 12.2.1.6-1, 12.2.1.6-36, 12.2.1.6-38
 Gussteil/Guss 11.1-26, 11.2.1-12, 11.2.1-20
 Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-38
Abrieb von Werkzeug 12.2.1.7-9
Abriebwuzzeln beim linearen Reibschweißen
 12.2.1.3.4-11
Abstimmung, Wärmedehnungen beim Löten
 12.2.1.4-4
Abtrag
 einer Beschichtung 12.2.1.7-1
Oxidschichten 12.2.1.7-1
Abtrennen,
 Schwingerermüdung 11.2.1-20
Gusstrauben, 11.1-25
Abziehen
 Ätzen 14.1-18
 Lack 12.2.1.7-1
 Schicht 14.1-13, 14-16
Acrylklebstoffe 12.2.1.5-9
AD. *Siehe* Airworthiness Directive
Additive, oxidierende zur Vermeidung von
 Wasserstoffaufnahme 12.2.1.7-7
Administrator 14.3-1
Airworthiness Directive 14.3-7
Al-Diffusionsbeschichtung /-schicht, 12.2.1.8-21
 Aluminiumkonzentration 12.2.1.8-19
 Anbackungen 12.2.1.8-23
 Anlauffarben 12.2.1.8-23
 Ausbesserung 12.2.1.8-21
 Ausplatzungen 12.2.1.8-21
 fertigungsbedingte Fehlstellen 12.2.1.8-21
 Heat Tint Test 12.2.1.8-23
 Hochaktivitätsschicht 12.2.1.8-20
 in der Gasphase 12.2.1.8-18
 in einer Pulverschüttung 12.2.1.8-18
 in Kühlluftkanälen 12.2.1.8-21
 Innenbeschichtungen 12.2.1.8-21
 Kriechbeschichtung 12.2.1.8-23
 Niederaktivitätsschicht 12.2.1.8-20
 Oberflächenvorbereitung 12.2.1.8-21
 Oxidationsschutz 12.2.1.8-19
 Reaktionen mit Lot 12.2.1.8-23
 Schichtaufbau 12.2.1.8-21
 Schichtrisse 12.2.1.8-21
 Schichtstörungen 12.2.1.8-21
 Temperaturabhängige Sprödigkeit 12.2.1.8-21
Al-Keramicklack, Kugelstrahlen 12.2.1.6-11
Alitieren 11.2.1-3, 12.2.1.8-2
Aliterschicht. *Siehe* Al-Diffusionsschicht:
 Oxidationsschutz
Alkoholbäder, Halogenverunreinigung 12.2.1.7-6
Almenintensität 12.2.1.6-7, 12.2.1.6-11
 ungeeignete Messposition 12.2.1.6-24
Alterung/Alterungsprozess
 Klebeverbindung 12.2.1.5-16
 Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-27
 Prozessbad 12.2.1.7-11
Aluminium, Sandguss 11.2.1-2
Aluminiumkonzentration, Diffusionsschicht
 12.2.1.8-19
Aluminiumoxid, Werkstoffeinschluss 11.2.2.1-23
Ameisensäure, Wasserstoffversprödung in Ti
 12.2.1.7-14
Aminoplaste. *Siehe* Harnstoffkleber : Anlauffarben
 auf Titanlegierungen 12.2.1.3.1-30

- Anaerobe Klebstoffe** 12.2.1.5-8
- Analyse** des Prozesses in FMEA 10-2
- Anbackung**
Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-23
an Auflageflächen 12.2.1.8-23
Beschichtungspulver 12.2.1.8-23
- Änderung**
an Verschleißsystemen 14.1-18
Fertigungsprozess 10-7
- Anerkennung eines Reparierers** 14.3-7
- Anhaftende** metallische Spritzer 12.2.1.7-9
- Anisotropie**
Plattenmaterial 11.1-8
Stangenmaterial 11.1-8
- Anlasstemperatur**, falsche 11.2.2.1-26
- Anlauffarben**
Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-23
an Titanen 12.2.1.7-24
auf Titanlegierungen 12.2.1.3.1-30
bei Bearbeitung 12.2.1.1.1-14
Schweißung 12.2.1.3.1-30
tramlines 12.2.1.3.1-30
- Anlieferungszustand** aushärtbarer Legierungen
11.2.1-2
- Anodizing.** *Siehe* Elektrische Oxidieren
- Anorganische Klebstoffe** 12.2.1.5-9
Angriff durch Laugen 12.2.1.7-12
- Anorganischen Lacke** 12.2.1.8-18
- Anriss**
Fehlergröße, wirksame 11.2.2.1-7
unter der Oberfläche 11.2.2.1-8
- Anschmelzen/-ung**
an Gussteilen 11.2.1-22, 11.2.1-30
beim Lötten 12.2.1.4-11, 12.2.1.4-20
Gefügebestandteile 11.3-15
bei Stromdurchgang 14.1-14
mikroskopische Untersuchung 12.2.1.4-32
Nacharbeit 12.2.1.4-32, 14.1-15
- Anstreifbelag** auflöten 12.2.1.4-46
- Anstreifmerkmale**, Labyrinth 14.4-6
- Anstreifschicht** 12.2.1.8-60
aufgelötet 12.2.1.4-4
aus Silberlot 12.2.1.4-46
Lötten 12.2.1.4-13
- Anstreifvorgang** 11.1-20
Versagen einer Klebeverbindung 12.2.1.5-17
- Anwendung**
Klebeverbindungen 12.2.1.5-2
thermischer Spritzschichten in Triebwerken
12.2.1.8-25
- Arbeitstemperatur.** *Siehe* Arbeitstemperatur: Lötung
Hochtemperaturlötung 12.2.1.4-25
Lötung 12.2.1.4-10
- Arc burning.** *Siehe* Funkenbildung: Stromkontakt
- As HIP** (Prozess) 11.2.3-3, 11.2.3-5, 11.2.3-7
- Atmosphäre**, Lötten 12.2.1.4-12
- Ätzangriff**
Auswirkung der Vorbehandlung 12.2.1.7-14
Flussmittel von Lötungen 12.2.1.4-19
Guss 11.2.1-20
- Ätzbad** 12.2.1.7-1
Auflösung von Lotwerkstoff 12.2.1.7-11
Aussehen von Schädigungen 12.2.1.7-24
Hydridbildung 12.2.1.7-4
Interkristalline Korrosion an Ni-Legierung
12.2.1.7-19
Rückstände 12.2.1.7-11
Schadensmechanismen 12.2.1.7-14
Selektiver Angriff 12.2.1.7-10
Versprödung 12.2.1.7-4
Wasserstoffaufnahme 12.2.1.1.1-12, 12.2.1.7-4
- Ätzbehandlung**, Gussteil 11.2.1-12
- Ätzbild** durch Rauigkeitsunterschiede 12.2.1.7-9
- Ätzen/-verfahren**
Blue Etch Anodizing 11.2.2.1-10
gealterte Bäder 14.1-18
Gefügeeinfluss 14.1-18
Korngrenzenangriff 14.1-18
Probleme 14.1-18
Rauigkeitsanstieg 12.2.1.8-49
Schädigung durch 14-15
Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-37
- Ätzmittel**
Rückstände 11.1-26
in Kühlluftkanälen 12.2.1.7-15
- Aufbewahrungskannen** 11.2.3-7
- Aufdampfschicht** 10-13
- Auffinden von Schädigungen** 14-14
- Aufgaben** fertigungsrelevante des KLonstruktors
10-1
- Aufgeschmiertes** Fremdmaterial beim Handling 13-12
- Aufheizrisse/-bildung** beim Elektronenstrahl-
schweißen 12.2.1.3.1-14, 12.2.1.3.3-7
- Aufkohlen** 12.2.1.8-2
bei HIP 11.2.3-3
- Auflageflächen**
Anbackungen 12.2.1.8-23
Handlingschaden 13-12
- Auflageschichten**, Abplatzen als Handlingschaden
13-10
- Aufmaße** beim Linearen Reibschweißen 12.2.1.3.4-11
- Aufplatzen**, Gehäuse 12.2.1.1.2-20
- Aufschäumen** von Lot 12.2.1.4-20
- Aufschmieren**
Gefährlichkeit bei Wärmebehandlung 12.2.1.1.1-12
Schleifen 12.2.1.1.1-6
von Bürstenmaterial 12.2.1.1.1-12

von Eingussmassen 12.2.1.7-9
 von Fremdmetall 12.2.1.1-8
 von Spänen 12.2.1.7-9, 12.2.1.1.2-4
 von Vorrichtungen 12.2.1.7-9
Aufschweißen, Deckbandverschleiß an T-Schaufeln
 14-10
Aufspritzungen, Wasserstoffversprödung an Titan-
 legierung 12.2.1.7-18
Ausbesserung von Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-
 21
Ausblenden (Egalisieren) 14-10
Ausblühungen, Lötung 12.2.1.4-34
Ausbrechen gelöteter Wabendichtung 12.2.1.4-24
Ausbringrate Guss 11.3-2
Ausbruch, Scheibenhöcker 14-25
Ausdampfen von Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
Ausfallmusterprüfung 11.1-5
Ausfallsicherheit, Diffusionsschweißung 10-12
Aushärtbare Medien (nichtmetallisch), Lagerung
 13-9
Aushärtbaren Legierungen, Anlieferungszustand
 11.2.1-2
Aushärten, Maßänderung bei Nickellegierungen
 12.2.1.9-10
Aushärtungszustand 11.1-38
Ausknöpfen, Punktschweißung 12.2.1.3.2-2
Auslaugen, Gusskern 11.2.1-20, 11.1-25
Auslegung 12.2-1
 Berücksichtigung von Fehlstellen 11.1-2
 Daten/Kennwerte 10-4
 Lebensdauer 14-6
Ausplatzungen, Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
Ausschussquoten/-raten 11.3-2
 akzeptabel 11.1-1
 minimieren 11.3-15
Ausschwitzungen bei Lötung 12.2.1.4-20
Außenkanten beschichten 12.2.1.8-58
Aussplitterungen
 spröde Schicht 10-13
Auswahl geeigneten Lots 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-49
Auswertung
 Bauteilversuche 10-6
 von Strahlversuchen 12.2.1.6-34
Automatenmaterial, Spanbrecher Sulfide, Blei
 11.2.2-3

B

Bäder. *Siehe* Prozessbäder
Baderprobung, Ätzen 12.2.1.7-14
Badewannenkurve 14-3
Badmerkmale, Hinweise auf Badzustand 12.2.1.7-26
Badtemperaturen, Einfluss auf Cr-Schicht 12.2.1.8-
 47

Badüberwachung 12.2.1.7-14
Badveränderungen 12.2.1.7-4
Badverunreinigung 12.2.1.7-6
 Auswirkung auf Haftfestigkeit 12.2.1.7-6
 Fluorverbindungen 12.2.1.7-6
 Gleitschichten 12.2.1.7-6
 Halogene in Alkoholbädern 12.2.1.7-6
 Trennmittel 12.2.1.7-6
Badverwechslung 12.2.1.7-26
Baumringe. Gefügemerkmal, *Siehe* Tree Rings
Bauteil
 Belastung, Einfluss vom Flugplatz 14-22
 Festigkeit, Schädigende Einflüsse 12.2-3
 Funktion, Fertigungsbeeinflusst 12.2-3, 12.2-5
 Geometrie, Einfluss auf Gussfehler 11.3-8
 Lebensdauer 14-22
 Sicherheit 10-1
 Tests, Nachweise 10-6
 Verhalten 14.2-3
 Versuche, Auswertung 10-6
 Weiterverwendung 10-2
 Zonen
Gefügeoptimierung 11.2.1-12
schweißgeeignet 12.2.1.3.1-2
BEA. *Siehe* Blue Etch Anodizing
Beanspruchung, Gehäuse 14.1-6
Bearbeitung
 Anlauffarben 12.2.1.1.1-14
 Dämpfungsmaßnahmen 10-8
 Entstehen von Oberflächenmuster 11.2.1-3
 Überhitzung 12.2.1.1.1-14
 Vibrationen 11.2.1-3
Bearbeitungsmaschine
 Stillstand 12.2.1.1.2-31
 Veränderung 10-2
Bearbeitungsriefen
 Gehäuseplatzer 12.2.1.1.2-21
 Riss an Brennkammergehäuse 12.2.1.1.2-20
 Rissbildung bei Wärmebehandlung 11.1-40
Bearbeitungsstaub in porösen Schichten 12.2.1.8-9
Bedeckungsgrad, Kugelstrahlen 12.2.1.6-7
Behälter
 beschädigte Kennzeichnungen 13-10
 Farbmarkierungen 13-10
 Lagekennzeichnung 13-10
Behinderte Wärmedehnung 11.1-22
Behörden, Entwicklung von Reparaturverfahren
 14.3-1
Beladung,
 durch Partikel, z.B. Strahlen 12.2.1.6-37 11.2.1-
 12, 12.2.1.3.1-30, 12.2.1.7-14
Einfluss auf Thermische Spritzschicht
12.2.1.8-27
Belastung
 Kraftgesteuert 11.2.1-31
 Richtung, Blech 11.1-8

Benetzbarkeit/Benetzung

- Ätzen, Verhalten 12.2.1.7-24
- Beeinflussung durch Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
- Lötung 12.2.1.4-8
 - Temperatur, Löten* 12.2.1.4-13
- Verbesserung durch Oxidstrahlen 12.2.1.6-37

Beraterfunktion durch Zulassungsbehörde 14.3-3**Beschädigungsursache**, Ermittlung 13-3**Beschaffung**

- des Halbzeugs 11.1-1
- Rohteil 11.1-1

Beschichtung

- Abtrag 12.2.1.7-1
- Alitieren 12.2.1.8-2
- anorganischer Lacke 12.2.1.8-18
- Aufkohlen 12.2.1.8-2
- Betriebsverhalten 12.2.1.8-4
- Blasenbildung 12.2.1.6-23
- Cr-Warzen an Cr-Diffusionsschicht 12.2.1.8-17
- Diffusionsschichten 12.2.1.8-2
- Diffusionsverfahren 12.2.1.8-15
- Eigenschaften von Diffusionsschichten 12.2.1.8-17
- Elastomere 12.2.1.8-58
- Einfluss auf das FOD-Verhalten 14.1-13
- Einsatzhärten 12.2.1.8-15
- Elementbildung 14.1-13
- Haftfestigkeit 12.2.1.8-11
- Haftfläche, Gratspitzen 12.2.1.8-48
- Haftschicht 12.2.1.8-5
- Inchromieren 12.2.1.8-2
- Neuteile 10-13
- Nitrieren 12.2.1.8-2, 12.2.1.8-15
- Prozesskontrolle 12.2.1.8-5
- Reparatur 14.2-3
 - Reparaturteile* 10-13
- Schichtdicke 12.2.1.8-5
- Verfahren 12.2.1.8-1
 - Abdecken von Diffusionsschichten* 12.2.1.8-15
 - Alitieren* 12.2.1.8-15
 - Borieren* 12.2.1.8-15
 - Chemische Verfahren* 12.2.1.8-2
 - CVD* 12.2.1.8-3
 - Diffusionsbeschichten* 12.2.1.8-3
 - Diffusionsschichten* 12.2.1.8-2
 - Emaillieren* 12.2.1.8-3
 - Galvanische Verfahren* 12.2.1.8-2
 - Inchromieren* 12.2.1.8-15
 - Ionenplattieren* 12.2.1.8-3
 - PVD* 12.2.1.8-3
 - Sputtern* 12.2.1.8-3
 - Thermisches Spritzen* 12.2.1.8-3
- von Außenkanten 12.2.1.8-58
- Wärmefluss 12.2.1.8-5
- Wasserstoffversprödung beim Kadmieren 12.2.1.8-13

ZfP 12.2.1.8-5

Beschichtungsatmosphäre, Einfluss auf Lot 12.2.1.4-34**Beschichtungsgefäße**, Verzug 11.3-27**Beschichtungsprobleme**, Abhilfen 12.2.1.8-61**Beschichtungspulver**, Anbackung 12.2.1.8-23**Betriebsbelastung**

- Einfluss auf Reparatur 14.2-3
- spezifische 14-8

Betriebseigenschaften, Klebeverbindung 12.2.1.5-14**Betriebseinflüsse**

- auf Klebeverbindungen 12.2.1.5-1
- Beeinflussung von Thermoelementen 12.2.1.9-13

Betriebsenvelope 14.4-5**Betriebskarte** 12.2.1.1.2-4**Betriebstemperatur**

- kugelgestrahlter Bauteile 12.2.1.6-13, 12.2.1.6-21
- zulässige bei Lötung 12.2.1.4-23

Betriebsverhalten

- Einfluss von Fertigungsfehlern 12.2-5
- Lötung 12.2.1.4-16
- Nachweis durch Erprobung 14.4-1
- Risswachstum 10-4
- Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-28
- von Schichten 12.2.1.8-4

Betriebszeiten, Streuung bei Werkstofffehlern 11.2.1-23**Beule** nach Wärmebehandlung 11.2.2.1-25**Beurteilungskriterien**, Schweißbarkeit 12.2.1.3.1.1-4**Bewegungsdichtungen**, Handlingschaden 13-10**Bewerten**

- Kriterium, Diffusionsschweißfehler 12.2.1.3.5-8
- von Bearbeitungsspänen 12.2.1.1.2-6

Billet 11.1-26, 11.1-32. *Siehe auch* Stöckel**Bindefehler**

- Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-12
- in Diffusionsschweißungen 12.2.1.3.5-2
- Lötung 12.2.1.4-7, 12.2.1.4-16
- Reibschweißen 12.2.1.3.4-8

Binder in Loten 12.2.1.4-15**Blasen**

- einer Beschichtung 12.2.1.6-23

Blasenbildung

- in Prozessbad 12.2.1.7-26

Blasting. *Siehe Strahlverfahren***Blechdicke**

- Einfluss auf das Betriebsverhalten 12.2.1.3.2-5

Blechen

- Belastungsrichtung 11.1-8

Blechkonstruktionen

- Besonderheiten 12.2.1.3.2-5

Blei

- Werkstoffbeeinflussung 11.1-23

Bleiband

- Abdeckung beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-33

Blind Spot, Ultraschallprüfung 11.2.2.1-10

Blitzschlag 14.4-5

Blue Etch Anodizing 11.2.2.1-10, 11.2.2.1-13, 12.2.1.1.2-15

Bogus Parts

Schrauben 12.2.1.8-51

Bohren 12.2.1.1.2-1

Fanscheibenbruch 12.2.1.1.2-10

Fanscheibenschaden 12.2.1.1.2-14

Fanscheibenschaden im Zusammenhang mit 12.2.1.1.2-15

Fanscheibenschaden im Zusammenhang mit Spänestau 12.2.1.1.2-15

Schädigung Coverplate 12.2.1.1.2-18

Schwer anätzbare Zone 12.2.1.1.2-18

Wärmeeinflusszone 12.2.1.1.2-18

Bohrer

Bruch mit Scheibenschaden 12.2.1.1.2-18

Bohrerbruch

Fanscheibenschaden 12.2.1.1.2-15

Bohrung

Druckstelle 12.2.1.1.2-18

Einflüsse der Zerspanung 12.2.1.1-11

mit Rattermarken 12.2.1.1.2-15

Schaden in Cover plate 12.2.1.1.2-18

Schädigung in Nickellegierung 12.2.1.1.2-18

Strahlvorrichtung 12.2.1.6-28

visuelle Inspektion 12.2.1.1.2-15

Wirbelstromprüfung 12.2.1.1.2-18

Bond-line defect 12.2.1.3.5-8

Borieren 12.2.1.8-15

Bornitrid, Einfluss auf Reibschweißen 12.2.1.3.4-8

Brandgefahr ölbasierter KSS 12.2.1.1.2-2

Brazing, *Siehe* Löten

Brennkammer

Gehäuse 14.1-6

Riss von Bearbeitungsriefen 12.2.1.1.2-20

Mantel

Schweißfehler 12.2.1.3.1-7

Versatz 12.2.1.3.1-8

Reparaturschweißung 14.1-4

Brinelling beim Transport 13-12, 13-15

Bruch

einer Turbinenscheibe

Werkstofffehler 11.2.2.1-21

einer Verdichterscheibe 12.2.1.8-52

Tannenbaumfuß einer Schaufel 14-27

Bruchbild 14.4-7

Brüche von Schrauben, Merkmale 0-5

Bruchflächenuntersuchung, mikroskopisch 14.4-7

Bruchmechanischen Abschätzung, Länge von

Schweißrissen 14.4-11

Bruchverlauf, Hinweis auf Haftfestigkeit 12.2.1.8-11

Brünieren

Kugelstrahlen 12.2.1.8-11

Rissbildung 12.2.1.8-11

Spannungsrissskorrosion 12.2.1.8-57, 14-20

Zahnräder 12.2.1.8-56

Büchsendeckeleffekt, Kugelstrahlen 12.2.1.6-24

C

Cadmium. *Siehe* Kadmium, Wasserstoffversprödung 12.2.1.8-13

Carbonitridseigerung 11.2.2.1-22

Casting Billets. *Siehe* Billets

Casting Salvage 11.3-15. *Siehe auch* Ausschussrate: minimieren

Cer und Lanthan

Seigerung in Ni-legierung 11.2.2.1-19

Verunreinigung, Bruch einer Turbinenscheibe 11.2.2.1-19

Chargen, eingrenzen bei Schaden 11.2.1-35

Chargiergestell, Thermoermüdung 11.3-27

Chatter marks. *Siehe* Rattermarken

Chemical Vapor Deposition. *Siehe* CVD

Chemische Verfahren 12.2.1.8-2, 12.2.1.8-40

Stromlos Vernickeln 12.2.1.8-40

Chip, Schleifkörper 12.2.1.1.1-14

Chlor/Cl

in Kühlschmierstoffen 12.2.1.1.2-21, 12.2.1.1.2-26

Chlorverbindungen

Bäder 12.2.1.3.4-9

Beeinflussung von Titanwerkstoffen 12.2.1.7-17

in Prozessbädern 12.2.1.7-6

Reinigungsmittel, SpRK an Titanlegierungen 12.2.1.3.1-29

Verunreinigung in Methanol 12.2.1.7-17

Cleavage. *Siehe* Spaltflächen: in Titanlegierungen

Computergesteuerte Formgebung 12.2.1.3.5-3

Containment

Einfluss einer Schweißung 12.2.1.3.1-3

Energieaufnahme 14.1-4

Funktion 14.1-4

für Feuer 14.1-4

Klebeverbindung 12.2.1.5-14

Verhalten 14.4-5

Corner cracks (Eckenrisse) 10-4

Cover plate (Zusatzverdichter)

Schaden von Bohrung 12.2.1.1.2-18

Cr-Diffusionsschicht, Cr-Warzen 12.2.1.8-17

Cr-Schicht

als Gleitfläche 12.2.1.8-42

Eigenspannungen 12.2.1.8-43

Einfluss der Badtemperaturen 12.2.1.8-47

Kugelstrahlen 12.2.1.8-43

Rissbildung 12.2.1.8-7

Rissnetzwerk 12.2.1.8-43

Schwingfestigkeit 12.2.1.8-43, 12.2.1.8-46

Überschleifen 12.2.1.8-7

Wärmebehandlung 12.2.1.8-47

- Warzenbildung 12.2.1.8-48
 ZfP 12.2.1.8-5
- Cr-Stahl**, Spannungsrisskorrosion 11.2.2.1-26
Cr-Warzen an Cr-Diffusionsschicht 12.2.1.8-17
CVD (Chemical Vapour Deposition) 12.2.1.8-3, 12.2.1.8-19
Cyanoacrylat Klebstoffe 12.2.1.5-7
- ## D
- δ-Phase** 11.2.1-34
Dämpfungsmaßnahmen bei Bearbeitung 10-8
Dauerfestigkeit
 Galvanischer Beschichtungen 12.2.1.8-46
 Hartverchromung 12.2.1.8-43
Deckbänder
 Turbinenschaufeln 11.2.1-29
 Verschleiß
Aufschweißen 14-10
T-Schaukel 14.1-21
Deckel für Transportbehälter 13-8
Definition
 Schwachstellen 11.1-2
 Werkstofffehler 11.1-2
Dendriten 11.1-25
Dendritischer Fehlertyp
 im Ni-Schmiedematerial 11.3-20
White Spots 11.1-31
Department of Defense Handbook 14.4-4
DER. *Siehe* Designated Engineering Representative
Design lines 10-4
Designated Engineering Representative 14.3-1, 14.3-3
Detonationsspritzen 12.2.1.8-24
DFW. *Siehe* Diffusionsschweißen
Dichtung Kleben 12.2.1.5-2
Diffusion
 Lötung 12.2.1.4-23
 von Fremdmetallen in Schrauben 0-5
Diffusion welding. *Siehe* Diffusionsschweißen
Diffusionsbeschichten/-ung 12.2.1.8-3, 12.2.1.8-15
 Abdeckungen 12.2.1.8-18
 Alitieren 12.2.1.8-15
 Beeinflussung durch Oxidstrahlen 12.2.1.6-37
 Borieren 12.2.1.8-15
 Einsatzhärten 12.2.1.8-15
 Inchromieren 12.2.1.8-15
 Nitrieren 12.2.1.8-15
Diffusionsglühen, Stahlguss 11.2.1-9
Diffusionslöten 12.2.1.3.5-2
Diffusionsschicht/-en 10-13, 12.2.1.8-2, 12.2.1.8-5, 14.1-13
 Abdeckschichten 12.2.1.8-15
 Schwingfestigkeit 12.2.1.8-18
 spezifische Eigenschaften 12.2.1.8-17
Diffusionsschweißen 10-12, 12.2.1.3-1, 12.2.1.3-3, 12.2.1.3.5-1
 Ausfallsicherheit 10-12
 Beeinflussung durch Oxidstrahlen 12.2.1.6-37
 Bewertung von Fehlstellen 12.2.1.3.5-8
 Bindefehler 12.2.1.3.5-2
in Fanschaukel 12.2.1.3.5-8
 Einfluss von Maßänderungen 12.2.1.9-12
 Fanschaukelbruch 12.2.1.3.5-7
 Fehler in Titanlegierung 12.2.1.3.5-7
 Fertigungsprozess 12.2.1.3.5-2
 Gekühlte Wände in 12.2.1.3.5-3
 Gestaltung 12.2.1.3.5-2
 mit HIP-Pressen 12.2.1.3.5-4
 Sandwichbauweisen 12.2.1.3.5-1
 Titanlegierungen 12.2.1.3.5-2
 Turbinenrad 12.2.1.3.5-6
Diffusionsverbindung 12.2.1.3.5-4
 Auswirkung einer Oxidhaut 12.2.1.3.5-4
 Klebestelle 12.2.1.3.5-4
Diffusionszonen, Lötung 12.2.1.4-24
Directionally solidified. *Siehe* gerichtet erstarrt
Dirty White Spots 11.1-31
Diskreter Fehlertyp, Seigerungstyp 11.1-30
 im Ni-Schmiedematerial 11.3-20
Dispersionsklebstoffe 12.2.1.5-7
Dokumentation, Lage im Rohmaterial 11.3-18
Dopplung 11.2.2-5, 12.2.1.3.1.1-2
 in Schmiedeteilen 11.2.2.1-25
 Ursache Gasblasen 11.2.2.1-25
Double Sourcing (zwei Bezugsquellen) 11.1-5
Drehen 12.2.1.1.2-1
Dross 11.2.1-18, 11.2.1-29, 11.2.2.1-19, 11.2.2.1-22
 Erscheinungsform 11.2.1-18
Druckgefäß, Gehäusewandung 11.1-8
Druckguss 11.2.1-14
 Lunken 11.2.1-14
 Oxidhäute 11.2.1-16
 Poren 11.2.1-14
 Seigerungen 11.2.1-16
Druckrost. *Siehe* Fretting
Druckstelle in Bohrung 12.2.1.1.2-18
Dry blasting. *Siehe* Trockenstrahlen
DTF. *Siehe* Dwell Time Fatigue
Dual Property 11.1-10, 12.2.1.3.5-6
Durchflussmessung, Kühlluftkanäle 12.2.1.8-21
Durchschmiedung 11.2.2-5
Duty cycles. *Siehe* Lastzyklen
Dwell Time (Haltezeit) 11.2.2.1-15
Dwell Time Fatigue/Dwelltime Fatigue 12.2.1.3.1-12, 11.2.2.1-17
- ## E
- E-Modul**

- Gerichtet erstarrter Werkstoff 11.2.1-25
Schwingfestigkeit einer Thermischen Spritzschicht 12.2.1.8-34
- EB-Schweißen** 12.2.1.3.3-1
- EBW.** (Electric Beam Welding), *Siehe* Elektronenstrahlschweißen
- ECM.** *Siehe* Elektrochemische Bearbeitung
- Edelrost.** *Siehe* Fretting
- Eigenschaften**
Reparatlötung 14.1-9
von Diffusionsschichten 12.2.1.8-17
- Eigenspannungen** 12.2.1.3.1-3
Abbau 14.1-4
bei der Wärmebehandlung 11.1-38
Cr-Schicht 12.2.1.8-43
durch Zerspanung **12.2.1.1.2-5**
Fertigung 10-4
Galvanische Schicht 14.1-11
in einer Schweißnaht 12.2.1.3.1-24
in einer spanend bearbeiteten Fläche 12.2.1.1-7
in thermischer Spritzschicht 12.2.1.8-29
Kugelstrahlen 12.2.1.6-9
Messungen, Kugelstrahlen 12.2.1.6-34
Schleifen 12.2.1.1.1-2
Schmieden 11.1-32, 11.2.2-3
Thermische Spritzschicht 12.2.1.8-24
vom Richten 11.1-39
vom Schmieden 11.2.2.1-4
Zerspanung 12.2.1.1-11
- Einatmen** von KSS-Nebel 12.2.1.1.2-31
- Einbrandkerbe** 12.2.1.3.1-5, 12.2.1.3.1-9
- Eindringprüfung**
ätzen zur Rissöffnung 12.2.1.7-2
Auswirkung von Silikonen 12.2.1.1.2-24
Schicht 12.2.1.8-5
Schichtübergang 12.2.1.8-53
Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-38
Versagen 11.2.2.1-19, 12.2.1.1.2-15
- Eindringsprüfung**, Versagen 11.2.2.1-12
- Eingedrückte Späne** 12.2.1.1-8
- Eingussmasse**, Aufschmierungen 12.2.1.7-9
- Einkristall** (Einkorn) 11.1-25, 11.2.1-26
Fehlkörner 11.1-25
Freckles 11.2.1-27
Guss
 Rekristallisation 11.2.1-27
 Sliver 11.2.1-27
 Zebras 11.2.1-27
Korngrenzeneinfluss 11.2.1-27
Kornstrukturfehler 11.2.1-27
Mikroseigerungen 11.2.1-27
Rissfortschritt 11.2.1-26
Thermoermüdung 11.2.1-26
- Einlaufbelag/-schicht**
einkleben 12.2.1.5-2, 12.2.1.5-12
Silikongummi 12.2.1.5-4
- Verhalten, Beeinflussung durch Nacharbeit 12.2.1.8-9
- Einsatzgehärtete** Zahnräder, Wasserstoffversprödung 1.2.1-3, 12.2.1.8-13, 112.2.1.8-15
- Einsatzgrenzen** von Reparaturen 14.4-5
- Einsatzhärten** 12.2.1.9-8
‘Durchschlagen’ der Abdeckung 12.2.1.8-18
Schichten, Schwingfestigkeit 12.2.1.8-18
- Einschlüsse** in Gussteilen 11.2.1-29
- Einspritzdüse**, Schaden 14-24
- Einzelfall**, Problematik 14-20
- Eisen**
Anreicherung, Hinweis auf Werkzeugschaden 12.2.1.1.2-10
Einfluss auf Ti-Schweißungen 12.2.1.3.1-29
Verunreinigungen durch Eisen, Wasserstoffaufnahme in Ti 12.2.1.7-7
Wasserstoffversprödung an Titan 12.2.1.7-18
- EK.** *Siehe* Einkristall
- Elastomer**
Auflagen Kleben 12.2.1.5-3
Beschichtungen 12.2.1.8-58
Schädigung in Prozessbädern 12.2.1.7-23
Schichten 12.2.1.8-3
 Haftfestigkeit 12.2.1.8-13
- Electron beam welding.** *Siehe* Elektronenstrahlschweißen
- Elektrische Kontaktierung** (Galvanik) 12.2.1.7-21
- Elektrisch Oxidieren** **12.2.1.8-2**
- Elektrochemische Verfahren**, Werkstoffeinfluss 11.1-14
- Elektronenstrahlschweißen** 12.2.1.3-1, 12.2.1.3-2, 12.2.1.3.3-1, 12.2.1.3.3-4
Aufheizrissbildung 12.2.1.3.1-14, 12.2.1.3.3-7
Auslenkung des Schweißstoßes 12.2.1.3.3-12
Bearbeitung der Stoßflächen 11.1-38
Beispiele für Serienanwendung 12.2.1.3.3-1
Fehler/Fehlstellen 12.2.1.3.3-2, 12.2.1.3.3-7
 Bindefehler 12.2.1.3.3-12
geeigneter Werkstoffzustand 12.2.1.3.3-9
Gestaltung 12.2.1.3.3-2, 12.2.1.3.3-16
Heißrisse/-felder 12.2.1.3.3-4
LCF-Verhalten 12.2.1.3.3-14
Nahtvorbereitung 12.2.1.3.3-9
Poren 11.1-19, 12.2.1.3.3-12, 12.2.1.3.3-14
Probleme 12.2.1.3.3-2
Querschrumpfung 12.2.1.3.3-12
Risse 12.2.1.3.3-4
 durch SpRK 12.2.1.7-18
Spaltbildung am Stoß 12.2.1.3.3-11
Spikes 12.2.1.3.1-23, 12.2.1.3.3-6, 12.2.1.3.3-7
Spröde Phasen 12.2.1.3.3-4
Titanlegierung 12.2.1.3.3-14
Überschweißen 12.2.1.3.3-9
ungewollte Strahlableitung 12.2.1.3.3-9
Ursachen für Fehler 12.2.1.3.3-9

- Verfahrensvorteil 12.2.1.3.3-2
 Vorrichtungen 12.2.1.3.3-1
 Warmrissbildung 12.2.1.3.1-21
 Werkstoffe
 Reinheit 12.2.1.3.3-6
 Kombinationen 12.2.1.3.3-4
 Wiederaufschmelzrisse 12.2.1.3.1-14
 Zahnradwelle 12.2.1.3.3-15
 zulässige Porengrößen 12.2.1.3.3-14
 Zusatzwerkstoffe/Zwischenlage 12.2.1.3.3-4
- Elektronischer Regler** *Siehe* Digitaler Regler 14-6
Elektrostatische Verfahren Lackieren 12.2.1.8-58
- Elementbildung**
 bei Beschichtung 14.1-13
 durch Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
 mit Lot 12.2.1.4-4
- Elephant Tail** 12.2.1.6-6
Eloxalschichten 12.2.1.8-2
Emaillieren 12.2.1.8-3
Empfehlungen für das Schweißen 12.2.1.3.1.1-5
Emulsion
 Korrosionsgefahr 12.2.1.1.2-29
 Öl-Wasser 12.2.1.1.2-29
 Salmonellen 12.2.1.1.2-30
 Zusammenbruch 12.2.1.1.2-29
- Endbearbeitung**, handgeführtes Schleifen
 12.2.1.1.1-16
- Energieaufnahme**, Gehäuse 14.1-4
Engine Structural Integrity Program (ENSIP)
 14.4-4
 Prozessbäder 12.2.1.7-2
- Entfettung**/-bäder
 Inhibitoren gegen Zersetzung 12.2.1.7-17
 spätere Rissbildung 12.2.1.7-17
- Entfeuchter** bei Lagerung 13-14
- Entformen**
 Beschädigung von Gussteilen 11.2.1-29
 Guss 11.1-25
- Entgraten**
 Gratbildung 12.2.1.1.1-13
 handgeführt 12.2.1.1.1-12
- Entlackung**, Gussteil 11.2.1-7
Entmischen von Pulvern 12.2.1.8-35
Entschäumer. *Siehe* Tenside: in Waschmitteln
 in Kühlschmierstoffen 12.2.1.1.2-22
 Mittel 12.2.1.7-6
- Entsprödung**
 bei Wasserstoff 12.2.1.8-14
 Zeitspanne 12.2.1.7-29
- Entwicklung**
 Prozessbäder 12.2.1.7-2
 Schritte einer Reparaturoentwicklung 14.2-1, 14.2-5, 14-12
 Zulassung von Reparaturverfahren 14.3-2
 zuständige Behörden 14.3-1
- EP-Zusätze**. *Siehe* Hochdruckzusätze: Kühlschmierstoffe
 Konzentration überprüfen in Kühlschmierstoffen
 12.2.1.1.2-22
- Epoxid Klebstoffe** 12.2.1.5-7
Ermüdung ohne Makroriss 12.2.1.1.2-2
Erosion
 Einfluss in Wüstengegend 14-10
 Hubschraubetriebwerke 14.4-5
 Schutz, harte Schichten 12.2.1.8-18
 Verschleiß 14.1-12
- Erprobung** 10-6
 einer Reparatur 14.2-1
 Lötung 12.2.1.4-50
 Nachweis des Betriebsverhaltens 14.4-1
 Probleme 10-6
 Reparatur 14.2-6
 Zerspanung 12.2.1.1.2-7
- Erschmelzung** 11.1-14
 Auskleidungswerkstoff als Fehlstelle 11.2.2.1-23
 Cer und Lanthan Zugabe 11.2.2.1-19
 Erscheinungsform von Dross 11.2.1-18
 Keramischer Filter 11.2.2.1-23
 Werkstofffehler 11.2.2.1-10
- Erstarrung** 11.2.1-14
 Phasenänderungen 11.2.1-14
 Risse in Schweißung 12.2.1.3.1-14
 White-Spots 11.1-31
- Erwärmung** bei Zerspanung 12.2.1.1-7
Erwartungshorizont bei ZfP 11.2.2.1-5
ES-Schweißen 12.2.1.3.3-1. *Siehe auch*
 Elektronenstrahlschweißen
- ESR-Prozess** 11.1-26, 11.1-28
- Explosion**
 Magnesiumstaub 12.2.1.1.2-26
 Stäube beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-33
 Vorbeugung in Werkzeugmaschine 12.2.1.1.2-28
- ## F
- FAA** (Federal Aviation Administration), Ermessensspielraum 14.3-2
Facettenartige Rissbildung in Titanlegierungen
 11.2.2.1-7
Fachbegriffe, Schmieden 11.2.2-1
FADEC. *Siehe* Full Authority Digital Electronic Control
Fahrlässigkeit, Def. grobe 10-5
Fail Safe
 einer Lötung 12.2.1.4-49
 Lötung 12.2.1.4-19, 12.2.1.4-39, 12.2.1.4-43
False Brinelling. *Siehe* Fretting
Faltenbalg, Lötten 12.2.1.4-48
Fanschäufel
 Bindefehler in Diffusionsschweißung 12.2.1.3.5-8

- Bruch durch Diffusionsschweißfehler 12.2.1.3.5-7
- Fanscheibe**
- Bohrerbruch 12.2.1.1.2-15
 - Bruch durch Nachpolieren 12.2.1.1.2-19
 - Bruch, Einfluss "Human Factor" 12.2.1.1.2-15
 - Bruch nach Fertigungsfehler 12.2.1.1.2-10
 - Spänestau 12.2.1.1.2-15
- Farbmarkierungen**, Behältermarkierung 13-10
- Faser1**
- Fasern** (Gefüge)
- Krümmung 12.2.1.1-7
 - durch Zerspanung 12.2.1.1-1
 - Richtung 11.2.2-5
 - Kritische Risslänge 11.1-8
 - Verlauf 11.1-3, 11.1-8, 11.2.2.1-2, 11.2.2-5
 - Werkstoffgefüge 11.1-2
- Faserverstärktemetallische Werkstoffe** 11.2.3-1
- Fe-Abrieb** vom Kugelstrahlen 12.2.1.6-25
- Federal Aviation Regulation Subtitle** 14.3-2
- Fehler**
- beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-24
 - Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-2
 - Größe in Ni-Guss 11.3-10
 - In Elektronenstrahlschweißungen 12.2.1.3.3-7
 - in Reibschweißung 12.2.1.3.4-9
 - in Schmiedeteilen 11.2.2.1-2
 - in Titanlegierungen 11.2.2.1-8
 - Kategorien in Schmiedeteilen 11.2.2.1-7
 - Lage und Betriebssicherheit 11.3-20
 - Typen in Titanlegierungen 11.2.2.1-13
 - Wahrscheinlichkeit 11.3-21
- Fehlkörner** im Einkristall 11.1-25
- Fehlstelle**
- White Spot 11.3-20
 - Zustrahlen 11.2.1-12
- Fehlstellen**
- aus Gussblock in Schmiedeteil 11.1-26
 - Berücksichtigung in der Auslegung 11.1-2
 - Einfluss auf LCF 11.3-6
 - entfernen durch HIP 11.3-15
 - fertigungsbedingte in Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
 - im Schmiedeteil 11.1-32
 - Schmiedeverformung 11.2.2.1-8
- Feinguss** 11.1-23
- Feinkorn** 11.2.1-12, 11.2.1-14
- Schweißung 12.2.1.3.1-14
- Fertigteile**, Lagerung 13-13
- Fertigung**
- Aufgaben 10-1
 - Auswirkung von Halbzeugeigenschaften 11.1-13
 - Eigenspannungen 10-4
 - auf Schwingfestigkeit 10-4
 - Einfluss der Gushaut 11.2.1-5
 - Einfluss der Härte 11.2.1-2
- Einfluss der Korngröße 11.2.1-3
 - Einfluss von Werkstoffeigenschaften 10-4
- Fehler**
- Einfluss auf das Betriebsverhalten* 12.2-5
 - Kosten* 12.2-5
 - Prestigeverlust* 12.2-6
 - Turbinenschaufeln* 12.2-9
- hochfeste Werkstoffe 10-3, 10-4
- Konstruktive Gestaltung 11.3-2
- Probleme, bauteilspezifische 12.2-7
- Prozess
- Änderung* 10-7
 - Beeinflussung durch Strahlen* 12.2.1.6-6
 - Diffusionsschweißen* 12.2.1.3.5-2
 - stabiler* 10-1
- Schäden 11.3-1
- Mechanismen* 12.2.1.1-1
 - Präventives Vorgehen* 11.3-1
- Scheibenbrüche 12.2.1.1-4
- Stäube als Verschmutzung 13-4
- Verschmutzungsgefahr 13-4
- Festen-Intervall-Prinzip** 14-3
- Festigkeit**
- Abfall beim Schleifen 12.2.1.1.1-9
 - Beeinflussung durch die Fertigung 12.2-5
 - einer Lötverbindung 12.2.1.4-16
 - Einfluss des Kühlschmierstoffs 12.2.1.1.2-22
 - Einfluss von HIP 11.3-15
 - Konstruktion von Lötverbindung 12.2.1.4-39
 - Lot 12.2.1.4-31
 - Lötung 12.2.1.4-23
 - Schmiedeeinfluss 11.1-35
 - Veränderung durch Zerspanung 12.2.1.1-7
- Festigkeit/Härte**, Beeinflussung der Zerspanung 11.1-13
- Feuchtes Schutzgas**, Wasserstoffversprödung 12.2.1.3.1-33
- Feuchtes Spritzpulver** 12.2.1.8-32
- Feuchtigkeit**
- Auswirkung auf Prozesse 12.2.1.7-28
 - bei Schweißung 12.2.1.3.1-26
 - Probleme beim Schweißen 14.1-16
 - Schweißen 12.2.1.3-2
 - Thermoelement 12.2.1.9-14
 - Verprödung beim Schweißen 13-4
- Feuer**, Containment 14.1-4
- Filter**, Fehlstellen beim Gießen 11.1-23
- Filzmetall**, Einkleben 12.2.1.5-2
- Fingerabdrücke** 12.2.1.3.4-9
- SpRK an Titanlegierungen 12.2.1.3.1-29
- Firmenkultur** 13-12
- Fischaugen** 11.2.2-5, 12.2.1.3.1-33
- Entstehung 12.2.1.3.1-35
- Fischgrätendiagramm** (fishbone diagram) 14.4-11
- Fixed Interval Maintenance** 14-6. *Siehe auch*

- Festen-Intervall-Prinzip
- Fixierung** von Lötspalten durch Heftschweißung
12.2.1.3.1-9
- Flammpunkt**, Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-27
- Flammspritzen** 12.2.1.8-24
- Flatterschwingungen** 14.1-4
- Fleetleader**
Erprobung einer Reparatur 14.4-2
Prinzip 14-7
- Flight envelope**. *Siehe* Flugbereich
- Flugplatz**, Einfluss auf die Bauteilbelastung 14-22
- Fluorverbindungen**, Badverunreinigung 12.2.1.7-6
- Flussmittel**
interkristalline Versprödung 12.2.1.4-31
Lötung 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-35, 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-8, 12.2.1.4-16, 12.2.1.4-19
Einschlüsse 12.2.1.4-7
Nester 12.2.1.4-8
Reste/Rückstände 12.2.1.4-35, 12.2.1.4-20
Spannungsrissskorrosion 12.2.1.4-37
- FMEA** Analyse 10-2
- FOD**. *Siehe* Fremdkörpereinwirkung
Resistenz einer Schicht 12.2.1.8-4
Verhalten
beschichteter Teile 14.1-13
spröder Schichten 12.2.1.8-18
- Formkerbe** 12.2.1.3.1-3
durch Reibschweißen 12.2.1.3.4-9
Kugelstrahlen 12.2.1.6-15
Reibschweißen 12.2.1.3.4-9
- Formmassen**, Warmrissbildung 11.1-20
- Formschluss** bei Lötung 12.2.1.4-43
- FPI**. *Siehe* Eindringprüfung
- Fräsen** 12.2.1.1.2-1
Zirkularfräsen 12.2.1.1-11
- Freckles** 11.1-30
Einkristallguss 11.2.1-27
- Freie Schwingungen** bei Werkzeugmaschinen
12.2.1.1.2-8
- Freiformschmieden** 11.2.2-1
- Fremderregte Schwingungen** beim Zerspanen
12.2.1.1.2-8
- Fremdkörpereinwirkung** 14.4-5
- Fremdmetall**
Aufschmieren bei Zerspanung 12.2.1.1-8
Schmelze, Eindringen in Schrauben 0-5
- Fressen**
Späne mit Werkstück 12.2.1.1.2-2
Spuren in Ni-Schicht 12.2.1.8-53
- Fretting** 12.2.1.6-7, 12.2.1.6-15
in Ultraschallbädern 12.2.1.7-26
Schaufelfüße 14.4-7
Verschleiß, Schaufeldeckband 14.4-7
- Friction Welding** (FRW) 12.2.1.3.4-1. *Siehe auch*
Reibschweißen
- Full Authority Digital Electronic Control** (FADEC)
14-6
- Funken**
anhaftende Verunreinigungen 12.2.1.7-9
Bildung
durch stromzuführende Kabel 12.2.1.8-49
in Prozessbädern 12.2.1.7-26
Stromdurchgang 14.1-14
Stromkontakt 12.2.1.8-49
Elektrische Kontaktierung 12.2.1.7-21
Schleifen 12.2.1.1.1-6
- Fußplattform** (Turbinenschaufel), Korrosion durch
Staubablagerungen 14-18
- FVK**, Verunreinigungen 12.2.1.7-6
- ## G
- γ -Phase, Schmieden 11.2.2.1-4
- Gabelstapler**, Transportprobleme/-risiken 13-1, 13-12
- Galling**. *Siehe* Fressen
- Galvanische Beschichtung**/Schicht
Abdeckung 12.2.1.8-49
Dauerfestigkeit 12.2.1.8-46
Eigenspannungen 14.1-11
Grat 12.2.1.1.1-7
Nickelschicht 10-13
Schwingfestigkeit 14.1-11
Stromanschlüsse 12.2.1.8-49
Verfahren 12.2.1.8-39
Kathodische 12.2.1.8-39
Verhalten von Kerben 12.2.1.8-46
- Ganzmetallfolien**, Lötung 12.2.1.4-15
- Garantie Lebensdauer** 14-6
- Gasaufnahme**
beim Schweißen 12.2.1.3.1-29
bei Ti-Legierungen
Thermisches Spritzen 12.2.1.8-25
von Metallschmelze 12.2.1.3.1-26
- Gasblasen** 11.2.2-5
Ursache für Dopplung 11.2.2.1-25
- Gasporen** 11.1-19
in der Pulvermetallurgie 11.2.3-9
in Leichtmetallguss 11.2.1-7
- Gealterte Prozessbäder** 14.1-18
- Gefährdungspotenzial**, Maschinenbrand 12.2.1.1.2-28
- Gefüge**
Abweichungen 12.2.1.7-10
Änderung
Massänderung 12.2.1.9-8
Volumenänderungen 12.2.1.9-8
Charakteristiken 11.1-6
Einfluss
auf das Verhalten beim Ätzen 14.1-18
auf die Qualitätssicherung 11.1-14

- der Wärmebehandlung 11.1-10*
des Schmiedeprozess 11.1-10
 Kerben (Gefügekerbe) 12.2.1.3.1-3
 Optimierung in Bauteilzonen 11.2.1-12
 Richtung/Orientierung 11.2.2.1-2
 Schädigung durch Zerspanen 12.2.1.1.2-6
 Schmieden 11.1-35
 Untersuchung, Sauerstoffaufnahme von Titan-
 legierung 12.2.1.3.1-31
 Veränderung
an T-Schaufeln über Langzeit 14-10
durch Zerspanung 12.2.1.1-7
 Versprödung 11.1-40
- Gehäuse**
 Ablösen von Gusshaut 11.2.1-18
 aufplatzen 12.2.1.1.2-20
 Betriebslasten 14.1-6
 Energieaufnahme 14.1-4
 Kraftstoffpumpe 11.2.1-8
 Reparaturfähigkeit 14.1-4
 Reparaturschweißung 14.1-4
 Wandung, Druckgefäß 11.1-8
- Gekühlte Wände** bei computergesteuerter Formge-
 bung 12.2.1.3.5-3
- Genauigkeit**, Probleme zu hoher 14.1-24
- Geometrie**, Auswirkungen auf Bruchbild 14.4-7
- Gerichtet erstarrter** Werkstoff 11.1-25, 11.2.1-25
 E-Modul 11.2.1-25
 LCF-Risse 11.2.1-26
 Thermoermüdung 11.2.1-25
- Gesensschmieden** 11.2.2-1, 11.2.2-3
- Gesetz von Murphy** 11.3-25
- Gestaltung**
 Diffusionsschweißen 12.2.1.3.5-2
 Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-16
 Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-2
 Gießtechnische 11.2.1-7
 Gussteil 11.2.1-5
 Herstellungsgerecht 10-9
 Klebeverbindung 12.2.1.5-10
 Lotdepot 12.2.1.4-44
 Lötung 12.2.1.4-39
- Getter** als Abdeckung 12.2.1.8-20
- Gewinde**, Gleitbeschichtung 12.2.1.8-43
- Gießen**
 aus dem Filter 11.1-23
 Bedingungen, Warmrissbildung 11.1-20
 Fehler in Schmiedeteilen 11.1-15
 Gestaltung 11.2.1-7
 Kaltschweiße 11.2.1-20
 Schädlicher Metalle 11.1-23
- Glasperlenstrahlen**, 12.2.1.6-12
 als Haftfestigkeitsprüfung 12.2.1.6-23
- Glätten**
 einer Schicht 12.2.1.8-7
 gestrahlter Flächen 12.2.1.6-33
- Gleitbeschichtung/ Gleitschichten**
 Badverunreinigung durch 12.2.1.7-6
 Gewinde 12.2.1.8-43
- Gleitfläche**, Cr-Schicht 12.2.1.8-42
- Gleitführungen**, Klemmen 10-11
- Gleitlinien** durch Zerspanung 12.2.1.1-11
- Gleitringdichtung** 12.2.1.8-42
- Gleitverschleiß**, Beschichtung von Vielkeilver-
 zahnungen 12.2.1.8-19
- Glühen**
 Abkühlungsraten 11.2.1-34
 Temperatur
Abweichungen 11.2.2.1-4
von Gussteilen 11.1-26
 Vorrichtung 11.1-40
Wärmebehandlung 11.2.1-2
- Glykolsäure**, Schädigung von Ni-Legierungen
 12.2.1.7-14
- Goldlot** 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-33
- Grafit**, Einfluss auf Reibschweißen 12.2.1.3.4-8
- Grat**
 Entgraten 12.2.1.1.1-13
 Galvanisch 12.2.1.1.1-7
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
 Spitzen auf Beschichtungsfläche 12.2.1.8-48
- Grenzen** der Reparierbarkeit 14.1-1
- Grenzschnittiefe** 12.2.1.1.2-8
- Grobe Fahrlässigkeit** 10-5
- Grobkorn** 11.2.1-12
 Bereiche beim Schmieden 11.2.2.1-4
- Guss**
 Abrasive Strahlbehandlung 11.1-26
 Anschmelzungen 11.2.1-22, 11.2.1-30
 Ätzangriff 11.2.1-20
 Ausbringrate 11.3-2
 Auslaugen von Kernen 11.1-25
 Beschädigung durch Entformen 11.2.1-29
 Dendriten 11.1-25
 Dendritenausbildung 11.2.1-30
 Einfluss der Bauteilgeometrie auf Fehler 11.3-8
 Einfluss der Kornorientierung auf die Schwingfestig
 11.2.1-31
 Einkristall 11.1-25
 Einschlüsse 11.2.1-29
 Entformen 11.1-25
 Entformungskräfte 11.2.1-20
 Fehler
Einfluss des Gusskerns 11.1-23
Gestaltungsursachen 11.2.1-5
Turbinenschaufel 11.2.1-36
typischer 11.2.1-5
Urache Konstruktion 11.2.1-5
 Freckles 11.2.1-27
 Gefügemerkmal, Striations 11.2.1-27
 Gerichtet erstarrt 11.1-25

Glühtemperatur 11.1-26
 Handhabung 11.2.1-29
 Kaltschweisse 11.1-25
 Karbide 11.2.1-30
 Keimbildung 11.1-23
 Keramikeinschlüsse 11.2.1-23
 Kern auslaugen 11.2.1-20
 Kernbruch 11.2.1-20
 Kernrückstände 11.1-25, 11.2.1-23
 Kernversatz 11.2.1-20
 Korngrenzenangriff 11.1-25
 Korngrenzenverlauf 11.2.1-22
 Kornorientierung 11.2.1-22
 Kornselektion 11.2.1-27
 Lagenlunker 11.2.1-22
 Lagenporosität 11.1-25
 Lunker 11.2.1-22, 11.2.1-29
 Maßabweichungen 11.2.1-20
 mit keramischen Teilchen 11.2.1-29
 Nacharbeit am Rohteil 11.3-3
 Oberfläche 11.2.1-5
 Oxidhäute 11.2.1-23, 11.2.1-29
 Parallelfälle 11.2.1-23
 Probleme, Bauteilgestalt 11.1-23
 Reaktionen an der Oberfläche 11.2.1-22
 Rekristallisation 11.2.1-27
 Resteutektikum 11.2.1-30
 Richten 11.2.1-20, 11.3-8
 Schrumpf 11.1-25
 Schwingerermüdung 11.2.1-20
 Schwingerermüdung vom Abtrennen 11.2.1-20
 Schwingrissbildung 11.1-25
 Seigerungen 11.2.1-22
 Sliver 11.2.1-27
 Spannungen 11.2.1-10
 Stängelkristalle 11.1-25, 11.2.1-26
 Strahlbehandlung 11.2.1-29
 Strahlgutreste an der Oberfläche 11.2.1-23
 Thermoermüdung 11.2.1-26
 Titan 11.2.1-2
 Verzug 11.2.1-20
 Wärmespannungen 11.2.1-27
 Warmrisse 11.2.1-20
 Werkstofffehler 11.2.1-23
 Zebras 11.2.1-27
 Zug-Eigenstressungen 11.2.1-14
 zulässige Fehlergröße 11.3-10
Gussbarren. Siehe Ingot, Lage eines Schmiedeteills
 11.2.2.1-19
Gussblock 11.2.2-5
Gussgehäuse, Kraftstoffpumpe 11.2.1-8
Gusshaut 11.1-18, 11.2.1-5, 11.2.1-17
 Ablösen in Gehäusen 11.2.1-18
 Dicke 11.2.1-17
 Einfluss auf Bauteileigenschaften 11.2.1-18

Einfluss auf Schwingfestigkeit 11.2.1-18
 Formpartikel 11.2.1-18
 Rauigkeit 11.2.1-17
 Sprödigkeit 11.2.1-18
 Werkzeugschleiß 11.2.1-18
 Zusammensetzung 11.2.1-18
Gusskern, Einfluss auf Gussfehler 11.1-23
Gussteil
 abrasive Strahlbehandlung 11.2.1-12, 11.2.1-20
 Ätzbehandlung 11.2.1-12
 Bearbeitung, Serienfertigung 11.2.1-2
 Entlackung 11.2.1-7
 Gestaltung 11.2.1-5
 Machbarkeit 11.2.1-5
 Nachbehandlung 11.2.1-11
 Reaktion mit der Formmasse 11.2.1-12
 Reparaturschweißungen 11.2.1-12
 Reparaturverfahren 11.2.1-5
 Richten 11.1-23

H

Haarspray, Wirkung auf Haftfestigkeit 12.2.1.5-12

Haftfestigkeit

Badverunreinigung 12.2.1.7-6
 Beeinflussung durch Haarspray 12.2.1.5-12
 Beschichtung 12.2.1.8-11
 Einfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.8-34
 Elastomerschichten 12.2.1.8-13
 gefüllter Silikongummi 12.2.1.8-13
 Hinweis des Bruchverlaufs 12.2.1.8-11
 Klebeverbindung 12.2.1.5-10, 12.2.1.5-11
 Prüfung 12.2.1.8-58
Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
 Spritzschicht 12.2.1.8-27
 Thermische Spritzschicht 12.2.1.8-24
Änderung im Betrieb 12.2.1.8-28

Haftfläche, Schwingbelastung 12.2.1.8-33

Haftgrund, Oxidation 12.2.1.8-27

Haftschrift 12.2.1.8-5

Hagel 14.4-5

Halbzeug

Beschaffung 11.1-1, 11.1-3
Serienanlauf 11.1-5
 Eigenschaften
Auswirkung auf die Fertigung 11.1-13
Einfluss auf Wärmebehandlung 11.1-14
 Lieferzeiten 11.1-5
 Probleme 11.1-1

Halogene

Verbindungen, Entfernung von Oxiden 12.2.1.4-20
 Verunreinigung in Alkoholbädern 12.2.1.7-6

Haltezeit, Einfluss auf LCF 11.2.2.1-15

Handbuch, Department of Defense Handbook 14.4-4

Handgeführtes Schleifen 12.2.1.1.1-1

Handhabung (Handling) 13-2

- Aufschmieren von Fremdmaterial 13-12
 Empfehlung gegen Beschädigungen 13-16
 Gussteile 11.2.1-29
 Schaden
Abplatzen spröder Auflageschichten 13-10
an Auflageflächen 13-12
an Bewegungsdichtungen 13-10
an Hochdruckturbinenschaufel 13-10
an Passflächen 13-12
an Spitzenpanzerungen 13-11
Vermeidung 13-16
 von Werkstücken und Bauteilen 13-1
mit Handschuhen 13-7
- Handschuhe**
 Abhilfe gegen Korrosion 13-1
 beim Handling der Werkstücke 13-7
zum Schutz 13-1
- Handschweiß** 12.2.1.3.4-9
 Rissbildung in Titan 12.2.1.7-17
 Titanlegierung 11.2.2.1-27
- Hard α** (Gefüge) 11.2.2.1-13, 11.2.2.1-17,
Hard Times. *Siehe Festen-Intervall-Prinzip*
- Harnstoffkleber** 12.2.1.5-8
- Hartchromschicht**, Einfluss der Prozessparameter
 12.2.1.8-46
- Härte**
 Änderung durch Schleifen 12.2.1.1.1-3
 Einfluss auf Fertigung 11.2.1-2
 des Grundwerkstoffs, Einfluss auf Kugelstrahleffekt
 12.2.1.6-21
 nachgearbeitete Schicht 12.2.1.8-9
- Härteprüfung**, Sauerstoffaufnahme bei Titan-
 legierungen 12.2.1.3.1-30
- Hartlöt** 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-3
- Hartmetall**,
 Werkstoffverunreinigung 11.1-28
Einschlüsse in Titanlegierungen 12.2.1.3.1-23
- Hartphasen/Hartstoffphasen** 11.2.1-5
 in Lötung 12.2.1.4-22
- Hartstoffpartikel**, aufgelötet 12.2.1.4-4
- Härtung von Stählen**, Maßänderung 12.2.1.9-8
- Hartverchromung** 12.2.1.8-43
- Hatrlöten**, Kupfer-Beryllium-Legierung 12.2.1.4-48
- HCF** abhängig von Rissgröße 11.3-23
- Header** beim Umschmelzen 11.2.2.1-11
- Heat soaking.** *Siehe Abstellen: Verkockung*
- Heat Tint Test** 12.2.1.8-23
- Hefen** als KSS Verunreinigung 12.2.1.1.2-30
- Heftschweißung**
 Fixierung von Lötspalten 12.2.1.3.1-9
 für Punktschweißung 12.2.1.3.2-2
 Problematik 12.2.1.3.1-9
- Heiß-Isostatisches Pressen** /Heißisostatpressen
 (siehe HIP) 11.2.3-1, 11.2.3-10, 11.3-14
- Heißrissbildung** 14-16. *Siehe auch Warmrissbildung*
- Heißrisse/Heißrissigkeit** 1 11.1-2, 12.2.1.3.1-16,
 1.2.2-3
 beim Schmieden 11.1-32
 Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-4
 in Schweißungen an Ni-Legierungen 12.2.1.3.1-19
- Heißeile**
 Lötrepatur 12.2.1.4-50
 Regeneration 11.2.3-2
 Reparaturlötung 14.1-9
 Schädigung durch erhöhte Temperatur 14-7
- Herstellungsgerechte Gestaltung** 10-9
- Hilfsstoffe**
 Lagerhaltung 13-9, 13-10
 Poren in Druckguss durch Zersetzen 11.2.1-14
- Hintergrundfluoreszenz** 11.2.1-12
 gestrahlter Flächen 12.2.1.6-39
- Hinterkantenversprödung** an Verdichterroto-
 schaufel 12.2.1.7-18
- HIP**
 As HIP-Prozess 11.2.3-3
 Aufkohlung 11.2.3-3
 Einfluss auf die Festigkeit 11.3-15
 Explosion der Kapsel 11.2.3-7
 Füllen der Kapseln 11.2.3-7
 Gasporen 11.2.3-9
 Kapselfüllung 11.2.3-7
 Kohlenstoffdiffusion 11.3-15
 Prozess 11.1-19, 11.2.1-14
 Reaktive metallische Verunreinigungen 11.2.3-7
 Reaktive organische Partikel 11.2.3-7
 Regenerationsprozess 11.1-20, 11.2.3-11
 Risiken einer Regeneration durch 11.2.3-11
 thermisch induzierter Porosität 11.2.3-7
 Verunreinigungen des Pulvers 11.2.3-7
 Verunreinigungen in Kapsel 11.2.3-7
 von Lötungen 12.2.1.4-50
 Voraussetzungen für Anwendung 11.2.3-10
 Wärmebehandlung 11.3-15
- HIP and forge** 11.1-16, 11.2.3-3
- HIP-Press**/Pressentyp 11.2.3-3
 Diffusionsschweißen 12.2.1.3.5-4
- Hochaktivitätsschicht**, Al-diffusionsschicht
 12.2.1.8-20
- Hochausgelasteten Strukturen** 10-1
- Hochdruckturbinen**,
 Leitapparat Schaden 14-24
 Schaufel, Transportschäden 13-10
- Hochdruckzusätze**, Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-21
- Hochfeste Werkstoffe**, Fertigung 10-4
- Hochtemperaturleitmittel**, Beeinflussung von
 Reibschweißen 12.2.1.3.4-5
- Hochtemperaturkleber** 12.2.1.5-9
- Hochtemperaturlöten** 12.2.1.4-5
 Arbeitstemperatur 12.2.1.4-25
 Lote 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-16 Hohlstellen

vom Schweißen 12.2.1.3.1-3
Hohlwelle beim Reibschweißen 12.2.1.3.4-9
Honeycomb. *Siehe* Wabendichtung
 Füllen durch thermisches Spritzen 12.2.1.8-37
 Transportschäden 13-15
Hot Isostatic Pressing = HIP 11.3-14
Hot start. *Siehe* Heißstart
Hubschraubertriebwerke, Korrosion und Erosion
 14.4-5
Hüftgelenk, Reibschweißen 12.2.1.3.4-2
Human Factor, Fanscheibenschaden 12.2.1.1.2-15
Hybrid Turbine Wheel 12.2.1.3.5-6
Hydridbildung
 in Ätzbädern 12.2.1.7-4
 Titanlegierung 12.2.1.7-18

I

Identifikation von Schüttware 11.2.1-35
IK. *Siehe* Interkristalline Korrosion
IN100 11.2.1-34
Inchromieren 12.2.1.8-2, 12.2.1.8-15. *Siehe auch*
 Cr-Diffusionsschichten
Incipient melting. *Siehe* Anschmelzen: Gefüge-
 bestandteile
Inducer. *Siehe* Cover plate
Inertia Welding. *Siehe* Schwungradreibschweißen
Infektionsrisiko KSS 12.2.1.1.2-31
Infiltration
 Leichtmetall Sandguss (Gehäuse) 11.2.1-7,
 12.2.1.8-60
Ingot 11.1-32, 11.2.2-5, 11.2.2.1-11, 11.2.2.1-
 13, 11.2.2.1-19
Inhibitoren 12.2.1.7-1
 in Entfettungsbädern 12.2.1.7-17
Inkubationszeit eines Schadens 14-14
Innenbeschichtungen, Al-Diffusionsschichten
 12.2.1.8-21
Inspektionen 11.1-6
Integrale Bauteile 11.3-5
 gegossene Bauteile 11.2.1-2
Interkristalline Korrosion 12.2.1.3.1-3, 14-16
 Ätzbad 12.2.1.7-19
 Flussmittel 12.2.1.4-20
 Kornausbrüche 14.1-18
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
Interkristalline Versprödung von Lötungen mit
 Flussmittel 12.2.1.4-31
Intermetallische Phasen 11.1-8, 11.2.1-33
Ionenplattieren 12.2.1.8-3

K

Kadmium
 Bruch einer Verdichterscheibe 12.2.1.8-52

Kontakt mit Titan 12.2.1.8-39
 LME 12.2.1.8-49
 Lötrissigkeit 14.1-9
 Oberflächenverunreinigung 14.1-8
 Rissbildung bei Temperatur 12.2.1.4-31
 Toxizität 14-19
 Versprödung durch 12.2.1.8-52
bei Temperatur 14.2-9
 Wasserstoffversprödung 12.2.1.8-43, 12.2.1.8-51
Kaltbiegen, Einfluss auf Lötung 12.2.1.4-33
Kaltlauf 11.2.1-16
Kaltriss 11.2.2-6, 12.2.1.3.1-13, 12.2.1.3.1-16,
 Bildung 12.2.1.3.1-26
Kaltschweisse 11.1-25, 11.2.1-20, 11.2.1-
 16, 11.2.1-24, 11.2.2-5
 in einer Schweißung 12.2.1.3.3-7
EB-Schweißung 12.2.1.3.3-15
Kaltverfestigung 11.1-40
Kaltverschweißen 12.2.1.1.2-4
Kanne (Behälter) 11.2.3-7
Kanten
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-30, 12.2.1.6-33
 Reparatur mit Kleber 12.2.1.5-3
 Rissbildung 10-4
Kapillare Wirkung/Kapillarwirkung 12.2.1.4-13
 beim Löten 12.2.1.4-1
Fülldruck beim Löten 12.2.1.4-13
Kräfte 12.2.1.4-7
Spalt 12.2.1.4-10
Kapselfüllung, HIP 11.2.3-7
Karbide
 Herauslösen durch Glykolsäure 12.2.1.7-14
 im Guss 11.2.1-30
Kardanwelle, Reibschweißen 12.2.1.3.4-8
Kathodische Verfahren 12.2.1.8-39
 Verchromen 12.2.1.8-40
 Verkadmen 12.2.1.8-39
 Verkupfern 12.2.1.8-39
 Vernickeln 12.2.1.8-40
 Versilbern 12.2.1.8-40
Keilverzahnungen
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-15
 Rissbildung 12.2.1.8-57
Keimbildung (Gefüge) 11.1-23, 11.2.1-14
Keime in KSS 12.2.1.1.2-30
 Nachweis 12.2.1.1.2-31
Kennzeichnung, beschädigte an Behälter 13-10
Keramikeinschlüsse im Guss 11.2.1-23
Keramische Klebstoffe 12.2.1.5-1
 Hochtemperaturkleber 12.2.1.5-9
Keramische Teilchen im Gussteil 11.2.1-29
Keramischer Filter bei der Erschmelzung 11.2.2.1-
 23
Kerbempfindlichkeit, Leichtmetalle 11.2.1-14
Kerben 12.2-5

- durch Zerspanung 12.2.1.1-8
galvanisch beschichtet 12.2.1.8-46
Gefüge 12.2.1.3.1-3
Rissbildung bei Wärmebehandlung 11.1-40
- Kern** (Gusskern) 11.2.1-23
Bruch 11.2.1-20
Rückstände 11.1-25
Versatz 11.2.1-20
- Kissing Bond** 12.2.1.3.4-2, 12.2.1.3.5-4, 12.2.1.3.3-5. *Siehe auch* Klebestelle: einer Schweißverbindung
- Kitakawa Diagramm** 11.3-23
- Klang**, Klopfrage 12.2.1.7-19
- Klebeflächen**
notwendige Eigenschaften 12.2.1.5-14
Struktur 12.2.1.5-11
Vorbehandlung 12.2.1.5-11
- Kleben**
Dichtung 12.2.1.5-2
Einlaufbelag 12.2.1.5-12
Elastomerauflagen 12.2.1.5-3
Metallfilz 12.2.1.5-12
Sandwichstrukturen 12.2.1.5-3
Verdrehsicherung 12.2.1.5-2
- Kleber/-system**
Kanten Reparatur 12.2.1.5-3
Klebeflächenstruktur 12.2.1.5-11
Lagerung 12.2.1.5-11
Oberflächenhaut 12.2.1.5-11
Topfzeit 12.2.1.5-11
- Klebestelle** einer Schweißverbindung 12.2.1.3.3-5, 12.2.1.3.4-8
beim Reibschweißen 12.2.1.3.4-2
IN in Diffusionsverbindung 12.2.1.3.5-4
Schwungradreibschweißen 12.2.1.3.4-6
- Klebeverbindung** 12.2.1.5-1
Alterungsprozess 12.2.1.5-16
Anwendungen 12.2.1.5-2
Anstreichvorgang nach Versagen 12.2.1.5-17
Betriebseigenschaften 12.2.1.5-14
Betriebseinflüsse 12.2.1.5-1
Containmentverhalten 12.2.1.5-14
Einfluss von Waschmittel 12.2.1.5-14
geeignete Oberflächenrauigkeit 12.2.1.5-14
Gestaltung 12.2.1.5-10
Haftfestigkeit 12.2.1.5-10, 12.2.1.5-11
konstruktive Gestaltung 12.2.1.5-14
Korrosion 12.2.1.5-16
notwendige Eigenschaften der Klebeflächen 12.2.1.5-14
Primer 12.2.1.5-16
Qualitätssicherung 12.2.1.5-10
Schädigung in Prozessbädern 12.2.1.7-23
Schälung /Schälbeanspruchung 12.2.1.5-2 12.2.1.5-14
- Thermografie 12.2.1.5-10
Wirkung von Kühlschmierstoffen auf Haftfestigkeit
- Klebstoff**
als Verdrehsicherung 12.2.1.5-4
Einfluss
Kraftstoff 12.2.1.5-1
Öl 12.2.1.5-1
Wasch- und Reinigungsmittel 12.2.1.5-1
Einsatz in Triebwerken 12.2.1.5-4
für Metallfolien 12.2.1.5-4
Keramische 12.2.1.5-1
Schwingungsdämpfung 12.2.1.5-4
Verarbeitung 12.2.1.5-1
Wabenstrukturen 12.2.1.5-4
- Klebstoffsysteme** 12.2.1.5-7
Absimmung auf Betriebsbedingungen 12.2.1.5-1
Acrylklebstoffe 12.2.1.5-9
Anaerobische Klebstoffe 12.2.1.5-8
Anorganische Klebstoffe 12.2.1.5-9
Cyanoacrylat Klebstoffe 12.2.1.5-7
Dispersionsklebstoffe 12.2.1.5-7
Eigenschaften 12.2.1.5-7
Epoxid Klebstoffe 12.2.1.5-7
Harnstoffkleber 12.2.1.5-8
Keramische Hochtemperaturkleber 12.2.1.5-9
Phenolkleber 12.2.1.5-8
Polyurethanklebstoffe 12.2.1.5-8
Primer 12.2.1.5-9
Probleme 12.2.1.5-7
Sekundenkleber 12.2.1.5-7
Silikonklebstoffe 12.2.1.5-8
- Klemmen von Gleitführungen** 10-11
- Klopfrage**, Klang, Hinweis auf IK 12.2.1.7-19
- Knallgasgemisch**, in Werkzeugmaschine 12.2.1.1.2-26
- Kochsalz**
Rissbildung in Titan 12.2.1.7-17
SpRK bei Titanlegierungen 13-6
- Kohlenstoff**, Diffusion bei HIP 11.3-15
- Kommarisse** 12.2.1.1-7, 12.2.1.1.2-22, 12.2.1.1.2-23
- Konservieren/Konservierung**
gestrahlter Werkstücke 12.2.1.6-33
bei Lagerung 13-14
- Konstrukteur**
Aufgaben 10-1
Bauteilsicherheit 10-1
Qualitätssicherung 10-1
Verantwortung 10-1
- Konstruktion** 12.2-1
Einfluss auf Fertigung 10-3
Einfluss auf Warmrissbildung 11.1-20
Einfluss auf Werkstofffehler 11.1-17
fertigungsgerechte Gestaltung 11.3-2
Klebeverbindung 12.2.1.5-14

- lötgerecht 12.2.1.4-49
 Ursache für Gussfehler 11.2.1-5
 von Lötungen 12.2.1.4-15
 von Schweißteilen 12.2.1.3.1.1-1
- Kontaktierung**
 elektrische 12.2.1.7-21
 Galvanische Beschichtung 12.2.1.8-49
- Kontrolle**, optische/visuelle 10-9
- Kopfstück** 11.2.3-3
 vom Gussblock 11.1-28
- Korn** (Gefüge)
 Ausbrüche, Interkristalline Korrosion 14.1-18
 Belag/Belegung
Einfluss auf Lötung 12.2.1.4-31
Einfluss auf Schleifen 11.2.1-3
Einfluss auf Schweißen 11.2.1-3
Korrosionsempfindlichkeit 11.2.1-3
Stahlguss 11.2.1-9
 Bildung 11.2.1-14
 Einfluss bei Einkristallen 11.2.1-27
 Form 11.1-25
 Grenzen
Orientierung 11.1-8
Angriff 11.2.1-3
in Gussteilen 11.1-25
 Größe 11.1-25, 11.2.2-5
Einfluss auf die Fertigung 11.2.1-3
Einfluss einer Pulvermischung 11.2.3-7
Kriechen 11.1-6
Pulvermetallurgie 11.1-16
Verteilung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-9
 Orientierung 11.1-8, 11.2.2-5
Einfluss auf Schwingfestigkeit 11.2.1-31
Guss 11.2.1-22
Rissfortschritt 11.3-13
Warmrißbildung 11.1-22
 Struktur 11.1-6
 Verteilung 11.1-6
 Wachstum
beim Löten 12.2.1.4-10
Lötung 12.2.1.4-20
- Korngrenzen**
 Orientierung 11.1-25, 11.2.1-3
 Verformung durch Zerspanung 12.2.1.1-11
 Verlauf bei Guss 11.2.1-22
- Kornselektion** bei Einkristallguss 11.2.1-27
- Kornstrukturfehler**
 Ätzen 11.2.1-27
 im Einkristall 11.2.1-27
- Kornzerfall.** *Siehe* Interkristalline Korrosion, Lötung 12.2.1.4-35
- Korrosion/-angriff**
 Abhilfe durch Handschuhe 13-1
 bei Zwischenlagerung 12.2.1.7-11
 Cr-Stahl 12.2.1.7-23
- durch Klebstoff 12.2.1.5-16
 durch Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
 durch Luftfeuchtigkeit bei Lagerung 13-6
 Einfluss auf die Schwingfestigkeit 14.1-13
 Einfluss von Luftdruckschwankungen 13-15
 Empfindlichkeit durch Korngrenzenbelegung 11.2.1-3
 Gefahr durch Emulsion 12.2.1.1.2-29
 Hubschraubetriebwerke 14.4-5
 Interkristalline 14-16
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
 Lot
Einfluss der Fließrichtung 12.2.1.4-35
 Lote und gelötete Teile 12.2.1.4-35
 Schleifen 12.2.1.1.1-6
 Schwingfestigkeitsabfall 14.1-18
 unter Fußplattform an T-Schaufel 14-18
 Verstärkung durch Schutzbeschichtung 14-18
- Korrosionsschutz**
 Lackierung 12.2.1.8-60
 metallischer Schichten 12.2.1.8-42
- Kosten**
 einer Reparatur, Laufzeitabhängig 14-7
 fertigungsbedingter Fehler 12.2-5
 Optimierung 10-2
 Werkstoffe 14.1-22
 Werkstoffentwicklung 10-4
- Kostensenkung** 10-2
 Programme 10-4
- Kraftgesteuert** 11.2.1-26
 Belastung 11.2.1-31
- Kraftstoff**
 Einfluss auf Klebstoff 12.2.1.5-1
 Leitung
Lötung 12.2.1.4-33
Schweißung 12.2.1.3.1-6
- Kraftstoffpumpe**, Gussgehäuse 11.2.1-8
- Kriechbeschichtung** 14.1-13
 Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-23
- Kriechen**
 HIP-regenerierter Teile 11.2.3-14
 Korngröße 11.1-6
- Kriechporen** 11.1-19, 11.2.3-10, 11.2.3-11
 Bildung, Beurteilung, Streuung 11.2.3-14
 Kriterium für Regenerationsfähigkeit 11.2.3-13
- Kriechschädigung**
 geschmiedete T-Schaufeln 11.2.3-13
 Regeneration durch HIP 11.2.3-10
 Risse 11.2.1-5
 Turbinenschaufel 14-10
- Kristallorientierung**, Abweichungen bei EK 11.2.1-26
- Kritische Risslänge** 11.2.2.1-1
 Einfluss der Faserrichtung 11.1-8

KSS/-System 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-29. *Siehe auch*

Kühlschmierstoffe

Brandgefahr 12.2.1.1.2-2

Infektionsrisiko 12.2.1.1.2-31

Keimbildung 12.2.1.1.2-30

Nachweis von Keimen 12.2.1.1.2-31

Nebel einatmen 12.2.1.1.2-31

Neufüllung 12.2.1.1.2-31

Reinigung 12.2.1.1.2-31

Schmierwirkung 12.2.1.1.2-29

Überwachung 12.2.1.1.2-30

Kügelchenproblem 12.2.1.8-31

Kugelstrahlen 12.2.1.6-1, 12.2.1.6-9, 12.2.1.6-27, 12.2.1.6-32

Abdeckung 12.2.1.6-13

Abdeckung mit Bleiband 12.2.1.6-33

Abdeckung mit Bleiband beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-33

Abhilfe gegen Spannungsrisskorrosion 12.2.1.6-17

Al-Keramiclack 12.2.1.6-11

Almenintensität 12.2.1.6-7

als Qualitätsprüfung 12.2.1.6-23

Auswertung von Strahlversuchen 12.2.1.6-34

Bedeckungsgrad 12.2.1.6-7

Beeinflussung des Fertigungsprozesses 12.2.1.6-6

Behandlung nachher 12.2.1.6-13

Betriebstemperaturen 12.2.1.6-21

Bruch einer Verdichtertorschaufel 12.2.1.6-30

Büchsendeckeleffekt 12.2.1.6-24

Cr-Schicht 12.2.1.8-43

Effekt des Spannungsgradienten 12.2.1.6-11

Eigenspannungen 12.2.1.6-9

Eigenspannungsmessungen 12.2.1.6-34

einer Schicht 12.2.1.8-9

einfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.6-15

Einfluss auf Schwingverschleiß 12.2.1.6-19

Einfluss des Grundwerkstoffs 12.2.1.6-21

Einfluss des Spannungsgradienten 12.2.1.6-30

entschärfen von Kratzern 12.2.1.6-7

Entstehung explosiver Stäube 12.2.1.6-33

Fehler 12.2.1.6-24

Formkerben 12.2.1.6-15

Glasperlen 12.2.1.6-12

Glättung gestrahlter Flächen 12.2.1.6-33

Grat 12.2.1.6-6

Haftfestigkeitsprüfung 12.2.1.6-6

Haftfestigkeitsprüfung von Silberschichten 12.2.1.6-23

Interkristalline Korrosion 12.2.1.6-6

Kathodische Schutzwirkung 12.2.1.6-7

Keilverzahnungen 12.2.1.6-15

Konservieren gestrahlter Werkstücke 12.2.1.6-33

konstruktive Gestaltung 12.2.1.6-32

Kontrolle des Verfahrens 12.2.1.6-32

Korngrößenverteilung 12.2.1.6-9

Korrosion 12.2.1.6-6

Lacksysteme 12.2.1.6-7

Materialabtrag 12.2.1.6-27

mit Stahlkies 12.2.1.6-27

mögliche Betriebstemperatur 12.2.1.6-13

Nacharbeit 12.2.1.6-13

Oberflächenzustand 12.2.1.6-33

Optimierung 12.2.1.6-21

Prozessdaten 12.2.1.6-11

PSEF 12.2.1.6-9, 12.2.1.6-11

Qualitätsprüfung 12.2.1.6-23

Qualitätssicherung 12.2.1.6-11

Querschnitteinfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.6-19

Rekristallisation 12.2.1.6-17

Relaxation 12.2.1.6-21

Risse schließen 12.2.1.6-6

Rollover 12.2.1.6-24, 12.2.1.6-39

Sättigung 12.2.1.6-7

Sättigungsgrenze 12.2.1.6-9

Schäden 12.2.1.6-24

Schadensverhütung 12.2.1.6-24

Scharfkantiges Strahlmittel 12.2.1.6-24

Schaufelfuß 14-10

Scheibenbruch durch Strahlfehler 12.2.1.6-30

Schließen von Rissen 12.2.1.6-26

Schrägstrahlen 12.2.1.6-24

Schwingfestigkeit 12.2.1.6-1

Sollbruchstelle 12.2.1.6-15

Spannungsrisskorrosion 12.2.1.6-6, 12.2.1.6-7

Stottern 12.2.1.6-12

Strahlanlagen 12.2.1.6-9

Strahlbewegung 12.2.1.6-14

Strahlbild 12.2.1.6-15, 12.2.1.6-24

Strahlbild Kontrolle 12.2.1.6-15

Strahldüse 12.2.1.6-12

Strahlgut

Abrieb auf Werkstück 12.2.1.6-25

Bruch 12.2.1.6-32

Strahlintensität 12.2.1.6-28, 12.2.1.6-34

Strahlmittelverunreinigung 12.2.1.6-12

Strahlvorrichtung 12.2.1.6-34

Strahlvorrichtung für Bohrungen 12.2.1.6-28

Strahlwinkel 12.2.1.6-28

Abhängigkeit der Strahlintensität 12.2.1.6-28

Strahlwinkel zu flach 12.2.1.6-30

Topografie 12.2.1.6-21

Transportmedium 12.2.1.6-25

Überstrahlt 12.2.1.6-24

Überstrahlung 12.2.1.6-9

Überwachung des Strahlguts 12.2.1.6-12

ungeeigneter Werkstoff 12.2.1.6-24

ungünstige Oberflächenstruktur vorher 12.2.1.6-24

Verfahrensüberwachung 12.2.1.6-7

Verstopfung von Kühlluftbohrung durch Strahlgut

Kugelstrahlen

12.2.1.6-26
 Verunreinigtes Strahlgut 12.2.1.6-24
 Verzugs 12.2.1.6-6
 von Kanten 12.2.1.6-30, 12.2.1.6-33
 vor Brünieren 12.2.1.8-11
 vor dem Schweißen 12.2.1.6-17
 Vorbehandlung 12.2.1.6-12
 vorherige Oberflächenrauigkeit 12.2.1.6-12
 Zeichnungsangaben 12.2.1.6-33
 Zeitabstand 12.2.1.6-19
 Zeitabstände 12.2.1.6-21

Kühlkonfiguration/KühlluftführungKühlluftkanal
 Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
 Ätzmittelrückstände 12.2.1.7-15
 Durchflussmessungen 12.2.1.8-21
 im Bauteil 11.2.1-2
 mit Noppen 11.1-19
 Verstopfung durch Strahlmittel 12.2.1.6-13,
 12.2.1.6-39

Kühlmittel, Zutritt 12.2.1.1.1-10

Kühlschmierstoff (KSS) 12.2.1.1-3, 12.2.1.1.2-1,
 12.2.1.1.2-21
 Alterung 12.2.1.1.2-27
 Ausdampfen 12.2.1.1.2-24
 Auslösen von Korrosion 12.2.1.1.2-24
 Auslösen von Spannungsrisskorrosion 12.2.1.1.2-26
 Auslösen von Sulfidation 12.2.1.1.2-24
 Auswirkung auf Messing 12.2.1.1.2-24
 Beeinflussung der Benetzbarkeit 12.2.1.1.2-24
 Bildung von Reaktionsschichten 12.2.1.1.2-24
 Chlorhaltig 12.2.1.1.2-26
 Einfluss auf die Festigkeit 12.2.1.1.2-22
 Einfluss auf die Maßhaltigkeit 12.2.1.1.2-23
 Einfluss auf die Oberflächentopografie 12.2.1.1.2-23
 Einfluss auf Schweißung 12.2.1.3.1-29
 Einfluss auf Werkzeuglebensdauer 12.2.1.1.2-25
 Einfluss auf eine Lackierung 12.2.1.1.2-24
 Elementbildung 12.2.1.1.2-24
 EP-Konzentration überprüfen 12.2.1.1.2-22
Hochdruckzusätze (EP) 12.2.1.1.2-21
 Flammpunkt 12.2.1.1.2-27
 Konzentrationssteigerung 12.2.1.1.2-24
 Kühlwirkung 12.2.1.1.2-22
 mit Chlorverbindungen 12.2.1.1.2-21
 mit Entschäumer 12.2.1.1.2-22
 mit Phosphorverbindungen 12.2.1.1.2-21
 mit Silikonöl 12.2.1.1.2-22
 Quellen von gerfülltem Silikongummi 14.3-5
 Schädigung einer Titanlegierung durch Cl
 12.2.1.1.2-24
 Schaumbildung 12.2.1.1.2-22
 Schmierwirkung 12.2.1.1.2-21
 Schwefelaufnahme bei Silber 12.2.1.1.2-24

Schwefelzusätze 12.2.1.1.2-21
 ungeeignet für Titanlegierungen 12.2.1.1.2-26
 Wirkung auf Haftfestigkeit einer Klebeverbindung
 12.2.1.5-11
 Zugelassene 12.2.1.1.2-27

Kühlung
 Reduzierung beim Schleifen 12.2.1.8-11
 Wirkung von Kühlschmierstoffen 12.2.1.1.2-22

Kunstharz
 Schichten 12.2.1.8-3
Beschichtungen 12.2.1.8-58

Kupfer-Beryllium-Legierung, Hartlötten 12.2.1.4-48

Kurze Risse, bruchmechanisch 11.3-23

L

Labyrinth
 Anstreifmerkmale 14.4-6
 Einfluss der Belagslötung 12.2.1.4-26
 Panzerungen 12.2.1.8-4
 Proben für LCF-Versuche 14.4-11
 Reparatur, Laborproben 14.4-11
 Spitzen
Reparieren 14-10
Schweißpanzerung 12.2.1.3.1-19
Schweißreparatur 14.4-11
Versprödung 12.2.1.7-18
 Verschleiß 14.4-10
 Warmriss 10-10
 Warmrissbildung 14.4-10

Lack/-system 12.2.1.7-1, 12.2.1.8-3
 Abziehen 12.2.1.7-1
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-7

Lack of bond (Bindefehler) 12.2.1.3.5-8

Lackieren/Lackierung 12.2.1.8-58
 Abdecken 12.2.1.8-58
 als Korrosionsschutz 12.2.1.8-60
 Anwendungen im Triebwerk 12.2.1.8-60
 Einfluss von Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
 Elektrostatischen Verfahren 12.2.1.8-58

Ladder cracking (Gefügeschaden) 12.2.1.1.2-10

Lagekopplung, Zerspanungswerkzeug 12.2.1.1.2-10

Lagenlunker 11.1-19
 Guss 11.2.1-22

Lagenporosität 11.1-25

Lagerhaltung nur zugelassen Hilfsstoffe 13-10

Lagerlaufflächen, Ermüdung durch Strahlgut
 12.2.1.6-37

Lagerschaden, Trend 14-24

Lagersitze Verchromen 12.2.1.8-43

Lagerung/-bedingungen
 Aushärtbarer Medien 13-9
 Beschichtungsmassen 12.2.1.8-61
 Kleber 12.2.1.5-11

- Konservierung 13-14
 mit Entfeuchter 13-14
 Risiken durch Schwitzwasser 13-4
 verzögerte Rissbildung 13-6
 von Fertigteilen 13-13
 von Hilfsstoffen 13-9
 von Metallpulvern 13-9
- Lange Risse**, bruchmechanisch 11.3-23
- Längsanzeigen** in Lötungen 12.2.1.4-19
- Lanthan** und Cer, Seigerung in Ni-Legierung
 11.2.2.1-19
- Laschenstöße** 12.2.1.3.1.1-2
- Laser beam welding**. *Siehe* Laserschweißen
- Laser-Pulverschweißen** 10-10
- Laserschweißen** 12.2.1.3-1
- Laugen**
 Angriff anorganischer Klebstoffe 12.2.1.7-12
- LBW**. *Siehe* Laserschweißen
- LCF**
 Bruch einr Fanscheibe
Nacharbeit 12.2.1.1.2-19
 Einfluss der Haltzeit 11.2.2.1-15
 Einfluss verschiedener Fehlstellen 11.3-6
 Einfluss von Schweißporosität 12.2.1.3.1-12
 Festigkeit
Einfluss der Zerspanung 12.2.1.1-10
Ni-Schicht 12.2.1.8-53
Turbinenscheibe 11.1-10
 Lebensdauerbegrenzung 14-13
 Riefeneinfluss
beschränkte aussage einer Rauigkeitsmessung
 12.2.1.1.2-20
 Risse in gerichtet erstarrtem Werkstoff 11.2.1-26
 Schwachstelle und Lebensdauer 11.3-6
 Verhalten von Elektronenstrahlschweißung
 12.2.1.3.3-14
 Versuche an Labyrinthproben 14.4-11
- Lebensdauer** 14-6
 Abschätzung bei Reparatur 14.4-2
 Begrenzung, LCF 14-13
 der Bauteile 14-22
 Streuung bei Reparaturschweißung 14.4-12
 Triebwerk 14.1-22
- Leichtbau**
 Trend 10-1
 Werkstoffe 11.2.1-1
- Leichtmetall**
 Gehäuse, Infiltration 12.2.1.8-60
 Guss
Gasporen 11.2.1-7
Korrosion im Prozessbad 12.2.1.7-11
Oxidhaut 11.2.1-8
Oxidhäute 11.2.1-7
 Infiltration von Guss 11.2.1-7
 Kerbempfindlichkeit 11.2.1-14
 Legierungen, Schädigungen in Prozessbad
 12.2.1.7-23
- Mittelspannungsempfindlichkeit 11.2.1-14
 Sandguss 11.2.1-2, 11.2.1-6
Undichtigkeit 11.2.1-7
- Leitapparat**, Schaden in Hochdruckturbine 14-24
- Lichtbogenspritzen** 12.2.1.8-24
- Lieferant**
 Einfluss auf das Schweißverhalten 12.2.1.3.1-21
 Zulassung 11.1-5
- Lieferbarkeit**, Absicherung durch Reparatur 11.3-8
- Lieferzeiten**, Halbzeug, Rohteile 11.1-5
- Lineares Reibschweißen**
 Probleme 12.2.1.3.4-11
- Lineares Reibschweißen** 12.2.1.3.4-11. *Siehe auch*
 Reibschweißen
 Abriebwuzzel 12.2.1.3.4-11
 als Reparatur 12.2.1.3.4-11
 Betriebsbeanspruchung der Naht 12.2.1.3.4-11
 erforderliche Aufmaße 12.2.1.3.4-11
 Maßprobleme 12.2.1.3.4-11
 Sauerstoffaufnahme 12.2.1.3.4-11
 Zugänglichkeit der Schweißzone 12.2.1.3.4-11
- LME** 12.2.1.4-20, 14-20. *Siehe auch* Lötrissigkeit
 durch Kadmium 12.2.1.8-49
 Rissbildung 12.2.1.1.1-12
- Lochfraß** 11.2.1-3, 14.1-13
 um Lötung 12.2.1.4-35, 12.2.1.7-11
- Löschanlage/-system**
 für Zerspanung 12.2.1.1.2-2
 in Werkzeugmaschinen 12.2.1.1.2-28
- Löschmittel**, Maschinenbrand 12.2.1.1.2-26
- Lösungsglügen**, Abkühlungsraten 11.2.1-34
- Lot**
 als Verunreinigung 12.2.1.4-31
 Aufschäumen 12.2.1.4-20
 Auslösung von Rissen 12.2.1.4-31
 Auswahl 12.2.1.4-15
 durch stromlos Vernickeln 12.2.1.8-40
 Festigkeit 12.2.1.4-31
 Fließrichtung
einfluss auf Korrosion 12.2.1.4-35
 Goldlot 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-33
 Nacharbeit bei Lotspritzern 12.2.1.4-29
 Reaktionen bei Al-Diffusionsbeschichtung
 12.2.1.8-23
 Sprengwirkung 12.2.1.4-31
 Versprödung 12.2.1.4-31
- Lotablagerungen** 12.2.1.4-20
- Lötbrüchigkeit**. *Siehe* Lötrissigkeit
- Lotdepot**, Gestaltung 12.2.1.4-44
- Lotdiffusion** 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-19
 Wabendichtungen 12.2.1.4-20
- Löten/Lötung** 12.2.1.4-1
 Abdiffundieren von Zusätzen 12.2.1.4-2
 Abdeckungung gegen Lot 12.2.1.4-15
 Abhilfen gegen Fehler 12.2.1.4-49

- 

Löten

 - Ablösung 12.2.1.4-35
 - Abstimmung der Wärmedehnungen 12.2.1.4-4
 - Anschmelzungen 12.2.1.4-11, 12.2.1.4-20
 - Anstreifbelag/-schicht 12.2.1.4-4, 12.2.1.4-13, 12.2.1.4-46
 - Arbeitstemperatur 12.2.1.4-10
 - Atmosphäre 12.2.1.4-12
 - Ätzangriff durch Flussmittel 12.2.1.4-19
 - Aufschäumen von Lot 12.2.1.4-20
 - Ausblühungen 12.2.1.4-34
 - Auslösen von Lötrissigkeit 12.2.1.4-16
 - Ausschwitzungen 12.2.1.4-20
 - Auswaschungen 12.2.1.4-8
 - Auswirkung von Flussmittelresten 12.2.1.4-35
 - Benetzung
 - Fähigkeit* 12.2.1.4-8
 - Temperatur* 12.2.1.4-13
 - Betriebsverhalten 12.2.1.4-16
 - Bindefehler 12.2.1.4-7, 12.2.1.4-16
 - Binder in Loten 12.2.1.4-15
 - Diffusion 12.2.1.4-23
 - Diffusionszonen 12.2.1.4-24
 - Einfluss der Belagstung 12.2.1.4-26
 - Einfluss der Beschichtungsatmosphäre 12.2.1.4-34
 - Einfluss der Fließrichtung
 - Korrosion* 12.2.1.4-35
 - Einfluss der Konstruktion auf die Festigkeit 12.2.1.4-39
 - Einfluss der Spaltweite 12.2.1.4-13
 - Einfluss des Richtens 12.2.1.4-33
 - Einfluss einer Kaltbiegung 12.2.1.4-33
 - eingeschlossenes Flussmittel 12.2.1.4-16
 - eingeschlossene Luft 12.2.1.4-48
 - Elementbildung 12.2.1.4-4
 - Entfernung von Oxiden 12.2.1.4-20
 - Erprobung 12.2.1.4-50
 - Erwärmungsgeschwindigkeit 12.2.1.4-25
 - Fail Safe (Verhalten) 12.2.1.4-19, 12.2.1.4-39, 12.2.1.4-43, 12.2.1.4-49
 - Faltenbalg 12.2.1.4-48
 - Fehler 12.2.1.4-19
 - Festigkeit 12.2.1.4-16, 12.2.1.4-23
 - Flussmittel 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-35, 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-8, 12.2.1.4-19
 - Spannungsrisskorrosion* 12.2.1.4-37
 - Einschlüsse* 12.2.1.4-7
 - Nester* 12.2.1.4-8
 - Rückstände* 12.2.1.4-20
 - für Reparaturen 12.2.1.4-50
 - Gestaltung 12.2.1.4-39, 12.2.1.4-41
 - des Lotdepots* 12.2.1.4-44
 - Hartlöten 12.2.1.4-1
 - Hartstoff
 - Partikel* 12.2.1.4-4
 - Phasen* 12.2.1.4-22



Löten

 - Heißeile 14.1-9
 - HIP -Behandlung 12.2.1.4-50
 - Hochtemperaturlöten/-lote 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-16 im Vakuum 12.2.1.4-20
 - Inspektionsmöglichkeit 12.2.1.4-19
 - Interkristalline
 - Korrosion durch Flussmittel* 12.2.1.4-20
 - Versprödung durch Flussmittel* 12.2.1.4-31
 - kapillare Wirkung 12.2.1.4-13
 - Kapillarwirkung 12.2.1.4-1, 12.2.1.4-10
 - Fülldruck* 12.2.1.4-13
 - Kräfte* 12.2.1.4-7
 - Konstruktion 12.2.1.4-15
 - geeignete* 12.2.1.4-49
 - Kornwachstum 12.2.1.4-20
 - Kornzerfall (siehe auch interkristalline Korrosion) 12.2.1.4-35
 - Korrosion 12.2.1.4-35
 - kosmetische Lötung 12.2.1.4-50
 - Kraftstoffleitung 12.2.1.4-33
 - Kupfer-Beryllium-Legierung 12.2.1.4-48
 - Längsanzeigen 12.2.1.4-19
 - Lochfraß 12.2.1.4-35, 12.2.1.7-11
 - Lotauswahl 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-49
 - Lotdiffusion 12.2.1.4-19
 - Loterrosion 12.2.1.4-8, 12.2.1.4-19, 12.2.1.4-24
 - Lötspalt 12.2.1.4-25
 - Löttemperatur 12.2.1.4-10
 - Lotdiffusion
 - Loterrosion 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-24
 - Luftleitung 12.2.1.4-4
 - Metallfilz 12.2.1.4-26
 - Mindestbindefläche 12.2.1.4-11
 - mit Formschluss 12.2.1.4-43
 - mit Ganzmetallfolien 12.2.1.4-15
 - Oberflächenrauigkeit der Lötfläche 12.2.1.4-8
 - Ofenlötungen 12.2.1.4-8
 - Öldüse 12.2.1.4-4
 - Palladiumlot 12.2.1.4-15
 - Qualität 12.2.1.4-6
 - Rekristallisation 12.2.1.4-20, 12.2.1.4-29
 - Reparatur 14-2-6
 - von Heißeilen* 12.2.1.4-50
 - Oxidationseinfluss* 14-16
 - Schälbeanspruchung/-belastung 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-16, 12.2.1.4-39
 - Schmelzbereich 12.2.1.4-10
 - Schutzgas /-atmosphäre 12.2.1.4-13, 12.2.1.4-15
 - Schwachstellen 12.2.1.4-19
 - Schwingbruch 12.2.1.4-35
 - Silberlot 12.2.1.4-33
 - Spalt
 - Breite* 12.2.1.4-3
 - Füllung* 12.2.1.4-8
 - Länge* 12.2.1.4-6

Weite 12.2.1.4-17
 Spitzenpanzerung 12.2.1.4-4, 12.2.1.4-5
 Spröde Phasen 12.2.1.4-19
 spröder Korngrenzenbelag 12.2.1.4-31
 Steifigkeitssprünge 12.2.1.4-39
 Spalllöten 12.2.1.4-13
 Spannungsrisskorrosion durch Flussmittel
 12.2.1.4-20
 Strahlen mit SiC 12.2.1.4-12
 Temperatur 12.2.1.4-10
 Führung bei Metallfilz 12.2.1.4-26
 Titan 12.2.1.4-10
 Topographie der Lötfläche 12.2.1.4-8
 Turbine
 Dichtsegment 12.2.1.4-6
 Schaden 12.2.1.4-43
 Schaufelsegment 12.2.1.4-5, 12.2.1.4-22
 Überzeiten 12.2.1.4-10
 Ultraschallprüfung 12.2.1.4-45
 Verdichterleitapparat/-schaufel 12.2.1.4-4
 Versprödung 12.2.1.4-6
 Verunreinigung eines Radialturbinenrads 12.2.1.4-29
 Viskosität des Lots 12.2.1.4-11
 von Waspaloy 12.2.1.4-33
 Vorbehandlung der Lötfläche 12.2.1.4-50
 vorher Vernickeln 12.2.1.4-49
 Vorrichtungen 12.2.1.4-49
 Visuellen Inspektion 12.2.1.4-44
 Wabdichtung 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-24
 Wärmedehnungseigenschaften 12.2.1.4-6
 Weichlöten 12.2.1.4-1
 Werkstoff, selektive Auflösung 12.2.1.7-11
 Zeitstandfestigkeit 12.2.1.4-23
 Zerstörungsfreie Prüfung 12.2.1.4-45
 zulässige Betriebstemperatur 12.2.1.4-23
 zulässige Übertemperatur 12.2.1.4-23
Loterosion 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-8, 12.2.1.4-11, 12.2.1.4-19
Lotreste, Schäden durch 12.2.1.4-29
Lötrissigkeit 12.2.1.4-20, 12.2.1.4-31
 Abhilfe durch Pufferwerkstoff 12.2.1.4-31
 durch Lötung 12.2.1.4-16
 Kadmium 14.1-9
Lötspalt 12.2.1.4-25
 Fixierung durch Heftscheißung 12.2.1.3.1-9
 Länge 12.2.1.4-6
 Weite 12.2.1.4-17
Lotspritzer, Nacharbeit 12.2.1.4-29
Luftdruckschwankungen, Korrosion 13-15
Luftfeuchtigkeit, Korrosion bei Lagerung 13-6
Luftleitung Löten 12.2.1.4-4
Luftporen in Druckguss 11.2.1-14
Lufttuchtigkeitsanweisung 14.3-7
Luftzutritt um den Gießstrahl 11.2.1-8

Lunker 11.1-2, 11.1-18
 Bildung 11.1-25
 Einfluss auf Schwingfestigkeit 11.3-10
 fehlende Restschmelze 11.1-18
 Feld 11.1-18
 Guss 11.2.1-22, 11.2.1-29
 im Schmiedeteil 11.1-19
 in Druckgussteil 11.2.1-14
 Lagenlunker 11.1-19
 öffnen 11.1-18
 Schrumpflunker 11.1-18
M
Machbarkeit, Gussteil 11.2.1-5
MAG (Aktiv Gas Schweißen) 12.2.1.3.1-1
Magnesium
 Sandguss 11.2.1-2
 Staub, Brand, Explosion 12.2.1.1.2-26
Magnetische Rissprüfung
 Versagen 11.2.2.1-27
 Zahnradwelle 12.2.1.8-10
Major Repair. *Siehe* Reparatur
Makroätzung
 auf Spänekontakt **12.2.1.1.2-2**
 Blue Etch Anodizing 11.2.2.1-10
Makrogefüge 11.1-26
Makrolunker 11.2.1-14
Makroseigerungen 11.2.1-27
Maschinenbrand
 Gefährdungspotential 12.2.1.1.2-28
 Löschmittel 12.2.1.1.2-26
 Spänenester 12.2.1.1.2-26
 Zündquellen 12.2.1.1.2-27
Maschinenparameter 14-24
Maschinenpark 14-12
Maßabweichung/-änderung
 durch Gefügeänderung 12.2.1.9-8
 durch Härtung von Stählen 12.2.1.9-8
 durch Volumenänderung 10-11
 durch Wachsen bei Wälzlager 12.2.1.9-10
 Einfluss auf das Diffusionsschweißen 12.2.1.9-12
 Gefügeänderung bei Ni-Legierung 12.2.1.9-8
 Gussbedingt 11.2.1-20
Maßgenauigkeit/Maßhaltigkeit 14.1-4
 Einfluss auf Schaufelschwingungen 14.1-24
 Einfluss des Kühlschmierstoffs 12.2.1.1.2-23
 Lineares Reibschweißen 12.2.1.3.4-11
Maßnahmen
 bei akuten Problemen 11.3-2
 gegen Werkstofffehler 11.3-1
Maßverchromung 12.2.1.8-48
Materialabtrag beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-27
Meeresatmosphäre, Korrosion bei Lagerung 13-6
Messing, Auswirkung von Kühlschmierstoff
 12.2.1.1.2-24

Metallchloride, Bildung 12.2.1.7-17

Metallfilz

Einkleben 12.2.1.5-12

Lötung 12.2.1.4-26

Metallfolien aufkleben 12.2.1.5-4

Metallografie 14.4-7

metallografischer Schliff, Zerspanungseffekte
12.2.1.1-11

Metallpulver, Lagerung 13-9

Metallschmelze, Gasaufnahme 12.2.1.3.1-26

Metallspritzens. *Siehe* Thermische Spritzschichten

Methanol, Cl-Verunreinigung 12.2.1.7-17

Microsegregation. *Siehe* Mikroseigerung

MIG (Inert Gas Schweißen) 12.2.1.3.1-1

Mikrohärte, Zerspanungseinfluss 12.2.1.1-11

Mikrolunker 11.2.1-14, 11.2.1-29, 11.3-6

Rissbildung 11.3-13

Mikroporosität 11.2.1-12

Mikrorisse, Schließen innerer durch HIP 11.2.3-10

Mikroseigerungen 11.1-30

im Einkristall 11.2.1-27

Mikroskopische Untersuchung, Anschmelzungen

12.2.1.4-32

Mikrowelligkeit 12.2.1.1.1-9

Militärischer Bereich, Reparaturoentwicklung 14.3-2

Mindestzeit für Lagerung, Überschreitung 13-1

Mini Cycles (zyklische Betriebsbelastung) 14-22

Missionen, betreiberspezifisch 14.4-5

Mittelspannungsempfindlichkeit von Leichtmetall

11.2.1-14

Modellbetrachtungen, Löschen von Werkzeugma-

schinen 12.2.1.1.2-28

Modellierung des Schmiedeprozesses 11.3-21

Modulbauweise 14-6

Molybdändisulfid, Einfluss auf Reibschweißen

12.2.1.3.4-8

Montage 14-2

Motivation

Staplerfahrer 13-12

zur Vermeidung von Verschmutzung 13-4

Murphy, Gesetz von 11.3-25

N

Nabe

Bereich 13-3

Bohrung, Reparatur 14-10

Nachweis von Keimen in KSS 12.2.1.1.2-31

Nacharbeit

an Gussrohteilen 11.3-3

an Thermischen Spritzschichten 12.2.1.8-37

Anschmelzung 12.2.1.4-32

Anschmelzungen 14.1-15

bei Transportschaden 13-17

Bruch einer Fanscheibe 12.2.1.1.2-19

Kugelstrahlen 12.2.1.6-13

Lotspritzer 12.2.1.4-29

Reparaturschweißungen

mit Elektronenstrahl 12.2.1.3.3-9

Schaufelkanten 14-8

sichere 12.2.1.1.2-6

Übergangsradius 12.2.1.1.2-21

Nachbehandlung

durch Kugelstrahlen 12.2.1.6-13

Gussteil 11.2.1-11

von Schichten 12.2.1.8-7

Nachbrennermantelrohr, Schwingbruch an

Rollnahrtschweißung 12.2.1.3.2-8

Nachschweißen 12.2.1.3.1-3

Nachweis

einer Wasserstoffversprödung 12.2.1.7-28

Grenzen von ZfP-Verfahren 11.2.2.1-2

mit Bauteiltests 10-6

Zulassungen einer Reparatur 14-12

Nadelstichkorrosion 12.2.1.7-6

Naht

Geometrie, Einfluss des Schutzgas beim Schweißen

12.2.1.3.1-27

Überhöhung 12.2.1.3.1-5, 12.2.1.3.1-9

Vorbereitung für Elektronenstrahlschweißung

12.2.1.3.3-9

Naßstrahlen 12.2.1.6-1

Nebennahtrisse 12.2.1.3.1-32

Neufüllung eines KSS-Systems 12.2.1.1.2-31

Neuteilpreis, Verhältnis zu Reparaturkosten 14-12

Ni-Legierungen

Poren beim Schweißen 12.2.1.3.1-26

Schädigung durch Glykolsäure 12.2.1.7-14

Warmrissbildung 14.4-10

Ni-Schicht/Nickelschicht

Bruch einer Turbinenscheibe 12.2.1.8-53

galvanische 10-13

LCF-Festigkeit 12.2.1.8-53

mit Fressspuren 12.2.1.8-53

Schwingfestigkeit 12.2.1.8-43, 12.2.1.8-46,

Abfall 10-13, 12.2.1.8-55

Ni/Grafit-Einlaufbeläge, Ursache für

Wasserstoffversprödung an Ti 12.2.1.7-18

NiCd-(Nickel-Kadmium) Beschichtung/Schicht

12.2.1.8-39, 12.2.1.8-53

Oberflächenverunreinigung mit 14.1-8

Nickellegierung

Bohrung mit Schädigung 12.2.1.1.2-18

Maßänderung beim Aushärten 12.2.1.9-10

Reaktion mit Schleifkörner 12.2.1.1.1-12

Reaktion mit Strahlgut 12.2.1.6-39

Volumenänderung 12.2.1.9-8

Niederaktivitätsschicht, Al-Diffusionsschicht

12.2.1.8-20

Nitrieren 12.2.1.8-2

Beschichtung 12.2.1.8-15

Vielkeilkupplung 14.1-18
 Schicht
Schwingverschleißfestigkeit 12.2.1.8-19
Schwingfestigkeit 12.2.1.8-18
No start. *Siehe* Fehlstart
Nodules. *Siehe* Warzen: in Cr-Schicht
Noppen 11.1-25
 im Kühlluftkanal 11.1-19

O

Oberfläche
 Beschädigung 13-3
 Glanz, Einfluss von Bädern 12.2.1.7-24
 Muster durch Bearbeitung 11.2.1-3
 Porosität 12.2.1.3.1-23
 Rauigkeit
Klebeverbindung 12.2.1.5-14
Lötfläche 12.2.1.4-8
vor dem Kugelstrahlen 12.2.1.6-12
Zerspanung 12.2.1.1.2-1
 Topografie
Einfluss des Kühlschmierstoffs 12.2.1.1.2-23
Schleiffläche 12.2.1.1.1-8
 Versprödung, Schleifen 12.2.1.1.1-6
 Verunreinigung, Nickel-Kadmium 14.1-8
 Vorbereitung, Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
 Zustand für Kugelstrahlen 12.2.1.6-33
Oberflächenhaut, Kleber 12.2.1.5-11
OEM, Kenntnisse für Reparatur 14.2-7
Ofenlötung 12.2.1.4-8
Öffnen von Lunkern 11.1-18
Öl, Einfluss auf Klebstoff 12.2.1.5-1
Öl-Wasser-Emulsionen 12.2.1.1.2-29
Öldüse, Lötung 12.2.1.4-4
On-Condition Maintenance 14-3, 14-6
Optimierung
 einer Reparatur 14.2-1
 eines Reparaturverfahrens 14.4-13
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-21
Optische/visuelle Kontrolle 10-9
Orangenschaleneffekt 11.1-13
Orbitales Reibschweißen 12.2.1.3.4-2
Organische Beschichtungen 12.2.1.8-58
Orientierung
 der Rauigkeit durch Strahlen 12.2.1.6-39
 Korn 11.1-8
Overlap. *Siehe* Schweißen: Nahtüberlappung
Oxidation
 des Haftgrunds 12.2.1.8-27
 Einfluss auf Lötrepaturen 14-16
Oxidationsschutz, Al-Diffusionsschicht 12.2.1.8-19
Oxidauflbereitung 12.2.1.7-18
Oxidhaut/-schicht 11.2.1-16
 Abtrag 12.2.1.7-1
 Diffusionsverbindung 12.2.1.3.5-4

im Druckguss 11.2.1-16
 im guss 11.2.1-23
 in Gussteilen 11.2.1-29
 in Leichtmetallguss 11.2.1-7, 11.2.1-8
Oxidstrahlen 12.2.1.6-1
 Abrasives Strahlen 12.2.1.6-36
 Beeinflussen von Diffusionsschweißen 12.2.1.6-37
 Beladungseffekt 12.2.1.6-37
 Hintergrundfluoreszenz 12.2.1.6-39
 Orientierung der Rauigkeit 12.2.1.6-39
 Rollover 12.2.1.6-39
 Verbesserung der Benetzung 12.2.1.6-37
 Verunreinigung von Lageraufflächen 12.2.1.6-37

P

Pack-Alitierverfahren (Pack Cementation) 12.2.1.8-18, 12.2.1.8-19
Palladiumlot 12.2.1.4-15
Panzerungen
 Labyrinth, Schaufelspitzen 12.2.1.8-4
 Schädigung im Prozessbad 12.2.1.7-11
 Schweißen 12.2.1.3-3
Parallelfälle 14-20
 an Gussteilen 11.2.1-23
 bei Werkstoffehlern 11.2.1-1
Parameter
 der Gasturbine 14-24
 Optimierung, Punktschweißung 12.2.1.3.2-3
 Überwachung, Reibschweißen 12.2.1.3.4-5
Passflächen
 Handlingschaden 13-12
 Korrosion. *Siehe* Fretting
Passungsrost. *Siehe* Fretting
PAW. *Siehe* Plasmaschweißen
Pedestal 11.1-19
Peened Surface Extrusion Folds. *Siehe* PSEF
 "Pensacolaunfall"
 Fanscheibenbruch 12.2.1.1.2-10
Peppering 12.2.1.1.1-2, 12.2.1.1.1-9
Per (Perchloräthyl) 12.2.1.7-17, 12.2.1.3.1-29, 12.2.1.3.4-9. *Siehe auch*
 29, 12.2.1.3.4-9.
Phacomp-Verfahren 11.2.1-33
Phasen
 Änderungen, Erstarrung 11.2.1-14
 intermetallische 11.1-8
Phenolkleber 12.2.1.5-8
Phosphor, in Kühlschmierstoffen 12.2.1.1.2-21
Physical Vapor Deposition. *Siehe* PVD
Pickling 12.2.1.3.1-29
Pittingkorrosion. *Siehe* Lochfraß: um Lötung
Plasmaschweißen (Plasma Arc Welding) 12.2.1.3-1
Plasmaspritzen 12.2.1.8-24
 Schicht 12.2.1.8-27
Plastische Verformung
 beim Schleifen 12.2.1.1.1-9

- durch Zerspanung 12.2.1.1-7
- Plattenmaterial**, Anisotropie 11.1-8
- PM.** *Siehe* Pulvermetallurgie, unvermeidliche Fehlstellen 11.3-24
- Polyurethanklebstoffe** 12.2.1.5-8
- Pore**, 11.1-2, 11.1-18
- Bildung
- Schweißen von Ni-Legierungen* 12.2.1.3.1-26
- durch Wasserstoff* 11.2.2-5
- Kriechen von Heiteilen* 11.2.3-11
- durch zersetzen von Hilfsstoffen 11.2.1-14
- Einfluss auf die Schwingfestigkeit von EB-Nähten 12.2.1.3.3-12
- Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-12, 12.2.1.3.3-14
- Einfluss auf die Schwingfestigkeit* 12.2.1.3.3-12
- im Druckguss 11.2.1-14
- in Elektronenstrahlschweißungen 11.1-19
- in Leichtmetallguss 11.2.1-7
- in Schmiedeteil 11.2.2-5
- in Titanlegierungen 11.1-19, 11.2.2.1-7
- Pulvermetallurgie 11.2.3-9
- Schrumpfporosität 11.1-18
- Schweißen 12.2.1.3.1-26
- von Ni-Legierungen* 12.2.1.3.1-26
- Titanschmiedeteil 11.2.2.1-17
- Verwechslung mit Riss 12.2.1.1.1-11
- Wirkung von Eigenspannungen 11.2.2.1-17
- Zulässige Größe in EB-Schweißungen 12.2.1.3.3-14
- Pore Cracking** 11.2.2.1-17, 12.2.1.3.1-6, 12.2.1.3.1-29
- in Titanlegierungen 11.2.2.1-17, 12.2.1.3.1-12
- Porosität**, Einfluss auf Schichtverhalten 12.2.1.8-9
- Przisionsschmieden** 11.2.2-1
- Preis**, Rohteil 11.1-5
- Pressschweien** 12.2.1.3.5-2
- Prestigeverlust** 10-1
- durch Fertigungsfehler 12.2-6
- Primer**
- für Klebeverbindung 12.2.1.5-16
- für Klebstoffe 12.2.1.5-9
- Proben**
- Entnahme 10-5, 11.1-8
- separat hergestellt 10-6
- Problemanalyse** 14.4-1
- Probleme**
- bauteilspezifischer Fertigung 12.2-7
- Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-2
- Halbzeug 11.1-1
- Lineare Reibschweißen 12.2.1.3.4-11
- mit Prozessbädern 12.2.1.7-2
- Rohteile 11.1-1
- verfahrensspezifische 12.2.1.1-1
- von Klebstoffsystemen 12.2.1.5-7
- Zerspanung 12.2.1.1.2-1
- Problemzonen**, Hinweise 11.3-6
- Produkthaftung** 10-1, 10-5
- Prozess**
- Stabil 12.2.1.7-2
- stabiler 10-1
- Prozessbad** 12.2.1.7-1
- Alterung 12.2.1.7-11
- Ätzen 12.2.1.7-1
- Blasenbildung 12.2.1.7-26
- Einfluss auf Oberflächenglanz 12.2.1.7-24
- Entfetten 12.2.1.7-2
- Erprobung von tzbdern 12.2.1.7-14
- Funkenbildung 12.2.1.7-26
- Hinweise auf Badzustand 12.2.1.7-26
- in der Entwicklung 12.2.1.7-2
- in der Reparatur 12.2.1.7-4
- Korrosion an Leichtmetallguss 12.2.1.7-11
- Probleme 12.2.1.7-2
- Reaktionszeit 12.2.1.7-26
- Schadensmechanismen in tzbdern 12.2.1.7-14
- Schädigung von Elastomeren 12.2.1.7-23
- Schädigung von Klebeverbindungen 12.2.1.7-23
- Schädigung von Panzerungen 12.2.1.7-11
- Schädigung von Wolframcarbid 12.2.1.7-11
- Schädigung von Wolframkarbid 12.2.1.7-23
- Schädigungen an Leichtmetalllegierungen 12.2.1.7-23
- Schlammablagerungen 12.2.1.7-26
- Schlieren 12.2.1.7-24, 12.2.1.7-26
- Selektiver Angriff 12.2.1.7-10
- Stromkontakte 12.2.1.7-26
- Strömungsbedingungen 12.2.1.7-24
- Überwachung 12.2.1.7-4
- berzeiten 12.2.1.7-11
- Teilverwechslung 12.2.1.7-26
- Trocknung 12.2.1.7-27
- Veränderung 12.2.1.7-4
- Verfärbungen von Titan 12.2.1.7-24
- Verhalten von Werkstoffkombinationen 12.2.1.7-23
- Verschleppung 12.2.1.7-6
- von Verunreinigungen* 12.2.1.7-4, 12.2.1.7-21
- Verunreinigung durch Cl-Verbindungen 12.2.1.7-6
- Verwechslung 12.2.1.7-26
- Wasserstoffaufnahme 12.2.1.7-28
- Prozess**
- Beobachtung, Schadensverhütung 12.2.1.1.1-14
- Daten
- Kugelstrahlen* 12.2.1.6-11
- Reibschweißung* 12.2.1.3.4-6
- Kontrolle, Beschichtung 12.2.1.8-5
- Optimierung, tzbder 12.2.1.7-14
- Parameter
- Einfluss auf Hartchromschicht* 12.2.1.8-46
- Fehler in thermischen Spritzschichten* 12.2.1.8-

35

Überwachung 14.4-13

Stabilität 12.2.1.7-14

Überwachung, Reibschweißen 12.2.1.3.4-2

Prüflage, Einfluss auf Erkennbarkeit beim Röntgen
12.2.1.3.3-15**Prüfstandsversuch**, Reparurnachweis 14.4-2**Prüfung** auf Oberflächenfehler mit Fingernagel 13-3**Prüfverfahren** für reparierte Teile 14.2-4**PSEF** 12.2.1.6-11, 12.2.1.6-24, 12.2.1.6-30

Kugelstrahlen 12.2.1.6-9, 12.2.1.6-11

PTFE 12.2.1.5-12, 12.2.1.7-6**Pufferwerkstoff** gegen Lötrissigkeit 12.2.1.4-31**Pulver**Entmischung durch Vibrationen 12.2.1.8-35,
11.2.3-7für Thermische Spritzschicht 12.2.1.8-
34, 12.2.1.8-35**Pulver-Laserschweißen** 10-10**Pulverherstellung**, für PM-Teile 11.2.3-7**Pulvermetallurgie** 11.2.3-3

Gasporen 11.2.3-9

Korngröße 11.1-16

nichtmetallische Partikel 11.2.3-7

Reaktive metallische Verunreinigungen 11.2.3-7

Reaktive organische Partikel 11.2.3-7

Teile 11.2.3-1

Verunreinigungen des Pulvers 11.2.3-7

Werkstoffe

Probleme 11.2.2.1-1*Schweißbarkeit* 12.2.1.3.1-15**Pulverpack-Verfahren** 12.2.1.8-18**Punkt- und Rollnahtschweißen**

Heftschweißung 12.2.1.3.2-2

Merkmale für Schweißfehler 12.2.1.3.2-3

Parameteroptimierung 12.2.1.3.2-3

Punktschweißen 12.2.1.3.1, 12.2.1.3.2-1,
12.2.1.3.2-3*Ausknöpfen* 12.2.1.3.2-2*Schweißspritzer* 12.2.1.3.2-1

Qualitätssicherung 12.2.1.3.2-1

Schäden 12.2.1.3.2-2

Verfahrenserprobung 12.2.1.3.2-3

PVD (Physical Vapour Deposition) 12.2.1.8-3**Q****Qualität**

einer Lötung 12.2.1.4-6

Prüfung durch Kugelstrahlen 12.2.1.6-23

Sicherung

Aufgabe des Konstrukteurs 10-1*bei Reparaturoentwicklung* 14.3-1*durch Werker bei Zerspanung* 12.2.1.1.2-2*Gefügeeinfluss* 11.1-14*Klebeverbinding* 12.2.1.5-10*Kugelstrahlen* 12.2.1.6-11*Punktschweißen* 12.2.1.3.2-1*Reibschweißen* 12.2.1.3.4-5**Quellen** von Silikongummi in KSS 14.3-5**Querzugfestigkeit**, Schmiedeteil 11.2.2-3**R****Radialturbinenrad**, Lötung zur Welle 12.2.1.4-29**Randschicht**, weiße beim Zerspanen 12.2.1.1.2-4**Rapid Prototyping** 11.2.3-1, 12.2.1.3.5-3**Rattern**

beim Schleifen 12.2.1.1.1-8

in Bohrung 12.2.1.1.2-15

Marken 12.2.1.1.2-22

Regeneratives 12.2.1.1.2-9

Schwingungen 12.2.1.1.2-8

Zerspanen 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-2, 12.2.1.1.2-8

Rauigkeit

Anstieg beim Ätzen 12.2.1.8-49

beschränkte Aussagefähigkeit bei Riefen
12.2.1.1.2-20

Gusshaut 11.2.1-17

haftfläche Thermischer Spritzschicht 12.2.1.8-29

Unterschiede, Ätzbild 12.2.1.7-9

Räumen 12.2.1.1.2-1**Reaktion**

an Gussoberfläche 11.2.1-22

beim Gießvorgang 11.2.1-22

beim Nachverdichten 11.2.1-22

mit Formmasse, Gussteil 11.2.1-12

mit SiC 11.2.1-23

mit Strahlgut 11.1-26, 11.2.1-23

Nickel- und Titanegierung 12.2.1.6-39

Schichten durch Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24

Reaktionszeit

Beschichtungsmassen 12.2.1.8-61

Prozessbad 12.2.1.7-26

Reaktiv/-esmetallische Verunreinigungen **11.2.3-7**

organische Partikel in Pulvermetallurgie 11.2.3-7

Schleifkorn 12.2.1.1.1-6

Recast layer 12.2.1.1.2-4**Recycling** 11.1-28**Regen** 14.4-5**Regeneration**

durch HIP 11.2.3-10, 14-22

Risiken 11.2.3-11

von Heißeilen 11.2.3-2

Fähigkeit, Kriechporen als Kriterium 11.2.3-13

Prozess 11.1-20

Regeneratives Rattern 12.2.1.1.2-9**Reibbeiwert**, Sulfidschichten auf Silber 12.2.1.8-40**Reibkorrosion**. *Siehe* Fretting**Reibmartensit** 12.2.1.1.2-4**Reibrost**. *Siehe* Fretting

Reibschweißen

Reibschweißen 12.2.1.3-1, 12.2.1.3.4-1
 Beeinflussung durch Hochtemperaturleitmittel 12.2.1.3.4-5
 Einfluss von Trockenschmiermittel 12.2.1.3.4-8
 Fehler 12.2.1.3.4-9
 Formkerbe 12.2.1.3.4-9
 Formkerben 12.2.1.3.4-9
 Hohlwelle 12.2.1.3.4-9
 Hüftgelenk 12.2.1.3.4-2
 Kardanwelle 12.2.1.3.4-4
 Klebestellen 12.2.1.3.4-2, 12.2.1.3.4-6
 Lineares 12.2.1.3.4-11
 mit Schutzgasschleier 12.2.1.3.4-1
 Orbitales 12.2.1.3.4-2
 Parameterüberwachung 12.2.1.3.4-5
 Prozess
 Überwachung 12.2.1.3.4-2
 Daten 12.2.1.3.4-6
 Qualitätssicherung 12.2.1.3.4-5
 Schweißspritzer 12.2.1.3.4-9
 Schweißwulst 12.2.1.3.4-8
 Schwingungen 12.2.1.3.4-2
 Serienbeispiele 12.2.1.3.4-2
 Spannungsrisskorrosion von Titan 12.2.1.3.4-9
 Spannvorrichtungen 12.2.1.3.4-2
 Spröde Phasen 12.2.1.3.4-8
 Titanlegierungen 12.2.1.3.4-2
 Ventile 12.2.1.3.4-4
 Verfahrensparameter 12.2.1.3.4-8
 Warmrisse 12.2.1.3.4-1, 12.2.1.3.4-8
 Werkstoffkombination 12.2.1.3.4-2
 Werkstoffkombinationen 12.2.1.3.4-5
Reibverschleiß 14.1-12. *Siehe auch* Fretting
 Wiedereinbau 14.1-20
Reibverschweißte Späne 12.2.1.1.2-2
Reinigen/-ung
 Ätzen 14.1-18
 KSS-System 12.2.1.1.2-31
 Thermischer Spritzschichten 12.2.1.8-37
Reinigungsbad 12.2.1.7-1
 organische 12.2.1.7-3
 SpRK SpRK an Titanlegierungen durch Cl-haltige 12.2.1.3.1-29
 Verschleppung 12.2.1.7-6
 Wasserstoffaufnahme 12.2.1.1.1-12
Rekristallisation
 bei Lötung 12.2.1.4-29
 beim Löten 12.2.1.4-10
 beim Schmieden 11.1-35
 durch Richten 11.3-9
 im Einkristallguss 11.2.1-27
 Lötung 12.2.1.4-20
 nach Kugelstrahlen 12.2.1.6-17
 Schmieden 11.2.2.1-4
Relaxation/Relaxieren 11.3-26

Reparatur

Kugelstrahlen 12.2.1.6-21
 Risse 12.2.1.3.1-13, 12.2.1.3.1-16
 Versuch 11.3-8
REM (Rasterelektronenmikroskop) 14.4-7
Repair. *Siehe* Reparatur
 Station 14.3-7
Reparatur 14-2
 Abändereung von Verfahren 14.2-1
 Abschätzung der Lebensdauer 14.4-2
 Absicherung 14.2-6
 als Absicherung der Lieferbarkeit 11.3-8
 alter Triebwerkstypen 14.1-22
 Änderung von Verfahren 14.2-3
 Aufbau von Kanten 12.2.1.5-3
 Ausblenden 14-10
 Bauteilverhalten 14.2-3
 Beschichtungen 10-13, 14.2-3
 durch lineares Reibschweißen 12.2.1.3.4-11
 Einfluss der Betriebsbelastung 14.2-3
 Eignungsnachweis im Prüfstandsversuch 14.4-2
 Entwicklung 14.2-1
 betreuende Fachleute 14.3-1
 Entwicklungsschritte 14.2-5
 im militärischen Bereich 14.3-2
 Qualitätssicherung 14.3-1
 Erprobung 14.2-1
 Erprobung im Triebwerk 14.2-6
 Erprobung in Fleetleader 14.4-2
 Gehäuseanforderungen 14.1-4
 Grenzen 14.1-1, 14.1-4
 bei Turbinenleitapparat 14.1-2
 Kombination von Neu- und Reparaturteilen 14.1-2
 Kosten, Verhältnis zum Neuteilpreis 14-12
 Labyrinthspitzen 14.4-11
 laufzeitabhängige Kosten 14-7
 Lötung 12.2.1.4-50, 14.2-6
 Eigenschaften 14.1-9
 Heißeile 14.1-9
 Nabenbohrung 14-10
 Nachweise und Zulassungen 14-12
 Optimierung 14.2-1
 Prozessbäder 12.2.1.7-4
 Prüfverfahren 14.2-4
 Risiken 14.2-1
 beim Transport mit Gabelstapler 13-12
 Rissbildung 14-10
 Schwächung von Turbinenleitschaufeln 14.2-8
 Schweißung 14.2-6
 Brennkammer 14.1-4
 Eigenschaften 14.1-3
 Gehäuse 14.1-4
 Grenzen 14.1-4
 mit Elektronenstrahl 12.2.1.3.3-9
 Rohgussteil 11.2.1-12
 Streuung der Lebensdauer 14.4-12

↑ Reparatur ↓

Werkstoffeinfluss 12.2.1.3.1-15
 spezifischer Einsatz 14.3-6
 Triebwerkserprobung 14.4-1
 Veränerung des Betriebsverhaltens 14.2-3
 Verfahren
an älteren Triebwerkstypen 14-19
anwendungsspezifisch 14.3-2
Einschränkung der Verfahren der Neuteilherstellung 14.3-5
Entwicklung und Zulassung 14.3-2
Für Entwicklung zuständige Behörden 14.3-1
Gussteil 11.2.1-5
Optimierung 14.4-13
Zulassung 14.3-1
 Verschlimmbesserung 14.2-1
 von Labyrinthspitzen 14-10
 von Verschleißflächen 14.1-12

Reparierbarkeit
 nicht bei Schwingschädigung 14-10
 Schäden 14-8

Reparierer, Anerkennung 14.3-7

Reproduktion von Schäden 14.4-1

Reservoirwirkung einer Schicht 12.2.1.8-5

Resistance butt welding. *Siehe* Punktschweißen

Resistance seam welding. *Siehe* Rollnahtschweißen

Resistance welding. *Siehe* Widerstandsschweißen

Resteutektikum im Guss 11.2.1-30

Restlebensdauer 14-6

Restschmelze 11.2.1-14
 Lunkerbildung 11.1-18

Retirement for Cause Konzept/Prinzip 14-3

Richten
 Arbeiten 14.1-4
 Eigenspannungen 11.1-39
 Gussteile 11.2.1-20, 11.3-8
 Rekristallisation bei Einkristallen 11.3-9
 Werkstoffeinfluss 11.1-13
 von Gussteilen 11.1-23

Riefen
 Bildung
bei Glättung 12.2.1.1.1-14
beim Schleifen 12.2.1.1.1-9
 in Scheibennuten 14.1-15
 Rauigkeitsmessung
beschränkte Aussage bei LCF 12.2.1.1.2-20

Rinsing. *Siehe* Spülen

Risiko/-en
 einer Reparatur 14.2-1
 HIP-Regeneration 11.2.3-11
 Minimierung bei Werkstofffehlern 11.3-3
 sicherheitsrelevante 10-1

Risk and Revenue - Prinzip 14.3-2

Riss
 Abfangen 11.1-6
 Abhängigkeit der HCF 11.3-23

↑ Riss ↓

bei Wärmebehandlung 11.3-27
 beim Schleifen 12.2.1.1.1-9
 beim Schmieden 11.2.2.1-2, 11.2.2.1-25
 Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-4
 Fortschritt 11.2.1-26, 11.2.2.1-1
Einfluss der Kornorientierung 11.3-13
im EK 11.2.1-26
 Länge
Kritische 11.2.2.1-1
Faserrichtung 11.1-8
 Netzwerk in Cr-Schicht 12.2.1.8-43
 Öffnung durch Ätzen für Eindringprüfung 12.2.1.7-2
 Schließen durch Strahlen 12.2.1.6-26
 Schließen durch Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
 spröder in Titanlegierung 11.2.2.1-17
 unverschmiedet 11.2.2.1-25
 Verlauf von Schleifrisen 12.2.1.1.1-10
 verschobene Rissufer 11.2.1-10
 Verwechslung mit Poren 12.2.1.1.1-11
 von Seigerung 11.2.2.1-25
 Wachstum
im Betrieb 10-4
in Titanscheiben 11.2.2.1-7
Titan in Per-Dampf 12.2.1.7-17
 Zuschmieren beim Schleifen 12.2.1.1.1-9

Rissbildung 11.2.2.1-1, 12.2.1.1.1-11
 an Kanten 10-4
 an Mikrolunkern 11.3-13
 bei Brünierung 12.2.1.8-11
 bei der Wärmebehandlung 11.1-38
 durch Lot 12.2.1.4-31
 durch Zerspannung 12.2.1.1-7
 in Cr-Schicht 12.2.1.8-7
 in Keilverzahnungen 12.2.1.8-57
 Kadmium bei Temperatur 12.2.1.4-31
 nach einem Entfettungsbad 12.2.1.7-17
 Reparatur 14-10
 Schleifen einer Cr-Schicht 12.2.1.8-11
 Schweißung durch Wasserstoff 12.2.1.3.1-32
 Thermolemente 12.2.1.9-13
 verzögerte bei Lagerung 13-6

Rissprüfung
 Schleiffläche 12.2.1.1.1-8
 Verchromte Oberfläche 12.2.1.1.1-8
 von Staplergabeln 13-13

Risszähigkeit, Abfall 12.2.1.3.1-3

Rohgussteil, Reparaturschweißungen 11.2.1-12

Rohr, Einfluss des Richten auf Lötung 12.2.1.4-33

Rohteil
 Beschaffung 11.1-1
 Herstellung
Einfluss auf das Schweißverhalten 12.2.1.3.1-21
Umschmelzen 11.3-17
 Lieferzeiten 11.1-5
 Preise 11.1-5

Probleme 11.1-1
Rollnahtschweißen 12.2.1.3-1, 12.2.1.3.2-1,
 12.2.1.3.2-3
 Schäden durch Schwingermüdung 12.2.1.3.2-6
Rollover (Einbödeln von Kanten durch Erosion)
 durch Strahlen 12.2.1.6-39
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-24
Röntgen
 Bestimmung der Mindestbindefläche 12.2.1.4-11
 Einfluss der Prüflage auf Erkennbarkeit beim
 12.2.1.3.3-15
 Mikrorisse in Schweißung 12.2.1.3.1-19
Rotbrüchigkeit 11.2.2-3
Rotoren, Zulassung nach Prozessänderung 11.3-18
Rotorscheiben
 fertigungsbedingte Fehler 12.2-9
 Zusammenstellung fertigungsbedingter Fehler
 12.2-9
RSEW. *Siehe* Rollnahtschweißen
Rückpraller beim Thermischen Spritzen 12.2.1.8-37
Rückstände
 von Ätzbädern/Ätzmittel 12.2.1.7-11
 von Ätzmittel
Rückverfolgbarkeit 11.1-26, 11.2.1-35
Rupfen, Zerspanen 12.2.1.1.2-8
RW. *Siehe* Widerstandsschweißen

S

Safe Live Concept 14-14
Salmonellen in KSS Emulsion 12.2.1.1.2-30
Sampling 14.4-3
Sandguss, Leichtmetall 11.2.1-2, 11.2.1-6
Sandwich
 Bauweisen, Diffusionsschweißen 12.2.1.3.5-1
 Strukturen, Kleben 12.2.1.5-3
Sättigung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-7
 Grenze 12.2.1.6-9
Sauerstoffaufnahme
 beim Schweißen von Titan 12.2.1.3.1-11
 lineares Reibschweißen 12.2.1.3.4-11
 Versprödung von Titanlegierungen 12.2.1.1.2-22
 von Ti beim thermischen Spritzen 12.2.1.8-25
Scale Conditioning. *Siehe* Oxidaufbereitung
Schaden
 Chargen eingrenzen 11.2.1-35
 Einspritzdüse 14-24
 Hochdruckturbine, Leitapparat 14-24
Schäden
 beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-24
 durch Lotreste 12.2.1.4-29
 Probleme des Zerspanens 12.2.1.1.2-2
 Punkt- und Rollnahtschweißen 12.2.1.3.2-2
 reparierbare 14-8
 ursächlicher Fehler, Identifikation 11.3-18
 verfahrensspezifische 12.2.1.1-1

Verhütung
durch Kugelstrahlen 12.2.1.6-24
mit Prozessbeobachtung 12.2.1.1.1-14
 Wahrscheinlichkeit, Einflüsse auf 11.3-5
 Werkzeugschneiden 12.2.1.1.2-4
 Zerspanung 12.2.1.1.2-1
Schadensbild, Folgerungen aus 14.4-6
Schadensmechanismen
 Fertigung 12.2.1.1-1, 12.2-3
in Ätzbädern 12.2.1.7-14
 Klärung 14.4-1
Schädigung
 Auffinden 14-14
 Bauteilfestigkeit 12.2-3
 bei Stromdurchgang 14.1-14
 beim Schleifen 12.2.1.1.1-9
 durch Ätzverfahren 14-15
 Kriterien 14-6
 von Bauteilen 14-15
 von Scheibennuten 14.1-15
Schädliche Metalle, Gießen 11.1-23
Schälbeanspruchung/-belastung/Schälung
 bei Klebeverbindungen 12.2.1.5-2
 Lötung 12.2.1.4-15, 12.2.1.4-16, 12.2.1.4-39
 Schichtbelastung 12.2.1.8-13
Schallabsorption 12.2.1.8-60
Schallemissionsanalyse 11.3-8
Schaufel
 Blattoberfläche, Zustand 14.4-7
 Deckband, Frettingverschleiß 14.4-7
 Fuß
Frettingverschleiß 14.4-7
Kugelstrahlen 14-10
im Verdichter; Abdichtung 12.2.1.5-4
 Kanten, Nacharbeit 14-8
 Schwingungen, Abhängig von Maßgenauigkeit
 14.1-24
 Spitzen, Panzerungen 12.2.1.8-4
Schaumbildung, Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-22
Schaumbremse 12.2.1.1.2-22, 12.2.1.1.2-24,
 12.2.1.5-11
Scheibe (Rotor)
 aus Stangenmaterial 11.1-8
 Bruch
ausgelöst von Ni-Schicht 12.2.1.8-53
Fertigungsmängel 12.2.1.1-4
Kugelstrahlfehler 12.2.1.6-30
Werkstofffehler in Titanlegierung 11.2.2.1-16
 Höcker, Ausbruch 14-25
 Lage im Gussbarren 11.2.2.1-19
 Nuten, Schädigung 14.1-15
 Schaden
durch Bohrerbruch 12.2.1.1.2-18
Fehler im Schmiedematerial
Waspaloy 11.2.2.1-22

Zusammenstellung fertigungsbedingter Fehler
12.2-9

Schicht

als Korrosionsschutz 12.2.1.8-42
anorganischen Lacke 12.2.1.8-18
Anwendungsort 14.1-13
Aussplitterungen 10-13
Belastung durch Schälung 12.2.1.8-13
Cr-Diffusionsschichten 12.2.1.8-17
Cr-Warzen an Cr-Diffusionsschicht 12.2.1.8-17
Dicke 12.2.1.8-5
Eigenschaften, abhängig von Spritzverfahren
12.2.1.8-27
Eindringprüfung 12.2.1.8-5
Einfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.8-4
Einfluss der Porosität auf das Verhalten 12.2.1.8-9
Einlaufverhalten
Beeinflussung durch Nacharbeit 12.2.1.8-9
Elastomere 12.2.1.8-3
Festigkeit, Einfluss auf die Schwingfestigkeit
12.2.1.8-34
FOD-Resistenz 12.2.1.8-4
Glätten 12.2.1.8-7
Härte bei Nacharbeit 12.2.1.8-9
Kugelstrahlen 12.2.1.8-9
Kunstharze 12.2.1.8-3
Nachbehandlung 12.2.1.8-7
Probleme beim Abziehen 14.1-13
Reste 12.2.1.7-9
Risse,
Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
Bildung bei Brünierung 12.2.1.8-11
Störungen in Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
Thermografie 12.2.1.8-5
Überschleifen 12.2.1.8-7
verbliebener Bearbeitungsstaub 12.2.1.8-9
Verfestigen 12.2.1.8-9
Verhalten bei FOD 12.2.1.8-18
Verschleiß 12.2.1.8-5
ZfP 12.2.1.8-5

Schimmelpilze 12.2.1.1.2-30
Schlamm im Prozessbad 12.2.1.7-26
Schlauchmaterial für Schutzgas 12.2.1.3.1-33
Schleifbrand 12.2.1.1.1-4
Schleifen 12.2.1.1.1-9
Abfall der Festigkeit 12.2.1.1.1-9
Aufschmierungen 12.2.1.1.1-6
Chromschicht 12.2.1.1.1-8
Eigenspannungen 12.2.1.1.1-2
Eignung eines Werkstoffs 12.2.1.1.1-11
Einfluss der Korngrenzenbelegung 11.2.1-3
Einfluss der Parameter 12.2.1.1.1-9
Einfluss der Schleifmaschine 12.2.1.1.1-9
Einfluss der Schleifscheibe 12.2.1.1.1-9
Funken 12.2.1.1.1-6

Schicht

Geeignete Parameter 12.2.1.1.1-12
Gratbildung 12.2.1.1.1-6
Härteänderung 12.2.1.1.1-3
Korrosion 12.2.1.1.1-6
Kühlmittelzutritt 12.2.1.1.1-10
Oberflächenversprödung 12.2.1.1.1-6
Peppering 12.2.1.1.1-2, 12.2.1.1.1-9
Plastische Verformung 12.2.1.1.1-9
Rattern 12.2.1.1.1-8
Reaktives Schleifkorn 12.2.1.1.1-6
Riefenbildung 12.2.1.1.1-9
Riss Zuschmieren 12.2.1.1.1-9
Rissbildung 12.2.1.1.1-4
Rissbildung unter Cr-Schicht 12.2.1.8-11
Schädigungen 12.2.1.1.1-9
Schwingerermüdung 12.2.1.1.1-2
SiC als Schleifmittel 12.2.1.1.1-6
Späne 12.2.1.1.1-6
Verfahren 12.2.1.1.1-1
Vibration 12.2.1.1.1-8
Wärmespannungen 12.2.1.1.1-9
Wasserstoffaufnahme und Rissbildung 12.2.1.1.1-5
Weiße Randschicht 12.2.1.1.1-4
weniger Kühlung 12.2.1.8-11

Schleiffläche
Oberflächentopografie 12.2.1.1.1-8
Rissprüfung 12.2.1.1.1-8

Schleifgrate 12.2.1.1.1-6

Schleifkorn,
Reaktion mit Werkstoffen 12.2.1.1.1-12
reaktives 12.2.1.1.1-6

Schleifkörper, Chip (Vibrationsschleifen) 12.2.1.1.1-14

Schleiföle für Titanlegierungen 12.2.1.1.2-26

Schleifparameter 12.2.1.1.1-12

Schleifriefen 12.2.1.1.1-8

Schleifriss, 11.2.1-3, 12.2.1.1.1-4, 12.2.1.1.1-8
Kontureinfluss 12.2.1.1.1-10
Verlauf 12.2.1.1.1-10
ZfP 12.2.1.1.1-8
Zuschmieren 12.2.1.1.1-9

Schleifscheibenkörnung, Einfluss auf die
Schwingfestigkeit 12.2.1.1.2-23

Schleifstaub 12.2.1.1.1-6

Schlieren
auf Badoberfläche 12.2.1.7-24
Prozessbad 12.2.1.7-26

Schmelzbad, Einfluss auf Fehlstellen 11.1-31

Schmelzbereich, Lot 12.2.1.4-10

Schmelze, Fließeigenschaft 11.2.1-16

Schmelzprozesses 11.1-28

Schmelzschweißungen 12.2.1.3-1

Schmelzschweißverfahren 12.2.1.3.1-1

Schmiedefalte 11.2.2-3
in Verdichterschaufel 11.2.2.1-25

Schleifen

Schmiedekontur 11.1-35

Schmieden

- Abkühlgeschwindigkeit 11.1-35
- Eigenspannungen 11.1-32, 11.2.2.1-4
- Einfluss auf das Gefüge 11.1-35
- Einfluss auf die Festigkeit 11.1-35
- Entstehung von Heißrissen 11.1-32
- Fachbegriffe 11.2.2-1
- γ' -Phase 11.2.2.1-4
- Grobkornbereiche 11.2.2.1-4
- Prozess
 - Einfluss auf das Gefüge 11.1-10*
 - Simulation 11.2.2-6*
- Rekristallisation 11.1-35, 11.2.2.1-4
- Risse 11.2.2.1-2
- Temperaturführung 11.2.2.1-4
- Thermomechanische Umformung 11.2.2.1-4
- Thermomechanisches Modell 11.1-35
- Verformungsgrad 11.1-32
- Verformungsverhalten beim 11.2.2-6
- Wärmebehandlung 11.1-32, 11.1-35
- Warmfestigkeit 11.2.2.1-4
- Zerkleinerung von Fehlern 11.2.3-3

Schmiederiss 11.2.2.1-25

- Turbinenscheibe 11.2.2.1-5

Schmiedeteil 11.1-2

- Dopplung 11.2.2.1-25
- Faserverlauf 11.2.2.1-2
- Fehler/Fehlstellen 11.1-32, 11.2.2.1-2
 - durch Gießen 11.1-15*
 - trotz Umformen 11.1-16*
 - Kategorien 11.2.2.1-7*
 - Seigerungen 11.1-15*
- Gefügerichtung 11.2.2.1-2
- innere Sprödrisse 11.2.2-5
- Lage im Gussbarren 11.2.2.1-22
- Lunker 11.1-19
- Poren 11.2.2-5
- Querzugfestigkeit 11.2.2-3
- Umformgrad 11.1-16
- Ultraschallkontur 11.1-16
- Wärmebehandlung 11.1-16

Schmiedeuformung/Verformung 11.2.2.1-2

- verhindern von Fehlstellen 11.2.2.1-8

Schmierwirkung Kühlschmierstoff (KSS)

- 12.2.1.1.2-21, 12.2.1.1.2-29

Schneidenaufbau 12.2.1.1.2-4

Schneidöl. Siehe Kühlschmierstoff (KSS) 12.2.1.1.2-4

Schnittkraft

- Charakteristik 12.2.1.1.2-9
- Diagramm 12.2.1.1.2-9

Schraube/-n

- Diffusion von Fremdmetallen 0-5
- Eindringen von Fremdmetallschmelze 0-5
- Merkmale von Brüchen 0-5

mit Silber als Gleitbeschichtung 12.2.1.8-43

Verfärbung einer Bruchfläche 0-5

Wasserstoffversprödung 12.2.1.8-51

Schrumpf beim Gießen 11.1-25

Schrumpflunker 11.1-18, 11.2.1-7, 11.2.1-

- 9, 11.2.1-14, 11.2.2-5, 11.3-6
- Einfluss auf Schwingfestigkeit 11.3-10
- Thermoermüdung 11.3-13

Schrumpfporosität 11.1-18, 11.2.1-14

Schüttware, Identifikation 11.2.1-35

Schutzbeschichtungen, Verstärkung von Korrosion 14-18

Schutzgas

Atmosphäre, Lötung 12.2.1.4-15

Feuchtes 12.2.1.3.1-33

Löten 12.2.1.4-13

Schlauchmaterial 12.2.1.3.1-33

Schleier

beim Reibschweißen 12.2.1.3.4-1

Schweißen 14.1-16

ungenügender Schleier 12.2.1.3.1-30

Verunreinigung 12.2.1.3.1-29

Verunreinigungen 12.2.1.3.1-27

Schutzgasschweißen 12.2.1.3-1

Schwachstelle 11.2.3-3, 11.3-6, , 11.3-10, 11.3-24, 10-4,

an Lötungen 12.2.1.4-19

Definition 11.1-2

durch Schweißen 12.2.1.3.1-2

Verfahrensrelevant 14.2-4

Schwefelhaltige Schneidflüssigkeiten (KSS),

- Auswirkung auf Silber 12.2.1.1.2-21, 12.2.1.8-40

Schweißbarkeit, Beurteilungskriterien 12.2.1.3.1.1-4

Schweißelektrode, feuchte Umhüllungen 12.2.1.3.1-33

Schweißen/Schweißung 12.2.1.3.1-26

α -Anreicherung in Titanlegierung 12.2.1.3.1-26

Abhilfe gegen Warmrisse 12.2.1.3.1-14

Abkühlungsrisse 12.2.1.3.1-14

Anlauffarben 12.2.1.3.1-30

Auswirkung äußerer Einflüsse 12.2.1.3.1-28

Diffusionsschweißen 12.2.1.3.5-1

Eigenspannung in einer Naht 12.2.1.3.1-24

Einbrandkerbe 12.2.1.3.1-5

Einbringen von W-Partikeln 12.2.1.3.1-29

Einfluss auf das Containmentverhalten 12.2.1.3.1-3

Einfluss der Eigenspannungen auf LCF

Titanlegierung 12.2.1.3.1-25

Einfluss der Feuchtigkeit 12.2.1.3-2

Einfluss der Korngrenzenbelegung 11.2.1-3

Einfluss der Nahtbreite auf Warmrisse 12.2.1.3.1-21

Einfluss der Prüfrichtung auf Schwingfestigkeit 12.2.1.3.1-26

- Einfluss der Rohteilherstellung 12.2.1.3.1-21
 Einfluss des Schutzgas auf die Nahtgeometrie 12.2.1.3.1-27
 Einfluss des Wärmebehandlungszustands 12.2.1.3.1-14
 Einfluss einer Reinigung mit Stahlwolle 12.2.1.3.1.1-6
 Einfluss eines Kunststoffschlauchs für Schutzgas 12.2.1.3.1-26
 Einfluss von Eisenverunreinigungen bei Titanlegier 12.2.1.3.1-29
 Einfluss von Kühlschmierstoffen 12.2.1.3.1-29
 Einfluss von SiC 12.2.1.3.1-30
 Empfehlungen 12.2.1.3.1.1-5
 Erstarrungsrisse 12.2.1.3.1-14
 Fehler an Brennkammermantel 12.2.1.3.1-7
 Feinkorneinfluss 12.2.1.3.1-14
 Fischaugen 12.2.1.3.1-33
 Gasaufnahme 12.2.1.3.1-29
 geeignete Bauteilzonen 12.2.1.3.1-2
 Gehäuse 14.1-4
 geschädigtes Teil 14.1-3
 Hohlstellen 12.2.1.3.1-3
 Kaltschweiße 12.2.1.3.3-7
 Klebestelle 12.2.1.3.3-5
 Konstruktionseinfluss 12.2.1.3.1.1-1
 Kraftstoffleitung 12.2.1.3.1-6
 Lieferanteneinfluss 12.2.1.3.1-21
 Nahtüberhöhung 12.2.1.3.1-5
 Nahtüberlappung 12.2.1.3.1-5
 Oberflächenporosität bei Titanlegierungen 12.2.1.3.1-23
 Optimaler Werkstoffzustand 12.2.1.3.1-21
 Panzerung von Verschleißzonen 12.2.1.3.1-19
 Panzerungen 12.2.1.3-3
 Poren 12.2.1.3.1-26
 Porosität in Titanlegierungen 12.2.1.3.1-23
 Probleme bei Feuchtigkeit 14.1-16
 Probleme der Wurzel 12.2.1.3.1-11
 Pulvermetallurgische Werkstoffe 12.2.1.3.1-15
 Reparatur 14.2-6
 einer Naht 12.2.1.3.1-3
 Rissbildungsmechanismen 12.2.1.3.1-16
 Röntgen auf Mikrorisse 12.2.1.3.1-19
 Schutzgasschleier 14.1-16
 Schutzgasverunreinigungen 12.2.1.3.1-27
 Schwachstellen 12.2.1.3.1-2
 Schweißfolge 12.2.1.3.1.1-2
 Schwingfestigkeitsabfall 12.2.1.3.1-2
 Stoßversatz 12.2.1.3.1-7
 Titanlegierungen 12.2.1.3.1.1-5, 14.4-11
 Trennungen 12.2.1.3.1-3
 ungenügender Schutzgasschleier 12.2.1.3.1-30
 Verprödung durch Feuchtigkeit 13-4
 Verunreinigung des Schweißstoßes 12.2.1.3.1-26
 vorher Kugelstrahlen 12.2.1.6-17
 Wärmeeinflusszone 12.2.1.3.1-2
 Warmrisse 12.2.1.3.1-13
 Werkstoffeinfluss 11.1-13
Schweißfehler 12.2.1.3.1-11
Schweißfläche
 Verrostete 12.2.1.3.1-33
 verschmutzt mit Kohlenwasserstoffen 12.2.1.3.1-33
Schweißfolge 12.2.1.3.1.1-2
 Plan 12.2.1.3.1.1-3
Schweißkonstruktionen 12.2.1.3-2
 Naht 12.2.1.3.1-2
 Ausbildung 12.2.1.3.1-5
 Breite, Warmrisse 12.2.1.3.1-21
Schweißporosität
 Einfluss auf LCF 12.2.1.3.1-12
 in Titanlegierungen 12.2.1.3.1-23
Schweißreparatur
 Eigenschaften 14.1-3
 Labyrinthspitzen 14.4-11
 Betriebsverhalten 12.2.1.3.1-15
Schweißrisse, Bruchmechanischen Abschätzung 14.4-11
Schweißspritzer
 beim Punktschweißen 12.2.1.3.2-1
 Reibschweißen 12.2.1.3.4-9
Schweißstoß
 Verunreinigung 12.2.1.3.1-26
 Versatz, Einfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.3.1-7
 Wasserstoffeinfluss 12.2.1.3.1-32
 Wasserstoffversprödung 12.2.1.3-2, 14.1-16
Schweißqualität 12.2.1.3.1-1
Schweißversatz 12.2.1.3.1-7, 12.2.1.3.1-8
Schweißwulst, beim Reibschweißen 12.2.1.3.4-8
Schweißwurzel 12.2.1.3.1-11
Schwer anätzbare Zone vom Bohrungen 12.2.1.1.2-18
Schwindungsporosität 11.2.1-14
Schwingbruch, an Lötung 12.2.1.4-35
Schwingerermüdung
 Abtrennen an Gusstrauben 11.2.1-20
 in der Gießerei 11.2.1-20
 ohne Makroriss 12.2.1.1.2-2
 Schäden an Rollnahtschweißungen 12.2.1.3.2-6
 Schleifen 12.2.1.1.1-2
 Verdichterscheibe 14.2-10
 Zerspanung 12.2.1.1.2-2
Schwingfestigkeit 12.2-5
 Abfall durch Korrosion 14.1-18
 Cr- und Ni-Schichten 12.2.1.8-46
 Cr-Schicht 12.2.1.8-43
 Diffusionsschichten 12.2.1.8-18
 einfluss der Haftflächentopografie 12.2.1.8-34
 Einfluss der Schichtfestigkeit 12.2.1.8-34

- Einfluss der Schleifscheibenkörnung 12.2.1.1.2-23
 einfluss des Kugelstrahlens 12.2.1.6-15
 Einfluss des Spannungsgefälles 11.3-10
 Einfluss des Spannungsgradienten 12.2.1.8-32
 Einfluss eines Schweißstoßversatzes 12.2.1.3.1-7
 Einfluss von Gusshaut 11.2.1-18
 Einfluss von Lunkern 11.3-10
 Einfluss von Poren beim Elektronenstrahl-
 schweißen 12.2.1.3.3-12
 Einfluss von Schichten 12.2.1.8-4
 Einfluss von Schleifriefen 12.2.1.1.1-8
 Einfluss von thermischer Spritzschicht 12.2.1.8-32
 Fertigungseinfluss 10-4
 galvanische Beschichtung 14.1-11
 Hartverchromung 12.2.1.8-43
 Kornorientierung im Guss 11.2.1-31
 Korrosionseinfluss 14.1-13
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-1
 Ni-Schicht 12.2.1.8-43
 Nitrierschichten 12.2.1.8-18
 Querschnitteinfluss beim Kugelstrahlen 12.2.1.6-
 19
 Schweißung
Einfluss der Prüfrichtung 12.2.1.3.1-26
 Verchromung 14.1-11
 Vernickeln 14.1-11
- Schwingfestigkeitsabfall**
 Ni-Schicht 12.2.1.8-55
 Nickelschicht 10-13
 Schweißung 12.2.1.3.1-2
 spröde Schicht 10-13
- Schwingriss**
 EB-geschweißte Zahnradwelle 12.2.1.3.3-15
 im Gussteil 11.1-25
 unter der Oberfläche 12.2.1.6-24
- Schwingrissbildung**
 Abtrennen an Gusstrauben 11.1-25
- Schwingschädigung**
 Reparierbarkeit 14-10
- Schwingungen**
 Anregung bei Zerspanungsvorgang 10-8
 Dämpfung durch Klebstoffe 12.2.1.5-4
 Freie von Werkzeugmaschinen 12.2.1.1.2-8
 Reibschweißen 12.2.1.3.4-2
 selbsterregte beim Zerspanen 12.2.1.1.2-8
 Zerspanung 12.2.1.1.2-1
- Schwingverschleiß. Siehe Fretting**
 Einfluss des Kugelstrahlens 12.2.1.6-19
 Festigkeit, Nitrierschicht 12.2.1.8-19
- Schwitzwasser** 12.2.1.3.1-26
 Bildung 14.4-5
bei Lagerung 13-4
 Einfluss bei Schweißung 12.2.1.3.1-26
 Wasserstoffversprödung beim Schweißen
 12.2.1.3.1-33
- Schwungradreibschweißen** 12.2.1.3.4-6
- Klebestellen 12.2.1.3.4-6
- Segmentierungsrisse** (Wärmedämmschicht)
 12.2.1.8-4
- Seigerung** 11.1-2, 11.2.1-2, 11.2.2-5
 Carbonitrid 11.2.2.1-22
 Diskreten Typ 11.1-30
 Diskreter Typ 11.1-30
 in Ni-legierung
Lanthan und Cer 11.2.2.1-19
 Rissbildung 11.2.2.1-25
- Seigerungen**
 α -Gefüge 11.2.2.1-12
 durch Pulverentmischung 11.2.3-7
 Entstehung 11.1-26
 Guss 11.2.1-22
Druckguss 11.2.1-16
 Schmiedeteile 11.1-15
- Seigerungsätzung** 12.2.1.7-2
- Sekundenkleber** 12.2.1.5-7
- Selbsterregte Schwingungen** beim Zerspanen
 12.2.1.1.2-8
- Selektiver Angriff** im Ätzbad 12.2.1.7-10
- Serie**
 Anlauf, Halbzeigbeschaffung 11.1-5
 Fertigung 10-2
 Prüfverfahren, Auffindproblem 11.2.1-23
 Verfahren
Bestandteil der Auslegung 12.2-2
zur Absicherung 12.2-2
- Severity. Siehe** Lebensdauerverbrauch
- SFAR. Siehe** Federal Aviation Regulation Subtitle
 Shop
 Anerkennung/Zulassung 14.3-7
- Shot Peening. Siehe** Kugelstrahlen
- SiC**
 als Schleifmittel 12.2.1.1.1-6
 Einfluss auf Schweißung 12.2.1.3.1-30
 Reaktion mit Ni- und Ti-Legierungen 12.2.1.1.1-12
 Reaktionen 11.2.1-23
 Strahlen einer Lötfläche 12.2.1.4-12sicherheits-
 relevante Risiken 10-1
- Sigmaphase** (σ -Phase) 11.1-8
- Silber**
 als Gleitbeschichtung 12.2.1.8-43
 Auswirkung schwefelhaltiger Schneidflüssigkeiten
 12.2.1.8-40
 Reibbeiwert von Sulfidschichten 12.2.1.8-40
 Schicht, Qualitätsprüfung durch durch Kugel-
 strahlen 12.2.1.6-23
 Schwefelaufnahme aus Kühlschmierstoff
 12.2.1.1.2-24
 Sulfidschichten 12.2.1.8-40
- Silberlot** 12.2.1.4-33
 als Anstreichschicht 12.2.1.4-46
- Silikon**

- Verbindungen 12.2.1.7-6, 12.2.1.7-24
Auswirkung auf Eindringprüfung 12.2.1.1.2-24
- Silikongummi**
Belag 12.2.1.5-4
Haftfestigkeit 12.2.1.8-13
Quellen durch Kühlschmierstoff 14.3-5
Quellen in KSS 14.3-5
- Silikonklebstoffe** 12.2.1.5-8
- Silikonöl**
in Kühlschmierstoffen 12.2.1.1.2-22
- Siliziumkarbid.** *Siehe* SiC: Strahlen einer Lötfläche
- Simulation**, Schmiedeprozess 11.2.2-6
- Single Crystal.** *Siehe* Einkristall
- Singlesourcing** 11.3-3
- Sioux City-Flugunfall** 11.2.2.1-14, 11.2.2.1-6
- SK.** *Siehe* Einkristall
- SLC.** *Siehe* Sustained Load Cracking
- Sliver.** *Siehe* Gratspitzen: auf Beschichtungsfläche
im Einkristallguss 11.2.1-27
- SMIE** 14-20
- Soldering.** *Siehe* Löten: Weichlöten
- Solidification White Spots.** *Siehe* Erstarrungs-
White-Spots 11.1-37
- Sollbruchstelle**, Kugelstrahleinfluss 12.2.1.6-15
- Sonic Defects** 11.1-30
- Source demonstration** 14.3-7
- Spaltbreite/Spaltweite**
Einfluss auf Lötung 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-13
12.2.1.4-17, 12.2.1.4-22
- Spaltflächen** in Titanlegierungen 11.2.2.1-7
- Spaltfüllung**, Lötung 12.2.1.4-8
- Spaltlöten** 12.2.1.4-13
- Span/Späne**
Arten 12.2.1.1.2-6, 12.2.1.1.2-8
Aufschmieren 12.2.1.7-9
Aufschmierungen 12.2.1.1.2-4
Aussehen 12.2.1.1.2-8
Bewerten 12.2.1.1.2-6
Bildung 11.2.1-2
Eingedrückte 12.2.1.1-8
Farbe 12.2.1.1.2-8
Form 12.2.1.1.2-8
Zerspanung 12.2.1.1.2-6
Fressen mit Werkstück 12.2.1.1.2-2
Reibverschleiß 12.2.1.1.2-2
Schleifen 12.2.1.1.1-6
- Spanbrecher**, Sulfide 11.2.2-3
- Spanbruch** 12.2.1.1.2-8
- Spänekontakt** (Aufschmieren)
Makroätzung 12.2.1.1.2-2
Wirbelstromprüfung 12.2.1.1.2-2
- Spanen** /spanende Bearbeitung 12.2.1.1-3
Eigenspannungen 12.2.1.1-7
mit definierter Schneide 12.2.1.1-3
mit undefinierter Schneide 12.2.1.1-3
- Thermischer Spritzschichten 12.2.1.8-37
verfahrensspezifische Probleme 12.2.1.1-1
- Späne**
Nester, Maschinenbrand 12.2.1.1.2-26
Stau 12.2.1.1.2-2
Fanscheibenschaden 12.2.1.1.2-15
Transport 11.2.1-2
- Spannungs-Dehnungs-Diagramm** 11.2.2-6
- Spannungsarmglühen** 11.2.1-14
Einfluss auf Schwingfestigkeit
- Spannungsgradient**/Spannungsgefälle
Einfluss auf Schwingfestigkeit 11.3-10, 12.2.1.8-32
Kugelstrahleffekt 12.2.1.6-11
Wirksamkeit des Kugelstrahlens 12.2.1.6-30
- Spannungsrissskorrosion** 12.2.1.3.1-3
Abhilfe durch Kugelstrahlen 12.2.1.6-7, 12.2.1.6-17
beim Brünieren 14-20
Brünieren 12.2.1.8-57
Cl-haltiger Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-26
Cr-Stahl 11.2.2.1-26
durch Flussmittel 12.2.1.4-20, 12.2.1.4-37
in Titanlegierung 11.2.2.1-7
Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
Reibschweißung von Titan 12.2.1.3.4-9
- Spannvorrichtungen**, Reibschweißen 12.2.1.3.4-2
- Spezifikationsgrenzen** als Fehlerdefinition 11.1-2
- Spikes** 12.2.1.3.3-6
in einer Zahnradwelle 12.2.1.3.3-15
in Elektronenstrahlschweißungen 12.2.1.3.1-23,
12.2.1.3.3-6, 12.2.1.3.3-7
- Spitzenpanzerung**
aufgelötet 12.2.1.4-4, 12.2.1.4-5
Handlingschaden 13-11
- Splitter.** *Siehe* Sliver: im Einkristallguss
- Sporenbilder** 12.2.1.1.2-30
- Spritzer**, anhaftend 12.2.1.7-9
- Spritzpulver**
feucht 12.2.1.8-32
Thermoermüdungsverhalten Wärmedämmschicht
12.2.1.8-32
- Spritzschicht**
Abpraller 12.2.1.8-27
Eigenschaften 12.2.1.8-25
Haftfestigkeit 12.2.1.8-27
Struktur 12.2.1.8-27
Thermische 12.2.1.8-24
- Spritzverfahren**, Schichteigenschaften 12.2.1.8-27
- SpRK**
An Titanlegierungen durch Fingerabdrücke
12.2.1.3.1-29
Brünieren 12.2.1.8-11
Prüfung, Zugvorrichtung in Bädern 12.2.1.7-17
Rissbildung an Elektronenstrahlschweißung
12.2.1.7-18

Zugspannungen 12.2.1.7-9
Spröbruch Stahlguss 11.2.1-9
Spröde Phasen 11.1-40, 11.2.1-33
 Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-4
 in Lötungen 12.2.1.4-19
 Reibschweißung 12.2.1.3.4-8
Sprödigkeit
 Al-Diffusionsschichten 12.2.1.8-21
 Gusshaut 11.2.1-18
 Lötung 14.1-9
 Risse im Inneren eines Schmiedeteils 11.2.2-5
Spülen 12.2.1.7-2
 Bäder
 Aussehen von Schädigungen 12.2.1.7-24
 Verschleppung 12.2.1.7-6
Spurenelement im Werkstoff 11.1-8
Sputtern 12.2.1.8-3
Stabiler Prozess 10-1, 10-2, 12.2.1.7-2, 12.2.1.7-14
Stahlbürsten, Aufschmieren von Material 12.2.1.1.1-12
Stahlguss
 Diffusionsglühen 11.2.1-9
 Korngrenzenbelegungen 11.2.1-9
 Spröbruch 11.2.1-9
 Verdichterrad 11.2.1-9
Stall. *Siehe* Strömungsabriss: Verdichter
Stängelkristalle 11.1-25, 11.2.1-12, 11.2.1-14
 Guss 11.2.1-26
Stangenmaterial
 Anisotropie 11.1-8
 Scheiben aus 11.1-8
Stanzwerkzeuge 10-7
Stapelfähigkeit
 Transportbehälter 13-8
Stapler
 Fahrer motivieren 13-12
 Gabel, Risprüfung 13-13
Staub/Stäube
 Ablagerungen auf Spritzfläche 12.2.1.8-31
 in der Fertigung 13-4
 unter Fußplattform 14-18
Steifigkeitssprung, Lötung 12.2.1.4-39
Steppschweißen /Steppnaht 12.2.1.3.2-1, 12.2.1.3.2-3
Stillstand
 von Bearbeitungsmaschinen 12.2.1.1.2-31
 Zeiten 14.4-5
Stöckel 11.2.2.1-12
Strahlen/Kugelstrahlen/Abrasionssstrahlen
 Anlage 12.2.1.6-9
 Behandlung, Gussteil 11.2.1-12, 11.2.1-29

 Bewegung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-14
 Fehler, Scheibenbruch 12.2.1.6-30
 Gussteile abrasiv 11.2.1-20
 Intensität 12.2.1.6-34

↑ Strahlen ↓

Abhängigkeit vom Strahlwinkel 12.2.1.6-28
Kugelstrahlen 12.2.1.6-28
 Verfahren 12.2.1.6-35
Abrasiv 12.2.1.6-1, 12.2.1.6-38
Abrasive Strahlverfahren
Oxidstrahlen 12.2.1.6-36
Kontrolle 12.2.1.6-32
Kugelstrahlen 12.2.1.6-1
Naßstrahlen 12.2.1.6-1
Oxidstrahlen 12.2.1.6-1
 Versuche, Auswertung 12.2.1.6-34
 Vorrichtung 12.2.1.6-34
 für Bohrungen 12.2.1.6-28
Strahlbild
 Kontrolle 12.2.1.6-15
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-15, 12.2.1.6-24
Strahldüse, Kugelstrahlen 12.2.1.6-12
Strahlgut/Strahlmittel
 Abrieb auf Werkstück 12.2.1.6-25
 Einfluss beim Schweißen 12.2.1.3.1-30
 Partikelbruch 12.2.1.6-32
 Reaktion mit Ti- und Ni-Legierungen 12.2.1.6-39
 Reaktionen mit 11.1-26
 Reste auf Gussoberfläche 11.2.1-23
 Scharfkantig 12.2.1.6-24
 Verstopfung von Kühlluftkanälen 12.2.1.6-39
 Verunreinigung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-12, 12.2.1.6-24
Stottern, Kugelstrahlen 12.2.1.6-12
Strahlwinkel
 Abhängigkeit der Strahlintensität 12.2.1.6-28
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-28
 zu flach 12.2.1.6-30
Striations, Gusschwachstelle 11.2.1-27
Strippen. *Siehe* Abziehen: von Schichten
Strom
 Anschluss/Kontakt
 Funkenbildung 12.2.1.8-49
 galvanische Beschichtung 12.2.1.8-49
 in Prozessbädern 12.2.1.7-26
 Durchgang, Schädigungen 14.1-14
Stromlos Vernickeln 12.2.1.8-40
Stromzuführende Kabel, Funkenbildung 12.2.1.8-49
Struktur (Gefüge), Korn 11.1-6
Sulfamat Verfahren. *Siehe* Vernickeln
Sulfidation durch Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-24
Sulfid/-e
 als Spanbrecher 11.2.2-3
 Schichten auf Silber 12.2.1.8-40
Surface Integrity 12-2-1
Sustained Load Cracking 12.2.1.3.1-12, 12.2.1.3.1-29

T

Tannenbaumfuß, Bruch 14-27

Tauglichkeitsnachweis, repariertes Bauteil 14.4-2

TCP (Tricresylphosphat) 11.2.1-33

Technologie, serieneignete 12.2-1

Teflon. *Siehe* PTFE

Teileverwechslung in Bädern 12.2.1.7-26

Teilzyklen (LCF-Belastung) 14-27

Temperaturführung

beim Schmieden 11.2.2.1-4

Lötung von Metallfilz 12.2.1.4-26

Tenside in Waschmitteln 12.2.1.7-1

Termisches Spritzen, thermische Spritzschicht

12.2.1.8-3, 12.2.1.8-24, 12.2.1.8-25

Abplatzung 12.2.1.8-29

Abrasiv Strahlen 12.2.1.8-38

Ätzen 12.2.1.8-37

aufgeschmolzene Einschlüsse 12.2.1.8-27

Beeinflussung des Grundwerkstoffs 12.2.1.8-34

Betriebsverhalten 12.2.1.8-28

Diffusion mit Grundwerkstoff 12.2.1.8-30

Eigenschaften 12.2.1.8-25

Eigenspannungen 12.2.1.8-24, 12.2.1.8-29

Eindringprüfung 12.2.1.8-38

Einfluss auf die Schwingfestigkeit 12.2.1.8-32

Einfluss der Haftfestigkeit auf die Schwingfestigk

12.2.1.8-34

Einfluss des Beladungseffekts 12.2.1.8-27

Einfluss des E-Moduls auf die Schwingfestigkeit

12.2.1.8-34

Einfluss von Rückprallern 12.2.1.8-37

Fehler durch Prozessparameter 12.2.1.8-35

Flammspritzen 12.2.1.8-24

Füllen von Honigwaben 12.2.1.8-37

Gasaufnahme bei Ti-Legierungen 12.2.1.8-25

Haftfestigkeit 12.2.1.8-24

Haftfestigkeit, Änderung im Betrieb 12.2.1.8-28

Lichtbogenspritzen 12.2.1.8-24

Metallspritzens 12.2.1.8-25

Nacharbeit 12.2.1.8-37

Plasmaspritzen 12.2.1.8-24

Pulvereigenschaften 12.2.1.8-34, 12.2.1.8-35

Rauigkeit der Haftfläche 12.2.1.8-29

Reinigen 12.2.1.8-37

Sauerstoffaufnahme von Titan 12.2.1.8-25

Schichtfehler 12.2.1.8-25

Schwingbelastung der Haftfläche 12.2.1.8-33

Schwingfestigkeit

Einfluss der Schichtfestigkeit 12.2.1.8-34

Spanende Bearbeitung 12.2.1.8-37

Spritzfläche mit Staubablagerungen 12.2.1.8-31

Struktur 12.2.1.8-24

ungleichmäßige Pulverförderung 12.2.1.8-32

Wärmebehandlung 12.2.1.8-37

Tests und Erprobung 10-6

Tetrachloräthan 12.2.1.7-17

Textur. *Siehe* Gefügerichtung

Thermoelement 12.2.1.9-13

Betriebseinflüsse 12.2.1.9-13

Feuchtigkeitseinfluss 12.2.1.9-14

Isolatorproblem 12.2.1.9-14

Rissbildung 12.2.1.9-13

Schädigung des Schutzrohrs 12.2.1.9-14

Thermoermüdung 11.3-13, 14.2-7

Belastung reduzieren 14.1-9

Einfluss von Schrumpflankern 11.3-13

Einkristall 11.2.1-26

Gerichtet erstarrt er Werkstoff 11.2.1-25

Guss 11.2.1-26

Verhalten Wärmedämmschicht, Spritzpulverfeuchte

12.2.1.8-32

von Chargiergestellen 11.3-27

Thermografie

Klebeverbindung 12.2.1.5-10

Schicht 12.2.1.8-5

Thermomechanische Umformung (Thermo-
mechanical Processing) 11.2.2.1-4

Thermomechanisches Modell, Schmieden 11.1-35

Tiefziehfett, Einfluss auf Schweißung 12.2.1.3.1-29

TIG. *Siehe* Tungsten Inert Gas welding

Titan/Titanlegierung

Anlauffarben 12.2.1.7-24

α -case 11.3-15

α -Anreicherung beim Schweißen 12.2.1.3.1-26

Äußere Anzeichen auf Versprödung 12.2.1.3.1-30

Diffusionsschweißen 12.2.1.3.5-2

Einfluss von Eisenverunreinigungen beim Schwei-

ßen 12.2.1.3.1-29

Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-14

Facettenartige Rissbildung 11.2.2.1-7

Fehler/Fehlstellen 11.2.2.1-8

in Diffusionsschweißung 12.2.1.3.5-7

Typen 11.2.2.1-13

Gefügeuntersuchung auf Sauerstoffaufnahme

12.2.1.3.1-31

Guss 11.2.1-2

Härteprüfung auf Sauerstoffaufnahme 12.2.1.3.1-

30

Hartmetalleinschlüsse 12.2.1.3.1-23

Kontakt mit Cadmium 12.2.1.8-39

Lötung 12.2.1.4-10

Oberflächenporosität in Schweißung 12.2.1.3.1-23

Poren 11.2.2.1-7

Pore Cracking 12.2.1.3.1-12

Reibschweißen 12.2.1.3.4-2

Reaktion mit

Schleifkörnern 12.2.1.1.1-12

mit Strahlgut 12.2.1.6-39

Rissbildung durch Handschweiß 12.2.1.7-17,

11.2.2.1-27

Rissbildung durch Kochsalzverunreinigungen

12.2.1.7-17

Risswachstum in Per-Dampf 12.2.1.7-17

Thermisches Spritzen

Titan

- Sauerstoffaufnahme beim Schweißen 12.2.1.3.1-11
 Schädigung durch Cl im Kühlschmierstoff
 12.2.1.1.2-24
 Schmiedeteil, Pore als Anriss 11.2.2.1-17
 Schleiföle 12.2.1.1.2-26
 Schweißen/Schweißung 12.2.1.3.1.1-5, 14.4-11
bei Verunreinigung 12.2.1.1.1-12
Einfluss der Eigenspannungen auf LCF
 12.2.1.3.1-25
Porosität 12.2.1.3.1-23
 Spannungsrisskorrosion (SpRK) 11.2.2.1-27
durch Cl-haltige Reinigungsmittel 12.2.1.3.1-29
durch Fingerabdrücke 12.2.1.3.1-29
durch Kochsalz 13-6
Verfärbungen 12.2.1.3.1-30
 spröde Rissbildung 11.2.2.1-17
 ungeeigneter Kühlschmierstoff 12.2.1.1.2-26
 Verfärbungen in Bädern 12.2.1.7-24
 Versprödung
durch Sauerstoffaufnahme 12.2.1.1.2-22
mechanismus bei Fe-Verunreinigung 12.2.1.7-
 18
 Wasserstoff 11.2.2.1-17
Aufnahme beim Termischen Spritzen 12.2.1.1.1-
 12, 12.2.1.8-25
Versprödung durch Aufspritzungen 12.2.1.7-18
 Versprödung
durch Ameisensäure 12.2.1.7-14
durch Eisenablagerungen 12.2.1.7-18
durch Ni/Grafit-Einlaufbelä 12.2.1.7-18
 Werkstoff
Beeinflussung durch Chlorverbindungen
 12.2.1.7-17
Fehler 11.2.2.1-7
in Rotor 11.2.2.1-10
Probleme 11.2.2.1-1
Spaltflächen 11.2.2.1-7
Titanschwamm 11.2.2.1-11
TMP. *Siehe Thermomechanical Processing*
Toleranzabweichung, Zentriersitz 14.2-10
Topfzeit, *Siehe Reaktionszeiten, Beschichtungs-*
massen, Klebersystem 12.2.1.5-11.
Topographie
 Kugelstrahlfläche 12.2.1.6-21
 Lötfläche 12.2.1.4-8
 Zerspanung 12.2.1.1.2-1
Topological Close Packed = TCP 11.2.1-33
Toxizität, Kadmium 14-19
Tramlines, Anlauffarben 12.2.1.3.1-30
Transport
 Behälter 13-8
Deckel 13-8
Stapelfähigkeit 13-8
 Brinelling 13-12, 13-15
 Probleme beim Gabelstapler 13-1
 Risiken durch Vibrationen 13-15
 Schäden an Honeycombdichtungen 13-15
 Schaden 13-15
Abhilfe 13-1
an Hochdruckturbinenschaufel 13-10
Nacharbeit 13-17
Ursache 13-16
Ursachennachweis 13-16
Vermeidung 13-16
Weiterverwendung 13-17
Tree Rings 11.1-30, 11.1-36
Trend
 Monitoring 14-6
 zum Leichtbau 10-1
Trennmittel 12.2.1.7-4, 12.2.1.7-6
 Badverunreinigung 12.2.1.7-6
Trennungen in Schweißung 12.2.1.3.1-3
Tri 12.2.1.3.1-29, 12.2.1.3.4-9. *Siehe auch* Trichlor-
 ethen
Trial and Error Prinzip 12.2.1.3.2-3
Tribokorrosion. *Siehe* Fretting
Trichlorethen 12.2.1.7-17
Triebwerk/Turbomaschine
 Erprobung einer Reparatur 14.4-1
 Lebensdauer 14.1-22
Trockenschmiermittel, Einfluss auf das Reib-
 schweißen 12.2.1.3.4-8
Trockenstrahlen 12.2.1.6-1, 12.2.1.6-35
Trocknung
 Auftreten von Vereisung 12.2.1.7-28
 nach Badbehandlung 12.2.1.7-27
 Verfahren 12.2.1.7-28
Tungsten Inert Gas welding 12.2.1.3-1
Turbine
 Dichtsegment, Lötung 12.2.1.4-6
 Leitapparat/Leitschaufel
Bruch einer Haltenase 14.2-8
Grenzen einer Reparatur 14.1-2
Schwächung durch Reparatur 14.2-8
Warmrissbildung 11.1-22
vom Gießen 11.1-20
 Rad/Rotor, Diffusionsschweißung 12.2.1.3.5-6
 Schaden, Folge einer versagenden Lötung 12.2.1.4-
 43
 Schaufel
Deckbandverschleiß durch Fretting 14.1-21
Fehler in Deckbändern 11.2.1-29
geschmiedete 11.2.3-13
Gussfehler 11.2.1-36
Kaltschweißung 11.2.1-24
Korrosion unter Fußplattform 14-18
Kriechschädigung 14-10
Langzeit-Gefügeveränderungen 14-10
Problem bei Wärmebehandlung 11.3-4

- Überhitzungsverdacht* 14-8
Werkstofffehler 11.2.1-23
Zusammenstellung fertigungsbedingter Fehler 12.2-9
- Scheibe**
Bruch 11.2.2.1-21, 12.2.1.1.1-16
Bruch durch Cer und Lanthan Verunreinigung 11.2.2.1-19
Bruch durch Überhitzung bei Bearbeitung 12.2.1.1.1-16
Bruch wegen Ni-Schicht 12.2.1.8-53
LCF-Festigkeit 11.1-10
Schmiederiss 11.2.2.1-5
Zusammenstellung fertigungsbedingter Fehler 12.2-9
 Segment, gelötet 12.2.1.4-5, 12.2.1.4-22
- U**
Übergangsradius, Nacharbeit 12.2.1.1.2-21
Überhitzung 11.1-20
 durch Bearbeitung 12.2.1.1.1-14
Bruch einer Turbinenscheibe 12.2.1.1.1-16
 Verdacht, T-Schaufelblatt 14-8
Überholung 14-2
 Intervalle 14-2
Festlegung des optimalen 14-7
friedensbezogene Philosophie 14-3
verlängern 14-6
Überschleifen einer Schicht 12.2.1.8-7
Überschreitung
 von Mindestzeitspannen 13-1
 Zyklische (LCF) Lebensdauer 14-26, 14-27
Überstrahlung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-9, 12.2.1.6-24
Übertemperatur, zulässige bei Lötungen 12.2.1.4-23
Überwachung
 KSS 12.2.1.1.2-30
 Prozessbäder 12.2.1.7-4
 Strahlgut 12.2.1.6-12
Überzeiten
 beim Löten 12.2.1.4-10
 Prozessbad 12.2.1.7-11
Ultra-high tensile strength 11.2.3-5
Ultraschall prüfung einer Lötung 12.2.1.4-45
Ultraschallbäder, Fretting, False Brinelling 12.2.1.7-26
Ultraschallprüfung
 Blind Spot 11.2.2.1-10
 Fehlerauffindbarkeit 11.2.2.1-2
 Kontur von Schmiedeteilen 11.1-16
 Versagen, Grenzen 11.2.2.1-12, 11.2.2.1-22
Umformen, Fehlstellen in schmiedeteilen 11.1-16
Umformgrad, Schmiedeteil 11.1-16
Umhüllungen Schweißelektrode 12.2.1.3.1-33
Umschmelzen
- Header 11.2.2.1-11
 mehrfach 11.2.2.1-11
 Prozess 11.1-28
Fehlerverteilung 11.3-20
 Rohteilherstellung 11.3-17
Umweltverträglichkeit 14.1-23
Undefinierte Beschädigungen 13-3
Undefinierter Schneide, Spanen 12.2.1.1-3
Undercut. *Siehe* Einbrandkerbe
Undichtigkeit in Leichtmetall Sandguss 11.2.1-7
Ungänze 12.2.1.3.1-11
Unternahtrisse 12.2.1.3.1-32
Unwucht kündigt Schaden an 14-26
Urformen 11.1-2
- V**
Vacuum Arc Remelting (VAR) 11.1-26, 11.1-28, 11.3-17
Vakuumlöten 12.2.1.4-20
Vapor Blasting. *Siehe* Naßstrahlen
Ventile reibschweißen 12.2.1.3.4-4
Veränderung einer Bearbeitungsmaschine 10-2
Verantwortung des Konstrukteurs 10-1
Verchromen 12.2.1.8-40
 auf Maß 12.2.1.8-48
 Lagersitze 12.2.1.8-43
 Schwingfestigkeit 14.1-11
 Vielkeilkupplung 14.1-18
 Wasserstoffversprödung 12.2.1.8-13
Verdichterleitapparat/-schaufel
 gelötet 12.2.1.4-4
Verdichterrad/-rotor/-scheibe
 Bruch
durch Kadmium 12.2.1.8-52
durch Schwingerermüdung 14.2-10
 Stahlguss 11.2.1-9
 Werkstofffehler 11.2.2.1-9
Verdichterschaufel
 Bruch wegen Kugelstrahlfehler 12.2.1.6-30
 Hinterkantenversprödung 12.2.1.7-18
 mit Schmiedefalte 11.2.2.1-25
Verdrehsicherung
 Kleben 12.2.1.5-2
Klebstoffe 12.2.1.5-4
Vereisung 14.4-5
 bei Trocknung 12.2.1.7-28
Verfahren
 der Neuteilherstellung, Anwendung bei Reparaturen 14.3-5
 Erprobung, Punktschweißen 12.2.1.3.2-3
 Kontrolle, Kugelstrahlen 12.2.1.6-32
 Parameter beim Reibschweißen 12.2.1.3.4-8
 Prozess, stabiler 10-1
 Spezifische Probleme 12.2.1.1-1
spanende Bearbeitung 12.2.1.1-1

- Trocknung 12.2.1.7-28
 Überwachung, Kugelstrahlen 12.2.1.6-7
 Zulassung von Reparaturen 14.3-1
- Verfärbung**
 an Titanteilen 12.2.1.3.1-30, 12.2.1.7-24
 Schraubenbruchfläche 0-5
- Verfestigen**
 Schicht 12.2.1.8-9
 Strahlen 12.2.1.6-27
 Verhalten. *Siehe* Kugelstrahlen
- Verformungsgrad** 11.1-32, 11.2.2-6
- Verformungsverhalten** beim Schmieden 11.2.2-6
- Verfügbarkeit** 14.1-22
- Verkadmen** 12.2.1.8-39
- Verkupfern** 12.2.1.8-39
- Vernickeln** 12.2.1.8-40
 Lötfläche 12.2.1.4-49
 Schwingfestigkeit 14.1-11
- Verpackung**
 für Versand 13-1
 Triebwerksteile 13-16
- Verrostete Schweißfläche** 12.2.1.3.1-33
- Versagen**
 Ablauf 10-6
 Indizien 10-6
- Versand** 13-1
- Verschleiß**
 Beschichtung 12.2.1.8-5
 Deckband T-Schaufel 14.1-21
 Flächen, Reparatur 14.1-12
 Grenzen, Werkzeug 12.2.1.1.2-4
 Kombination gelaufener Teile 14.1-20
 Labyrinth 14.4-10
 Schutz, Spritzschicht 12.2.1.8-25
 Systeme, Änderungen 14.1-18
 Werkzeug 12.2.1.1.2-4
 Zonen, Schweißpanzerung 12.2.1.3.1-19
- Verschleppung**
 Reinigungsbäder 12.2.1.7-6
 Spülbäder 12.2.1.7-6
 von Verunreinigungen im Bädern 12.2.1.7-4
- Verschlimmbesserung** durch Reparatur 14.2-1
- Verschlossenes Werkzeug** 10-7
- Verschmutzung**
 Gefahr in der Fertigung 13-4
 Im Fertigungsprozess bei Zwischenlagerung 13-4
 Schweißflächemit Kohlenwasserstoffen 12.2.1.3.1-33
 Vermeidung durch Motiviation 13-4
- Versilbern** 12.2.1.8-40
- Versprödung**
 Äußere Anzeichen bei Titanlegierungen 12.2.1.3.1-30
 Cr-Schicht durch Wärmebehandlung 12.2.1.8-47
 Gefüge 11.1-40
 in Ätzbädern 12.2.1.7-4
- Kadmium bei Temperatur 14.2-9
 Lotdiffusion 12.2.1.4-6
 Mechanismus, Titanlegierung mit Fe-Verunreinigung 12.2.1.7-18
 Sauerstoffaufnahme von Titanlegierungen 12.2.1.3.1-31
 Schweißung durch Wasserstoff 12.2.1.3.1-32
 von Labyrinthspitzen aus Ti 12.2.1.7-18
 von Titanlegierungen durch Sauerstoffaufnahme 12.2.1.1.2-22
- Verstopfung**
 Kühlluftbohrung durch Strahlgut 12.2.1.6-26
 Kühlluftführung durch Strahlmittel 12.2.1.6-13
- Verunreinigung**
 anhaftende Funken 12.2.1.7-9
 auf Bauteilen 13-1
 Auswirkung auf FVK 12.2.1.7-6
 bei Zerspanung 12.2.1.1-8
 durch Lot 12.2.1.4-31
 im Werkstoff 11.1-8
 Lotablagerungen 12.2.1.4-20
 Metallische auf Oberflächen 12.2.1.7-8
 Pulver beim HIP 11.2.3-7
 Schweißen von Titanlegierungen 12.2.1.1.1-12
 Verschleppung durch Bäder 12.2.1.7-21
 von Schutzgas 12.2.1.3.1-29
 Wasserstoffaufnahme in Ti 12.2.1.7-7
- verzögerte Rissbildung** bei Lagerung 13-6
- Verzug**
 an Gussteilen 11.2.1-20
 bei Wärmebehandlung 11.1-40, 11.3-26
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-6
 von Beschichtungsgefäßen 11.3-27
 Werkstücks 12.2.1.1.2-5
dünnwandig 11.2.1-2
- Vibration**
 Bearbeitung 11.2.1-3
 Entmischung von Pulver 12.2.1.8-35
 Pulverentmischung 11.2.3-7
 Risiken bei Transport 13-15
 Schleifen 12.2.1.1.1-8
 Zerspanen 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-8
- Vibrationsschleifen**, Beschädigungen durch 12.2.1.1.1-14
- Vielkeilkupplung/-verzahnung**
 Beschichtung gegen Gleitverschleiß 12.2.1.8-19
 Nitrieren 14.1-18
 Verchromung 14.1-18
- Viskosität**, Lot 12.2.1.4-11
- Visuelle Inspektion**
 in Bohrung 12.2.1.1.2-15
 Lötung 12.2.1.4-44
- Vogelschlag** 14.4-5
- Vollzyklen** (LCF) 14-27
- Volumenänderung**

- durch Gefügeänderung 11.3-27, 12.2.1.9-8
 Maßabweichung 10-11
 Nickellegierung 12.2.1.9-8
- Voraussetzungen** für Anwendung von HIP 11.2.3-10
- Vorbehandlungen**
 Auswirkung auf Ätzangriff 12.2.1.7-14
 einer Lötfläche 12.2.1.4-50
 Klebeflächen 12.2.1.5-11
 Kugelstrahlen 12.2.1.6-12
- Vorrichtung**
 Aufschmierungen 12.2.1.7-9
 Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-1
 für Lötung 12.2.1.4-49
 Glühen 11.1-40
- W**
- W-Partikel** (Wolframpartikel) in Schweißung
 12.2.1.3.1-29
- Wabdichtung** 12.2.1.4-6
 Ausbrechen 12.2.1.4-24
 Lötung 12.2.1.4-6, 12.2.1.4-24
Diffusion 12.2.1.4-20
- Wabenstrukturen**, Klebstoffe 12.2.1.5-4
- Wachsausschmelzverfahren**. *Siehe* Feinguss
- Wahrscheinlichkeit**
 eines Werkstofffehlers 11.3-24
 von Schmiedefehlern 11.3-21
- Wälzlager**, Maßänderung durch Wachsen 12.2.1.9-10
- Wärmebehandlungsrisse** 11.1-38
- Wärmebeeinflusste Zone** (Schweißen) 12.2.1.3.1-3
- Wärmebehandlung** 11.1-38
 Abhilfe gegen Rissbildung 11.3-27
 bei HIP 11.3-15
 Beule im Schmiedeteil 11.2.2.1-25
 Cr-Schicht 12.2.1.8-47
 Eigenspannungen 11.1-38
 Einfluss auf das Gefüge 11.1-10
 Einfluss von Halbzeugeigenschaften 11.1-14
 Gefährlichkeit von Aufschmierungen 12.2.1.1.1-12
 in einer Glühvorrichtung 11.2.1-2
 Rissbildung 11.1-38, 11.3-27
 Rissbildung durch Bearbeitungsriefen 11.1-40
 Rissbildung durch Kerben 11.1-40
 Schmieden 11.1-32
 Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-37
 Turbinenschaufel 11.3-4
 Verzug 11.1-40, 11.3-26
 Volumenänderungen 11.3-27
 von Schmiedeteilen 11.1-35
 Zustand, Einfluss auf Schweißung 12.2.1.3.1-14
- Wärmedämmschicht**. *Siehe* Thermische Spritzschicht 12.2.1.8-4
 Segmentierungsrisse 12.2.1.8-4
- Wärmedehnung**
 Behinderte 11.1-22
- Eigenschaften, Einfluss auf Lötung 12.2.1.4-6
- Wärmeeinflusszone**
 Schweißen 12.2.1.3.1-2
 vom Bohren 12.2.1.1.2-18
- Wärmefluss** in einer Schicht 12.2.1.8-5
- Wärmespannungen**
 beim Schleifen 12.2.1.1.1-9
 im Gussteil 11.2.1-27
- Warmfestigkeit**, Schmieden 11.2.2.1-4
- Warmriss** 11.1-2, 11.2.1-3, 11.2.1-5, 11.2.2-3
 11.2.2.1-5
 Abhilfen beim Schweißen 12.2.1.3.1-14
 Bildung 11.1-20. *Siehe auch* Heißrissbildung
 Bauteilbereich 11.1-22
 EB-Schweißung 12.2.1.3.1-21
 Einfluss der Konstruktion 11.1-20
 Einfluss von Formmassen 11.1-20
 Gießbedingungen 11.1-20
 Guss 11.2.1-20
 in Labyrinth 10-10
 Kornorientierung 11.1-22
 Labyrinth 14.4-10
 Metallurgische Einflüsse 11.1-20
 Ni-Legierungen 14.4-10
 Schweißungen 12.2.1.3.1-13
Einfluss der Nahtbreite 12.2.1.3.1-21
Reibschweißen 12.2.1.3.4-1, 12.2.1.3.4-8
 Werkstoffabhängigkeit 12.2.1.3.1-14
- Warmzerreißfestigkeit**, Einfluss der Ausscheidungsphase 11.2.1-34
- Wartung** 14-2
- Warzen** an Cr-Schicht 11.2.2-3, 12.2.1.8-48
- Wasch- und Reinigungsmittel**
 Einfluss auf Klebstoff/Klebeverbindung 12.2.1.5-1, 12.2.1.5-14
 Tenside 12.2.1.7-1
- Waspaloy** (warmfester Schmiedewerkstoff)
 Lötung 12.2.1.4-33
 Scheibenschaden 11.2.2.1-22
- Wasserstoff**
 Ätzbäder 12.2.1.7-4
 Aufnahme
Fe-haltige Verunreinigungen auf Ti 12.2.1.7-7
im Ätzbad 12.2.1.1.1-12
im Reinigungsbad 12.2.1.1.1-12
von Titan beim Thermischen Spritzen 12.2.1.8-25
von Titanlegierungen 12.2.1.1.1-12
 Beladung 12.2.1.7-30
 Einfluss auf Schweißung 12.2.1.3.1-32
 Entsprödung, Zeitspanne 12.2.1.7-29
 in Prozessbädern 12.2.1.7-28
 in Titanlegierung 11.2.2.1-17
 Porenbildung 11.2.2-5
in Titanlegierungen 11.1-19
 Rissbildung, Schleifen 12.2.1.1.1-5
- Wasserstoffpumpen** im Gefüge 12.2.1.3.1-35

Wasserstofftransport in Metallen 12.2.1.3.1-35
Wasserstoffversprödung 11.1-19, 11.2.2-6, 14-19
 an Schweißungen 14.1-16
 beim Schweißen durch Schwitzwasser 12.2.1.3.1-33
 beim Verchromen 12.2.1.8-13
 Bruch eines Schraubenkopfs 12.2.1.8-51
 durch Ameisensäure in Titan 12.2.1.7-14
 durch Feuchtes Schutzgas 12.2.1.3.1-33
 durch zu lange Zwischenlagerung 13-4
 Entsprödung 12.2.1.8-14
 Fischeugen 12.2.1.3.1-33
 in Schrauben 0-5
 in Schweißungen 12.2.1.3-2
 Kadmium 12.2.1.8-43, 12.2.1.8-51
 Nachweis 12.2.1.7-28
 Titanlegierung 12.2.1.7-18
Weichlöten 12.2.1.4-1
Weißer Flecken. *Siehe* White Spots
Weißer Randschicht 12.2.1.1.2-4
 durch Schleifen 12.2.1.1.1-4
Weiterverwendung
 bei Transportschaden 13-17
 von Bauteilen 10-2
Weld bead. *Siehe* Schweißnaht
Weld reinforcement. *Siehe* Nahtüberhöhung
Welligkeit durch Zerspanen 12.2.1.1.2-8
Werkstoff
 Änderung, Auswirkung 14.1-22
 Beeinflussung
durch Blei 11.1-23
durch Wismuth 11.1-23
 Einschluss Aluminiumoxid 11.2.2.1-23
 hochfeste Fertigung 10-4
Eigenschaften, Einfluss auf Fertigung 10-4
 Eignung für das Schleifen 12.2.1.1.1-11
 Einfluss auf das Richten 11.1-13
 Einfluss auf das Schweißen 11.1-13
 Einfluss auf den Werkzeugverschleiß 11.1-13
 Einfluss auf elektrochemische Verfahren 11.1-14
 Einschluss Aluminiumoxid 11.2.2.1-23
 Entwicklung, Zeit und Kosten 10-4
 Fehler 11.1-1, 11.1-14, 11.2.1-1
Bruch einer Turbinenscheibe 11.2.2.1-21
Definition 11.1-2
Dendritischer Typ 11.3-20
diskreter Typ 11.3-20
Erschmelzung 11.2.2.1-10
Guss 11.2.1-23
im Triebwerk 11.3-3
in Titanlegierungen 11.2.2.1-7
konstruktive Einflüsse 11.1-17
Maßnahmen gegen 11.3-1
Parallelfälle 11.2.1-1
Risikominimierung 11.3-3
Rückschluss auf Entstehungsmechanismus 11.3-

20
Scheibenbruch in Titanlegierung 11.2.2.1-16
Streuung der Betriebszeiten 11.2.1-23
Titanrotor 11.2.2.1-10
Verdichterrotor 11.2.2.1-9
Wahrscheinlichkeit 11.3-24
White Spots 11.3-20
 Festigkeit, Beeinflussung durch die Fertigung 12.2-5
 Gefüge
Einfluss auf die Qualitätssicherung 11.1-14
Fasern 11.1-2
 hochfeste Fertigung 10-4
 Kombinationen
Reibschweißen
Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-4
in Prozessbädern 12.2.1.7-23
Reibschweißen 12.2.1.3.4-2, 12.2.1.3.4-5
 Leichtbau 11.2.1-1
 Preis 14.1-22
 Probleme bei Titanlegierungen 11.2.2.1-1
 Reinheit für Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-6
 Schädigung 14-22
 Spurenelemente 11.1-8
 Verunreinigungen 11.1-8
durch Hartmetallschneiden 11.1-28
 Zulassung 11.1-3
 Zustand
für Elektronenstrahlschweißung 12.2.1.3.3-9
für optimale Schweißung 12.2.1.3.1-21
Werkstoffschluss (Verbindung) bei thermischen Spritzschichten 12.2.1.8-29
Werkstück
 Kontakt mit Werkzeughalter 12.2.1.1.2-2
 Verzug 12.2.1.1.2-5
Werkzeugmaschinen, freie Schwingungen 12.2.1.1.2-8
Werkzeug
 Abrieb 12.2.1.7-9
 Bruch 12.2.1.1.2-4
bei Zerspanung 12.2.1.1-8
 Lebensdauer, Einfluss des Kühlschmierstoffs 12.2.1.1.2-25
 Schaden, Eisenanreicherung als Hinweis 12.2.1.1.2-10
 Schneide, Schäden 12.2.1.1.2-4
 Verschleiß 11.2.1-2, 12.2.1.1.2-4
durch Gusshaut 11.2.1-18
Grenzen 12.2.1.1.2-4
verschlissenes 10-7
Werkstoffeinfluss 11.1-13
Zerspanung 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-2
Werkzeughalter, Kontakt mit Werkstück 12.2.1.1.2-2

Werkstoff

Werkstoff

Werkzeugmaschine

- Löschsysteme 12.2.1.1.2-28
- Modellbetrachtungen zum Löschen 12.2.1.1.2-28
- Vorbeugung gegen Explosion 12.2.1.1.2-28

Wet start. *Siehe* Fehlstart: Restkraftstoff

WEZ. *Siehe* Wärmebeeinflusste Zone/Wärmeeinflusszone

- Mikrorisse 12.2.1.3.1-19
- Schweißen 12.2.1.3.1-2

White Spot 11.1-30, 11.1-31, 11.1-37

- Fehlstelle 11.3-20

White-etching Layer 12.2.1.1-7

Widerstandsschweißen 12.2.1.3-1, 12.2.1.3.2-1

Wiederaufschmelzrisse in EB-Schweißung
12.2.1.3.1-14

Wiedereingeschmolzene Späne bei Titanlegierungen
12.2.1.3.1-23

Wiedererstarte Zone 12.2.1.1.2-4

Wiederverwendetes Material 11.1-27

WIG 12.2.1.3-1, 12.2.1.3.1-1

WIG und MIG Schweißungen

- Abhilfen bei Problemen 12.2.1.3.1.1-1

Wirbelbildung 11.2.1-16

Wirbelstromprüfung

- Bohrung 12.2.1.1.2-18
- Spänekontakt 12.2.1.1.2-2

Wismuth, Werkstoffbeeinflussung 11.1-23

Wissensmanagement 10-2

Wolframkarbid

- Schädigung im Prozessbad 12.2.1.7-11, 12.2.1.7-23

Wurzel, Probleme bei Schweißnaht 12.2.1.3.1-11

Wüstengegend, Erosionseinfluss 14-10

Z

Zahnräder

- Brünieren 12.2.1.8-56
- Wasserstoffversprödung 12.2.1.8-13

Zahnradwelle 12.2.1.8-10

- Elektronenstrahlschweißen 12.2.1.3.3-15
- Schwingriss an Elektronenstrahlschweißung
12.2.1.3.3-15

Zebras (Gefüge) im Einkristallguss 11.2.1-27

Zeichnungsangaben, Kugelstrahlen 12.2.1.6-33

Zeitabstand (für Regeneration), Kugelstrahlen
12.2.1.6-19, 12.2.1.6-21

Zeitbedarf einer Werkstoffentwicklung 10-4

Zeitspanne für Wasserstoffversprödung 12.2.1.7-29

Zeitstandfestigkeit, Lötung 12.2.1.4-23

Zentrallunker 11.1-31

Zentriersitz, Auswirkung einer Toleranzabweichung
14.2-10

Zersetzung von Entfettungsbädern 12.2.1.7-17

Zerspanen

- Aufschmieren von Fremdmetall 12.2.1.1-8

Betriebskarte 12.2.1.1.2-4

Effekte im metallografischen Schliff 12.2.1.1-11

Eigenspannungen 12.2.1.1-11, 12.2.1.1.2-5

Einfluss auf die LCF-Festigkeit 12.2.1.1-10

Einfluss auf die Mikrohärtigkeit 12.2.1.1-11

Einfluss der Festigkeit/Härte 11.1-13

Einflüsse auf eine Bohrung 12.2.1.1-11

Entstehung von Gleitlinien 12.2.1.1-11

Erprobung 12.2.1.1.2-7

Erwärmung 12.2.1.1-7

Faserkrümmung 12.2.1.1-7, 12.2.1.1-11

Fremderregte Schwingungen 12.2.1.1.2-8

Gefügeveränderung 12.2.1.1-7

Kerben 12.2.1.1-8

Kommarisse 12.2.1.1-7

Kosten 12.2.1.1.2-23

Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-21

Löschanlage 12.2.1.1.2-2

Mechanische Gefügeschädigungen 12.2.1.1.2-6

Oberflächenrauigkeit 12.2.1.1.2-1

Plastische Verformung 12.2.1.1-7

Probleme 12.2.1.1-4, 12.2.1.1.2-1

Qualitätssicherung durch Werker 12.2.1.1.2-2

Rattern 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-8, 12.2.1.1.2-2

Rissbildung 12.2.1.1-7

Rupfen 12.2.1.1.2-8

selbsterregte Schwingungen 12.2.1.1.2-8

Schäden und Probleme 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-2

Schwingerermüdung 12.2.1.1.2-2

Schwingungen 12.2.1.1.2-1

Anregung 10-8

Spanarten 12.2.1.1.2-6

Spanformen 12.2.1.1.2-6

Topografie 12.2.1.1.2-1

Veränderung der Festigkeit 12.2.1.1-7

Verfahren mit definierter Schneide 12.2.1.1.2-1

Verunreinigungen 12.2.1.1-8

Vibrationen 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-8

Weißer Randschicht 12.2.1.1.2-4

Welligkeit 12.2.1.1.2-8

Werkzeug,

Bruch 12.2.1.1-8

Lagekopplung 12.2.1.1.2-10

Verschleiß 12.2.1.1.2-1, 12.2.1.1.2-2

Zerstörungsfreie Prüfung (ZfP) 10-4

Auffindproblem 11.2.1-23

Cr-Schichten 12.2.1.8-5

Eindringprüfung

Problem an Schichtübergang 12.2.1.8-53

Thermische Spritzschichten 12.2.1.8-38

Erwartungshorizont 11.2.2.1-5

magnetische Rissprüfung 12.2.1.8-10

Nachweisverschlechterung durch Zerspanung
12.2.1.1-7

Schicht 12.2.1.8-5

Zerspanen



Schleifrisse 12.2.1.1.1-8
von Lötungen 12.2.1.4-45
Verfahren

Grenzen 11.3-24

Nachweisgrenzen 11.2.2.1-2

Zerstörungsfreie Prüfung 10-4

Zirkularfräsen 12.2.1.1-11

Zugeigenspannungen

Guss 11.2.1-14

Problematik 14.1-13

Zugelassene Kühlschmierstoffe 12.2.1.1.2-27

Zugspannungen, Einfluss auf SpRK 12.2.1.7-9

Zugvorrichtung, SpRK-Prüfung 12.2.1.7-17

Zulassung

Behörde, Beraterfunktion 14.3-3
einer Reparatur 14-12

im militärischen Bereich 14.3-2

Lieferant 11.1-5

Rohteile für Rotoren 11.3-18

Werkstoff 11.1-3

Zündquellen, Maschinenbrand 12.2.1.1.2-27

Zusammenbruch einer Emulsion 12.2.1.1.2-29

Zusatzwerkstoffe, Elektronenstrahlschweißung
12.2.1.3.3-4

Zuschmieren von Rissen beim Schleifen 12.2.1.1.1-9

Zustrahlen von Fehlstellen 11.2.1-12

Zwischeninspektion abhängig vom Risswachstum
11.1-6

Zwischenlagerung

Korrosion 12.2.1.7-11

Ursache für Wasserstoffversprödung 13-4

Verschmutzung im Fertigungsprozess 13-4

Zyklische Lebensdauer (LCF) Überschreitung 14-
26, 14-27

© Axel Rossnäh - Turboconsult
als Schulungsunterlage nur mit Lizenz