

InnCoa

Korrosionsatlas

GmbH

10 Jahre



INNCOA

SURFACE AND SUBSTRATE ENGINEERING

InnCoa

Herausgeber

InnCoa GmbH

Trepfenau 6

93333 Neustadt/Donau

Telefon: +49 (0) 9445 / 205419-0

E-Mail: info@inncoa.de

Geschäftsführer: Dr.-Ing. Jörg Heller, Dr.-Ing. Simon Oberhauser

Registergericht: Amtsgericht Regensburg

Registernummer: HRB 11536

Umsatzsteuer-Identifikationsnummer gemäß § 27 a Umsatzsteuergesetz: DE 244 815 198

GmbH

Überblick

Elektrochemische Korrosion

- gleichmäßige Flächenkorrosion
- Sauerstoffkorrosionstyp (alkalische oder neutrale Umgebung)
- Wasserstoffkorrosionstyp (saure Umgebung)
- lokal begrenzte Korrosion ohne mechanische Beanspruchung
- Lochkorrosion
- Kontaktkorrosion
- Spaltkorrosion / Ablagerungskorrosion
- selektive Korrosion
 - interkristalline Korrosion
 - Korrosion an Schweißnähten/Lötstellen

Korrosion mit mechanischer Beanspruchung

- Spannungsrisskorrosion (statisch)
- dehnungsinduzierte Korrosion (dynamisch)
- Schwingungsrisskorrosion (dynamisch)

Korrosion mit tribologische Beanspruchung

- Tribokorrosion
- Erosionskorrosion

Hochtemperaturkorrosion

- Typ I
- Typ II

Korrosion durch Versagen der Beschichtung

Korrosion durch Unterwanderung

- anodische Delamination
- kathodische Delamination

Flächenkorrosion



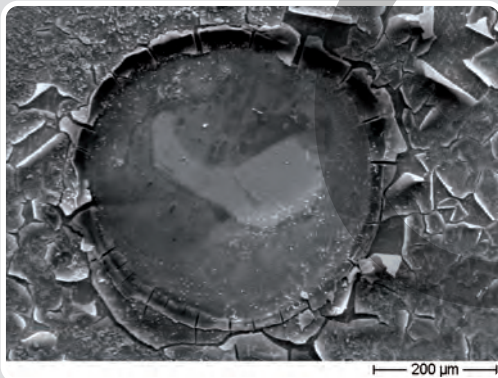
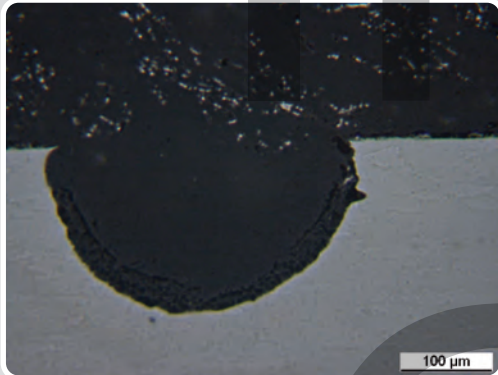
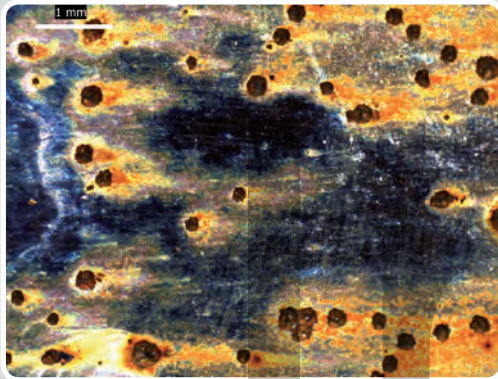
Die Flächenkorrosion ist nach DIN 50900 eine Korrosion, bei der die gesamte Oberfläche annähernd gleichmäßig abgetragen wird. Dazu gehört auch die "Muldenkorrosion", bei der der Korrosionsabtrag örtlich verschieden stark erfolgt.

Die Korrosionsgeschwindigkeit an Werkstoffen, welche Flächenkorrosion erleiden können, ist von Salzgehalt, pH-Wert, Sauerstoffgehalt, Temperatur des Mediums, Zeit, Luftverunreinigung und Strömungsverhältnisse des Mediums abhängig.

- Karosserieblech aus unlegiertem Stahl

z.B. Flächenkorrosion in einer warmen, feuchten Umgebung (nah zur Meeresküste) – Sauerstoffkorrosionstyp Stahl; Ort: Khao Sok, Thailand

Lochkorrosion



Erscheinungsformen – unterschiedlich, lokal begrenzt auf sehr kleines Volumen, punktförmige Löcher, Tiefe > Durchmesser

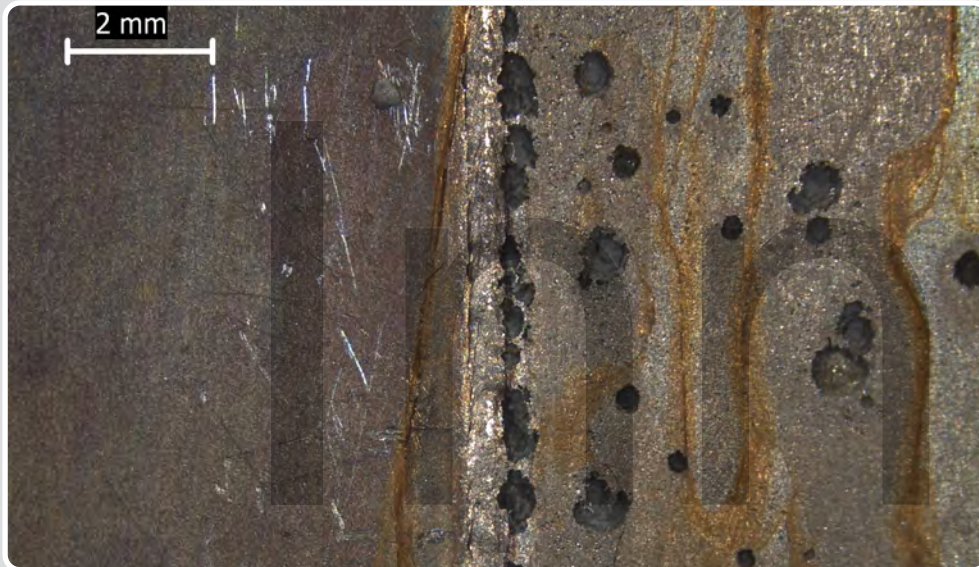
gefährdet sind:

- alle metallischen Werkstoffe, die eine **Passivschicht** bilden, z.B. rost- und säurebeständige Stähle, Cr-Leg., Ni-Leg., Ti-Leg., Al-Leg., (bei nichtrostenden Stählen kann durch Zulegieren von N, Mo und Cr Lochkorrosion verhindert werden)
- Werkstoffe mit kathodisch wirksamen Schutzschichten (z.B. verchromte Oberflächen)
- Werkstoffe mit stark inhomogenem Gefüge
- verzinnertes Weißblech (bei der Beschädigung der Sn-Schicht, Korrosion des Fe als unedleres Metall)
- kolsterisierte Oberflächen

Mögliche Merkmale:

- häufig in chlorid-, bromid- und jodidhaltiger Umgebung (z.B. Schwimmbäder, Großküchen, Wärmetauscher, Heizungen)
- Korrosionsgeschwindigkeit bis zu 1 mm / Woche
- elektrochemisch nachstellbar.

Lochkorrosion, Flächenkorrosion, Muldenkorrosion



Geschweißte Proben aus hochlegierten Stählen (1.4509/1.4301) potentiostatisch polarisiert in chloridhaltiger Lösung (links Austenit mit polarisationsbedingtem Anfang von Flächenkorrosion, rechts – Ferrit mit starker Lochkorrosion).

Muttergewinde Werkstoff 1.4021, beaufschlagt mit chlorid- und schwefelhaltigen Kondensaten, Übergang Loch- zu Muldenkorrosion, d.h. von lokalem zu totalem Zusammenbruch der Passivschicht



Lochkorrosion

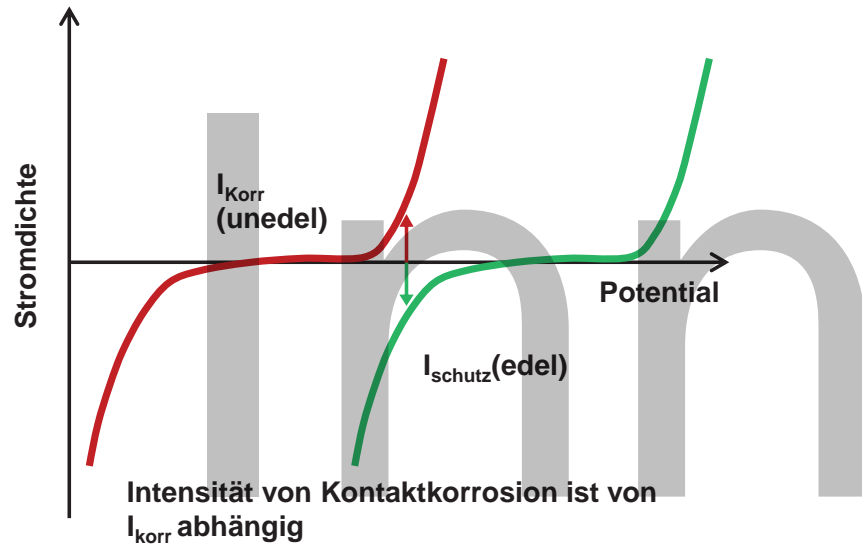


Lochkorrosion am **Trinkwasserrohr** [1.4521 (X2CrMo18-2)] nach dem Spülen mit einer Entkeimungslösung auf Chlordioxid-Basis in unbekannter Konzentration bei Raumtemperatur



Rohrabschnitt eines unbekanntes Eisenwerkstoffes, der erst gebeizt und dann mittels Innenanode hartverchromt wurde. Bereich außen - starke Lochkorrosion

Kontaktkorrosion

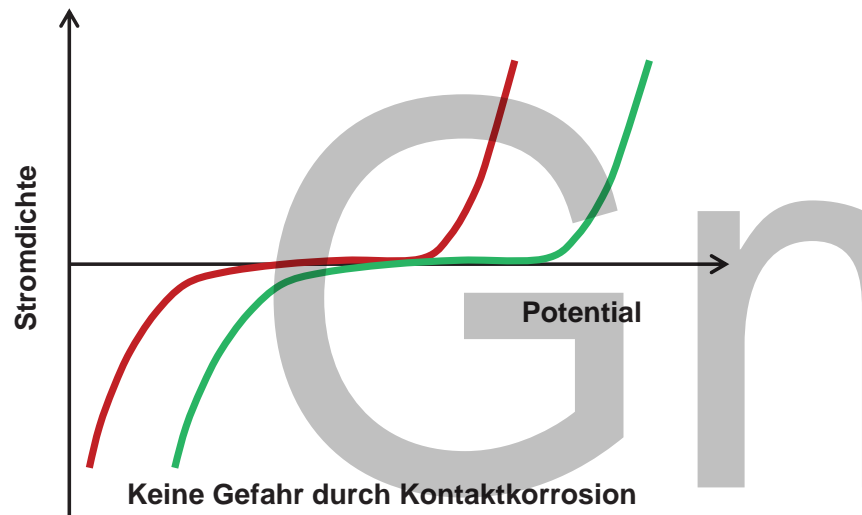


Ein leitender Kontakt zweier „ungleicher“ Metalle in einem Angriffsmedium (Elektrolyt) führt zur Kontaktkorrosion.

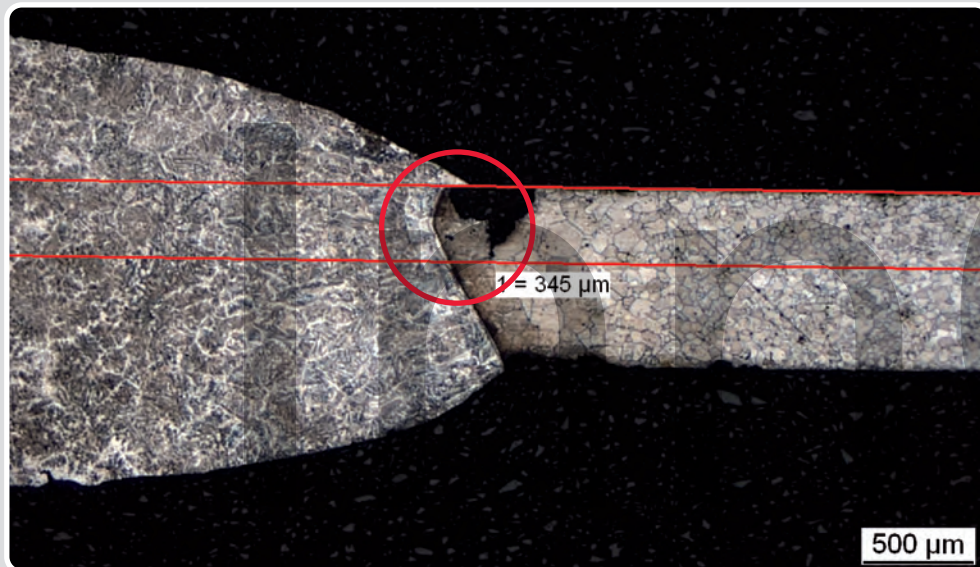
Die **treibende Kraft bei der Kontaktkorrosion** ist die Potentialdifferenz der beiden miteinander verbundenen Werkstoffe. Der unedlere Werkstoff wird verstärkt korrodieren und wirkt elektrochemisch als Anode, während der edlere Werkstoff als Kathode wirkt und dabei weniger stark korrodiert, da er noch zusätzlich elektrochemisch geschützt wird.

Die **Korrosionsgeschwindigkeit** im Fall der Kontaktkorrosion ist von folgenden 3 Größen bestimmt:

1. der Differenz der Ruhepotentiale der beiden Kontaktpartner (je größer, desto anfälliger)
2. dem Oberflächenverhältnis der beiden Kontaktpartner (edel / unedel) (Korrosionsgeschwindigkeit steigt je größer die Kathode und je kleiner die Anode ist)
3. der Leitfähigkeit des Elektrolyten



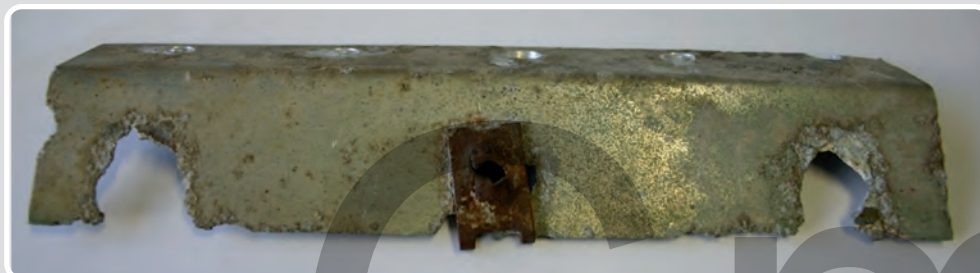
Kontaktkorrosion



Geschweißte Proben aus hochlegierten Stählen (1.4509/1.4301)

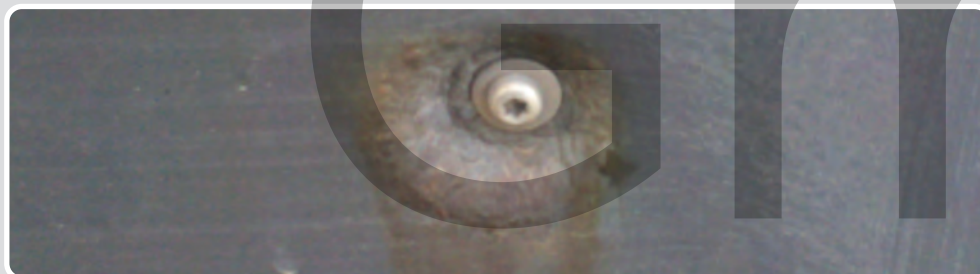
nach der Freibewitterung:

bevorzugte Korrosion im Naht-Bereich am Ferrit 1.4509 durch Ausbildung einer lokalen elektrochemischen Zelle, d.h. der Schweißnaht-Bereich wirkt als Kathode und ist damit zusätzlich geschützt, wohingegen der Ferrit-Bereich als Anode wirkt und bevorzugt korrodiert.



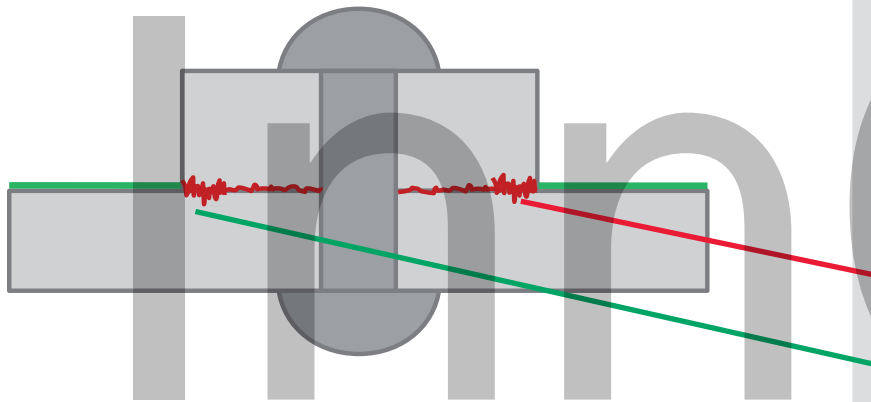
Falsche Werkstoffkombination → starke Kontaktkorrosion

Legierung AlMg3 in Kontakt mit ursprünglich eloverzinktem Stahl C67S →
 Starke Kontaktkorrosion nach Auflösung der Zinkauflage.



Schraube und Scheibe A2 in einem lackierten Stahlblechteil.
 Ursprünglich vorhandene Abdichtung versprödet und zerstört.
 Fügepartie passt elektrochemisch nicht zur Schraube.

Belüftungselement



Korrosion aufgrund unterschiedlicher Belüftung des Elektrolyten:

in Spalten oder unter Ablagerungen findet kein Elektrolytaustausch statt, es bildet sich ein Belüftungselement (Sauerstoffarmut im Spaltgrund), z. B. unter Dichtungen, Falzen, Schweißpunkten, organischen Beschichtungen, Nietverbindungen, Unterlegscheiben, Federringe oder auch unter Ablagerungen anderer Korrosionsvorgänge.

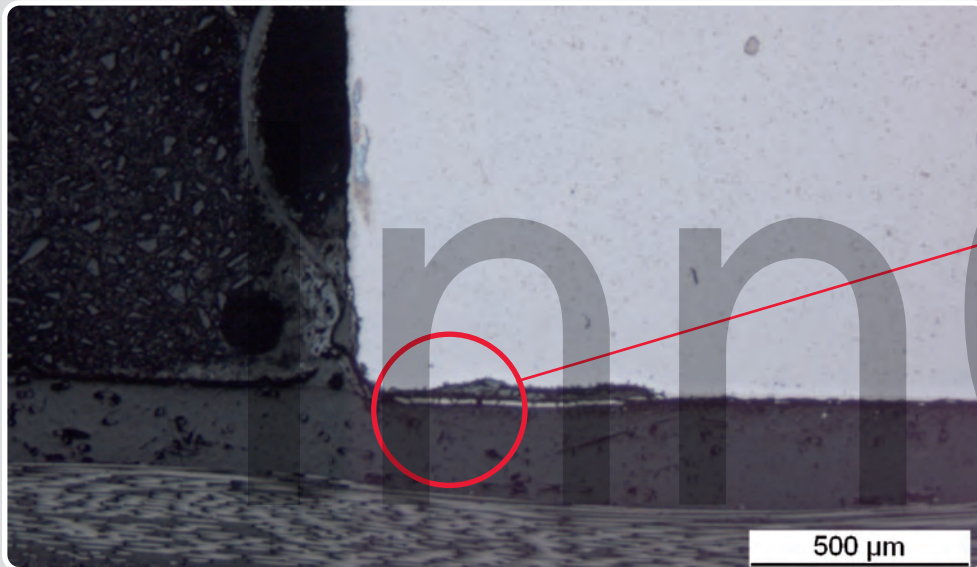
tiefer liegende, unbelüftete Bereiche – **Anode**

frei liegende, belüftete Bereiche – **Kathode**



Unterkopfkorrosion an einer A2-70-Schraube

Belüftungselement



Kontaktkorrosion bei einem Fügeelement aus Stahl mit ZnNi-Beschichtung in Verbindung mit CFK, verstärkt durch **Spaltkorrosion**. Im Laufe des Salzsprühnebeltests tritt verstärkt eine Unterwanderung unter dem Schraubenkopf auf.



Bördelung zwei austenitischer Bleche (1.4301).
Spaltkorrosion an den Anbindungspunkten einer Abgasanlage

Innenseite eines Wasserrohrs aus unlegiertem Stahl
 (unbekannte Zusammensetzung).
 Großflächige Ablagerungen im Inneren des Rohres -
 Belüftungselement mit **Sekundärkorrosion**.

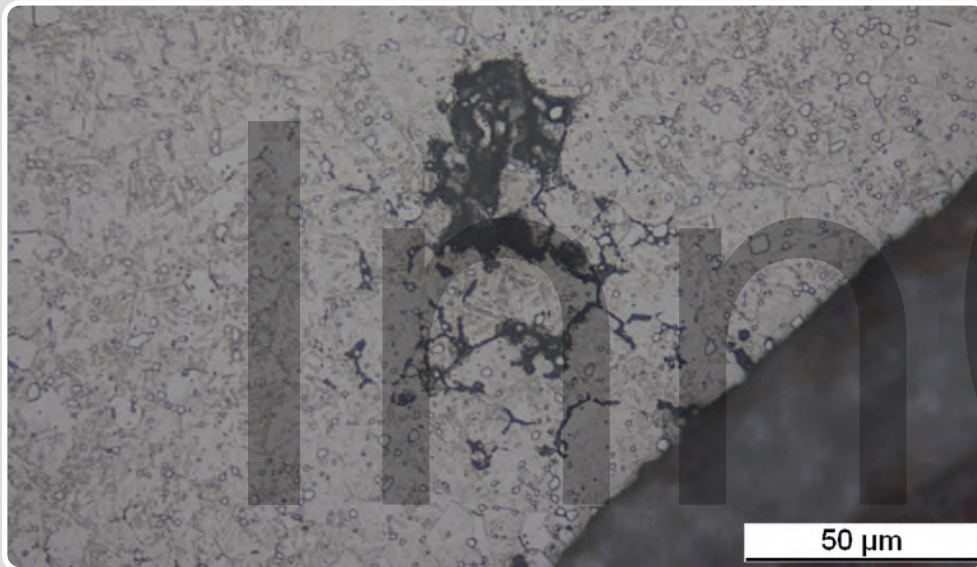


Selektive Korrosion

Selektive Korrosion ist dadurch gekennzeichnet, dass beim Angriff eines Korrosionsmediums bestimmte Gefügebestandteile, korngrenzennahe Bereiche oder Legierungsbestandteile bevorzugt korrodieren. Zur selektiven Korrosion gehören:

- **Interkristalline Korrosion / Kornzerfall (IK):**
Bevorzugter Korrosionsangriff auf korngrenzennahe Bereiche.
Ursache: Relative elektrochemische Potentialunterschiede zwischen Korngrenzen und Korninnerem, die durch intermetallische Ausscheidungen entlang der Korngrenzen hervorgerufen werden können. Typische Beispiele: Bevorzugter Korngrenzenangriff bei sensibilisierten CrNi-Stählen oder Nickellegierungen sowie bei Aluminiumlegierungen.
- Weitere typische Erscheinungsformen selektiver Korrosion:
 - Entzinkung von CuZn-Legierungen (Messing) unter Zementation von porösem Kupfer,
 - Schichtkorrosion an Aluminium oder Zn-Guss (entlang von Korngrenzen oder auch Seigerungszone)
 - Korrosion an Schweißnähten/Lötstellen:
selektiver Angriff in (Schweißgut) oder neben (Wärmeeinflusszone) der Schweißnaht.
Ursache können Ausscheidungen oder Seigerungen sein, die sich während oder nach dem Schweißvorgang bilden.

Selektive Korrosion



IK Zerfall mit herausgelösten Carbiden beim 1.4122

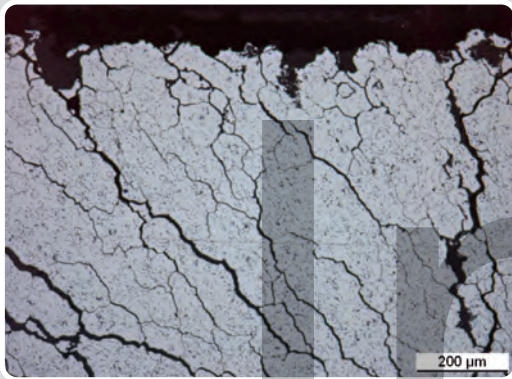
Die Untersuchung der Sicherungsringe weist klar ein interkristallines Versagen (Kornzerfall) beim gebrochenen Sicherungsring nach, das aufgrund von Chromverarmungen durch Chromcarbidbildung auf den Korngrenzen erklärt werden kann.



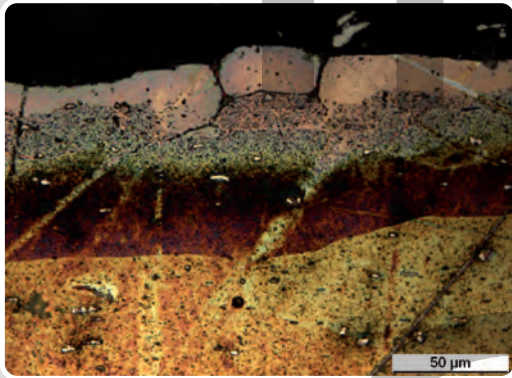
Feder aus 1.4310

Selektive Korrosion von Verformungsmartensit; hier an einem stark kaltverfestigten austenitischen Federstahl

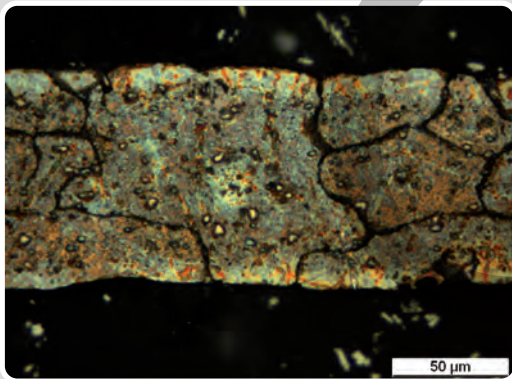
Selektive Korrosion



Interkristalline Korrosion an einer Cu-haltigen Al-Legierung (2000er) (Bauteil – Befestigung für Scheibenwischer).



Elektrochemisch induzierte **selektive Korrosion** an den Korngrenzen eines AlMnSi-Legierung, die mit Mn-, Fe- und Si-haltigen Ausscheidungen belegt sind. Ursache: die Ausscheidungen weisen ein höheres Lösungspotential auf als die Al-Matrix.



Kornzerfall an Fins aus Aluminium nach dem Einsatz im Feld.

Selektive Korrosion: IK und Schichtkorrosion

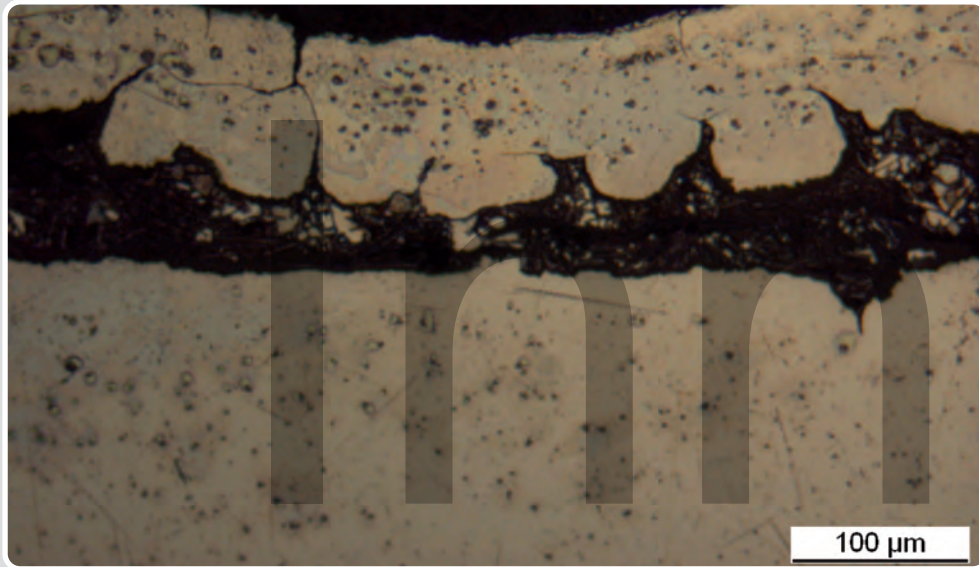


Starke Korrosion an der Grundplatte aus ZnAl4Cu1.
Verlust der Dichtfunktion im Bereich des O-Rings um das Gewinde.



IK + Schichtkorrosion an Zn-Druckguss durch Überschreitung des Sn-Gehaltes und Ausbau eines ungünstigeren Mikroklimas innerhalb des Gehäuses.

Korrosion an Lötstellen/Schweißnähten



Bauteil – **Wärmetauscher** aus dem Feld.
Selektive Korrosion an den Korngrenzen einer AlMnSi-Legierung durch Si-Diffusion beim Lötvorgang.

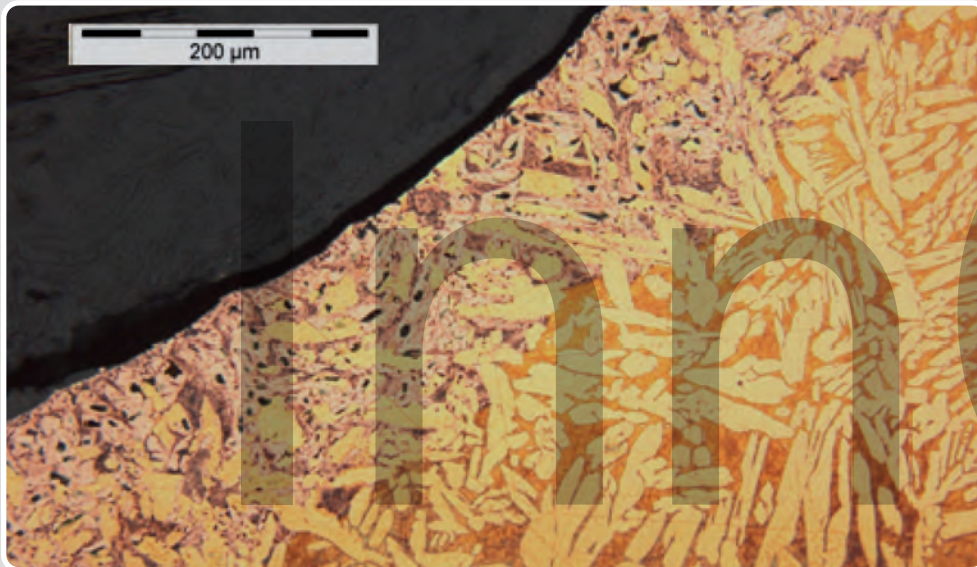
Geschweißte Proben aus hochlegierten Stählen (1.4509/1.4301) potentiostatisch polarisiert in einer NaCl-Lösung.

Korrosionsangriff direkt neben der Schweißnaht (Ferrit-Seite)

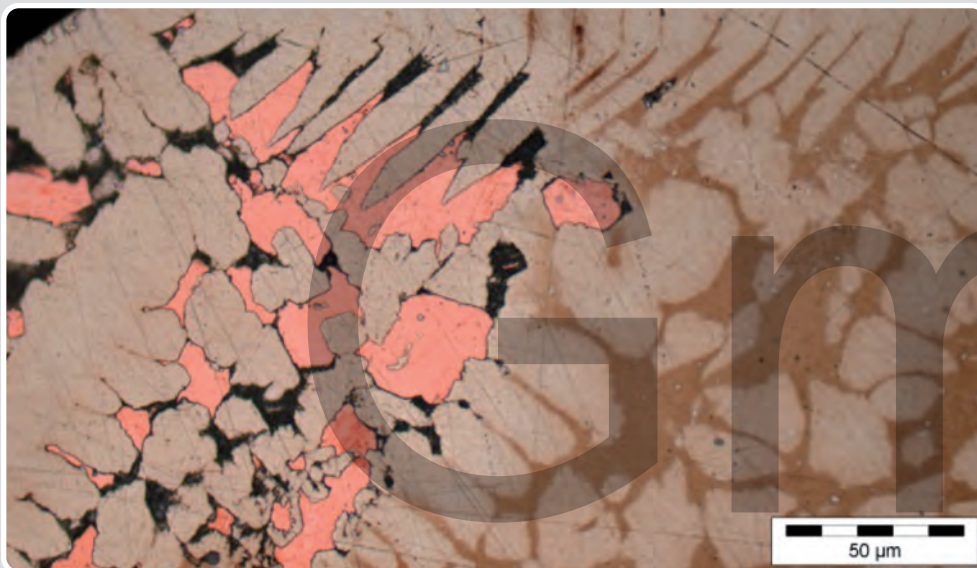
und in der Wärmeeinflusszone (Ferrit-Seite) elektrochemisch initiiert



Selektive Korrosion: Erscheinungsformen



Korrosion an einem zweiphasigen CuZn42 mit ausgeprägter schwammartiger Zementation.



Korrosionsbild an einer zweiphasigen CuZn42Ni10Si -Legierung.
Die unedlere dunklere Phase wird selektiv herausgelöst, die entstandenen Kavitäten werden teilweise durch auszementiertes Cu wieder ausgefüllt.

Selektive Korrosion an Hartlot



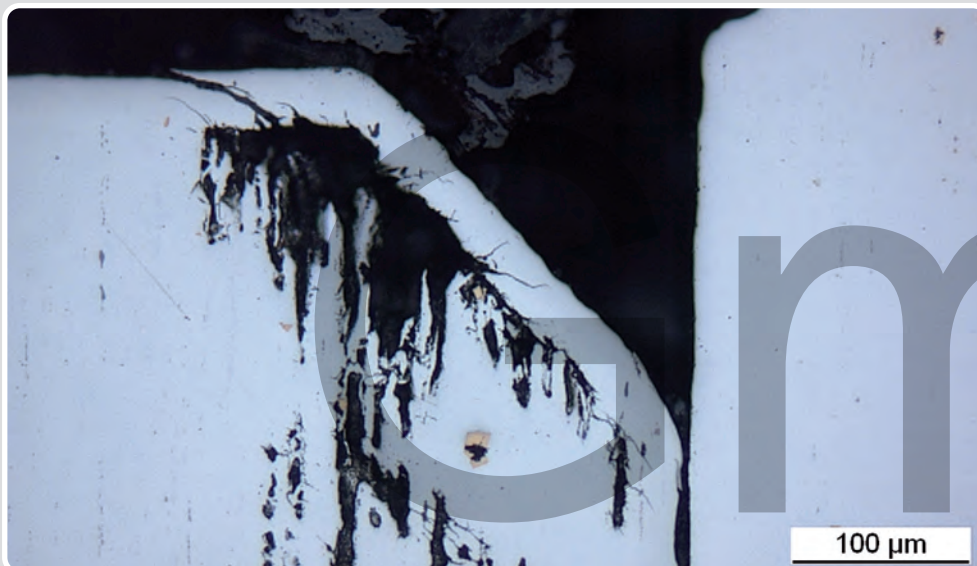
Eutektische Cu/Ag-Legierung,
Cu-reiche Phase korrodiert,
Ag-reiche Phase bleibt stehen

Korrosion von Verformungsgefügen bei kolsterisierten Teilen



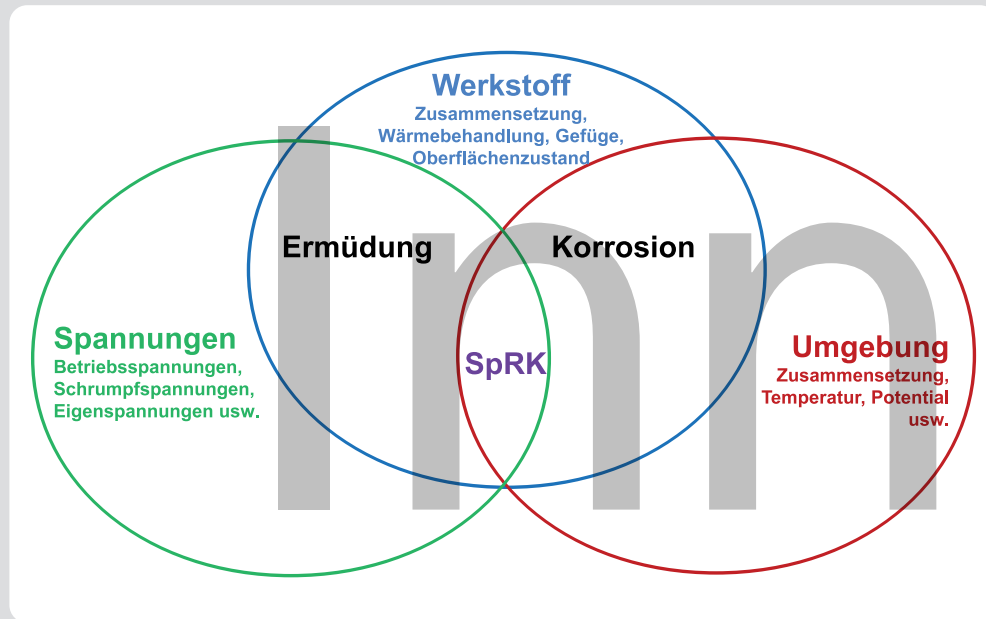
1.4404 nach ca. 6 Monaten Einsatz im Außen- und Innenbereich einer Kühlwasseranlage. Korrosion von Verformungsgefüge bedingt durch starke Kaltverfestigung am Austenit, 1.4404, nach dem Herstellungsprozess vor dem Kolsterisieren.

Ergebnis: Ausbildung von Verformungsmartensit in stark verformten Bereichen der Bauteile
 → dadurch wird das Korrosionsverhalten negativ beeinflusst und der Verformungsmartensit wirkt zusätzlich als Störfaktor bei der Ausbildung der Kolsterisierungsschichten



Korrosion des Substrats aus 1.4571 durch Unterwanderung der Kolsterierungsschicht an MnS-Einschlüssen. Die Schicht bleibt bestehen.

Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrissskorrosion

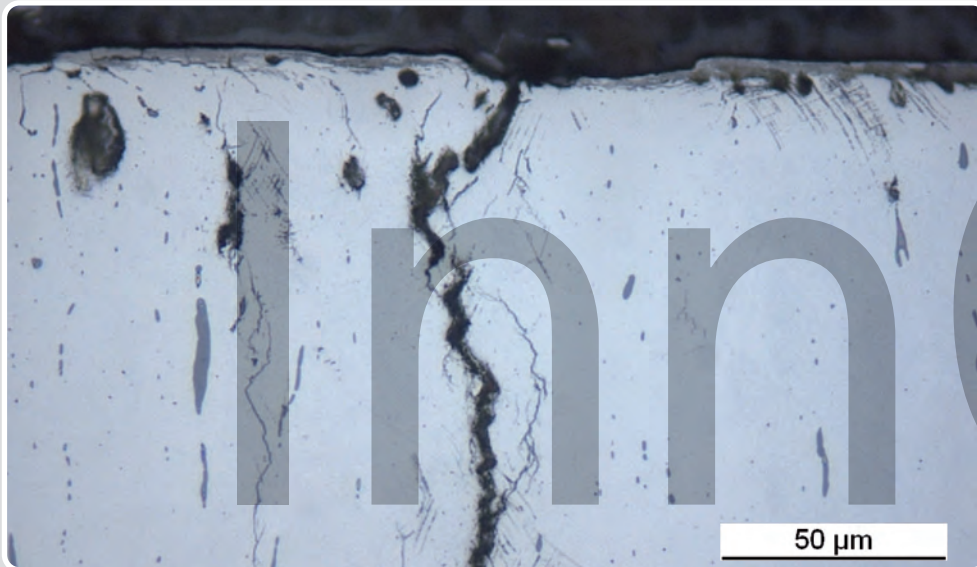


Diese Korrosionserscheinung tritt bei gleichzeitigem Vorliegen von statischen (statische Lasten, oder Eigenspannungen) oder dynamischen (Betrieblasten) Zugbeanspruchungen und korrosivem Medium auf.

Kann:

- **interkristallin** (entlang der Korngrenzen) oder
- **transkristallin** (durch die Körner, z.B. bei Cl-Ionen) verlaufen
- durch **Aufsprenghwirkung** in Spalten verursacht von großvolumigen **Korrosionsprodukten** oder frei werdendem Wasserstoff
- nicht an bestimmte Werkstoffgruppen gebunden
- die elastisch/plastische Verformung erhöht das Korrosionspotential und beschleunigt somit den Korrosionsangriff
- besonders gefährdet sind Schweißverbindungen

Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrisskorrosion



Referenzteil Bolzen aus 1.4305:
Chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion entlang von MnS-Einschlüssen.

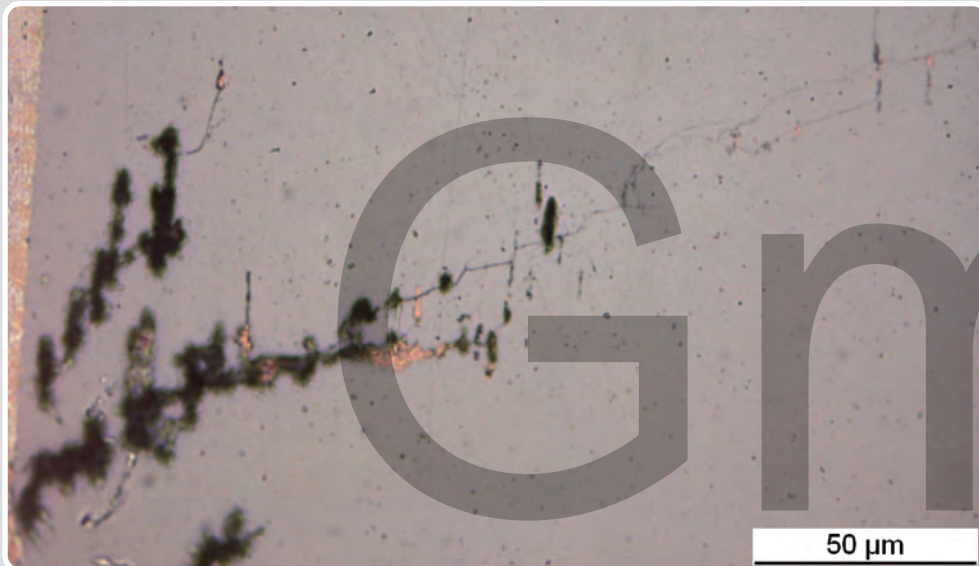


Bolzen aus 1.4305:
Chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion, Verlauf bevorzugt senkrecht zu MnS-Einschlüssen.

Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrissskorrosion



Chloridinduzierte starke Spannungsrissskorrosion an Schrauben aus **A2-70** im Bereich des Sitzes der Mutter am Gewinde.



Chloridinduzierte Spannungsrissskorrosion an **1.4301** (X5CrNi18-10) nach Freibewitterung (6 Monate).

Der in Bezug auf den Spannungsrissskorrosionsangriff wichtige Nickelgehalt liegt bei diesem austenitischen Stahl mit 10% im sehr kritischen Bereich.

Bei den Rissen – Einlagerung von Cu aufgrund der Cu-Zementation durch Korrosion am Lot.

Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrisskorrosion



Spannungsrisskorrosion an Duplexstahl 1.4462

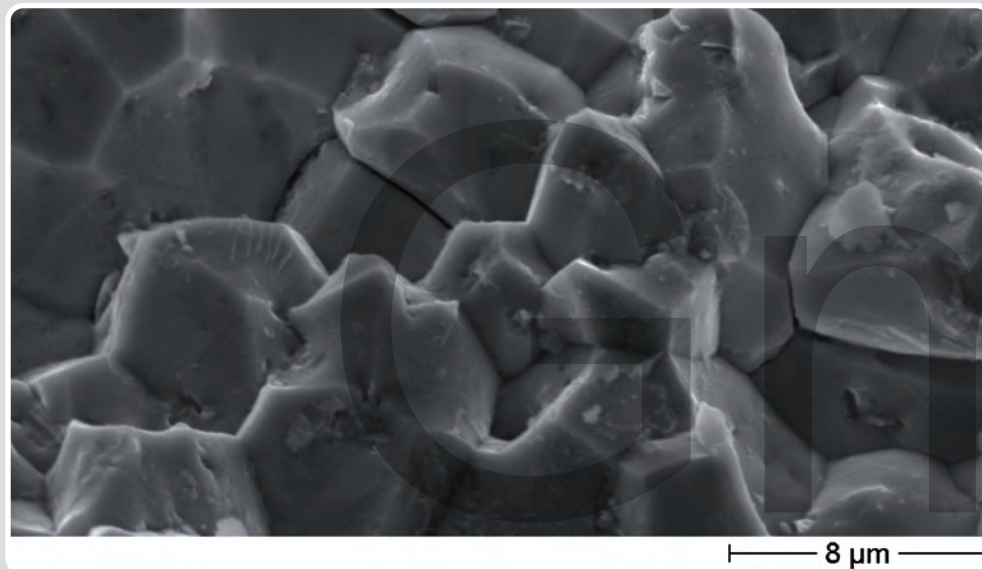
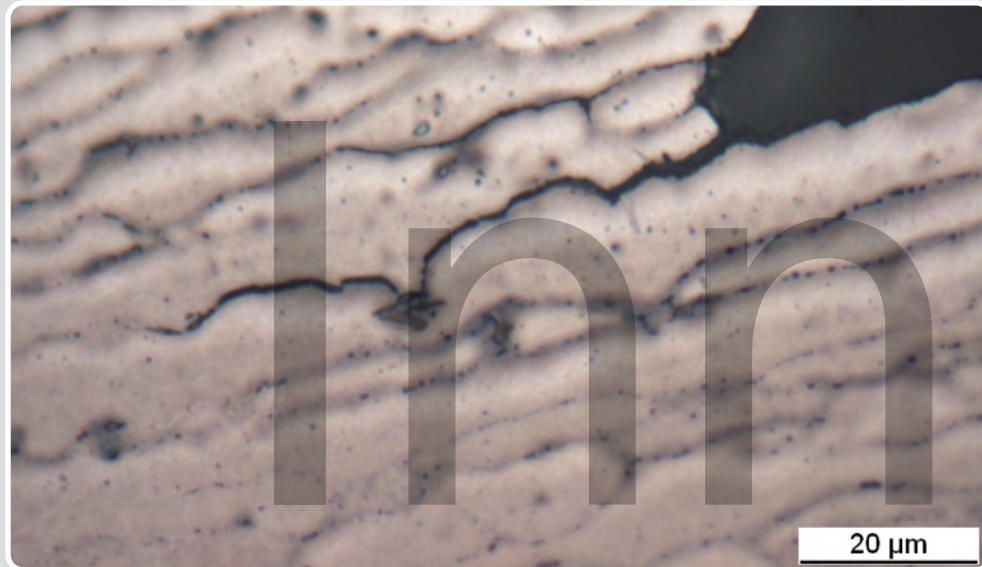
Duplexstahl weist ein zweiphasiges Gefüge auf, welches aus Ferrit und Austenit besteht. Häufig verläuft der Riss nur im Austenit.

Im vorliegenden Beispiel (Prüfung in 42% MgCl₂ Lösung bei ca. 140°C) werden ferritische und austenitische Gefügebestandteile aber in gleicher Weise durchtrennt.

Duplex ist nicht frei von Spannungsrisskorrosion, gilt aber bis 100°C als sicher.



Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrisskorrosion



Chloridinduzierte **interkristalline Spannungsrisskorrosion** an einem Bauteil aus einer kupferfreien 7000er AlZnMg-Legierung (Zn + Mg > 6%).

Zugeigenspannungen wurden durch den Schweißprozess eingebracht.

Diese wurden durch die mechanische Beanspruchung aus dem Betrieb zusätzlich verstärkt und damit ein Versagen durch Spannungsrisskorrosion begünstigt.

Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrisskorrosion



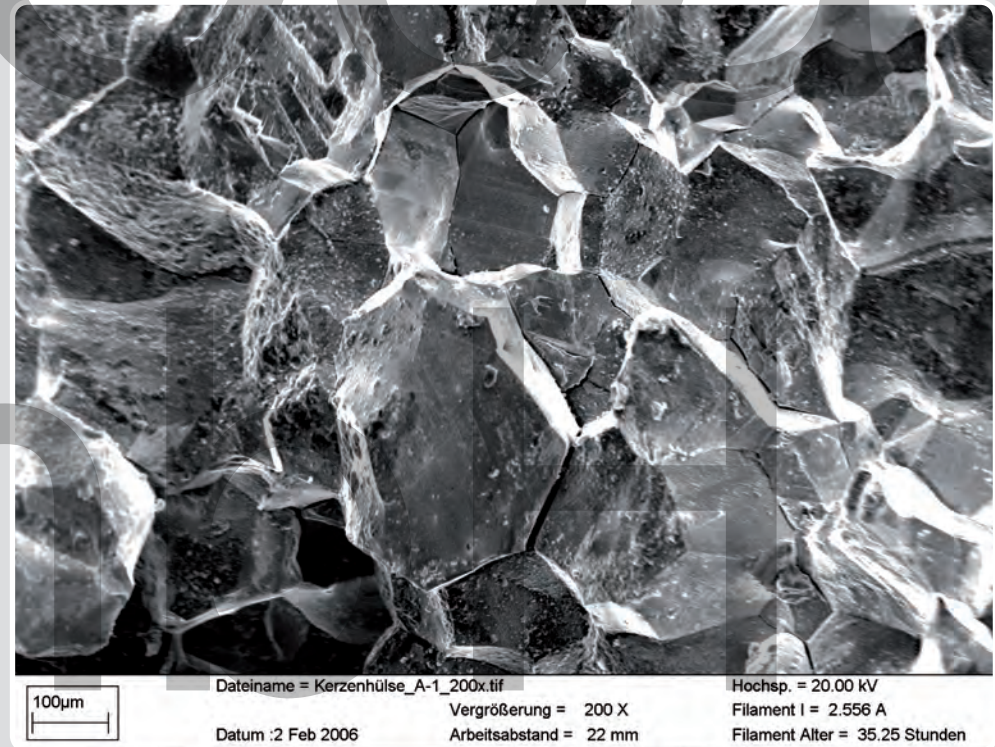
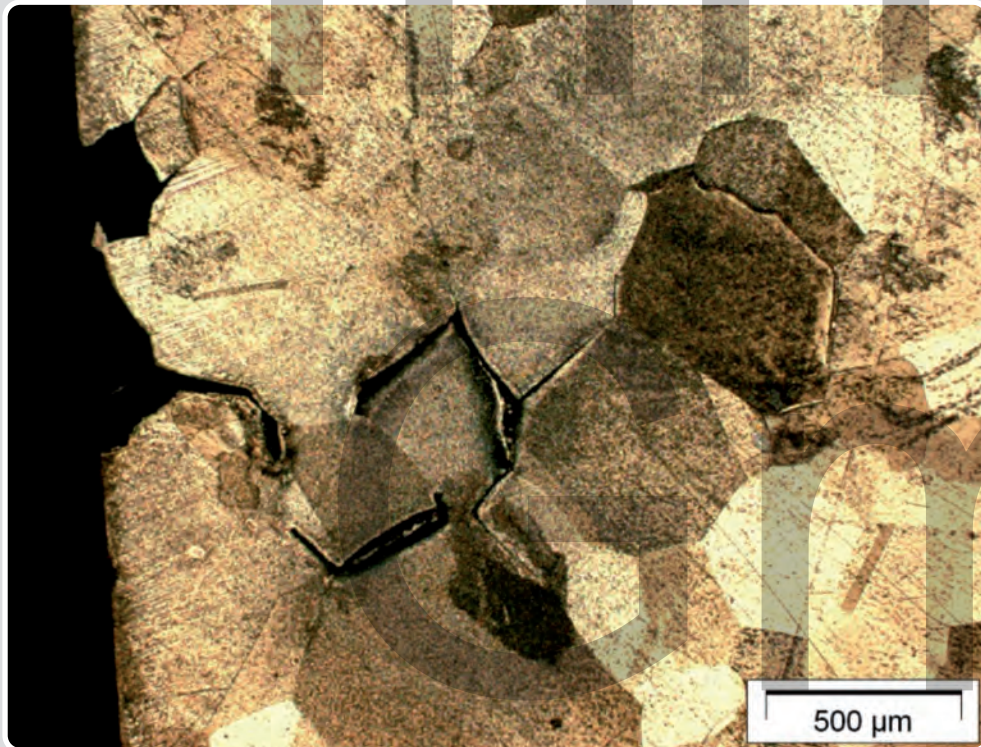
Das Schweißen ohne eine anschließende Wärmebehandlung von **unlegiertem Stahl (1.0405)** verursacht ungünstige lokale Eigenspannungen in der Schweißnaht, diese begünstigen Spannungsrisskorrosion. Allgemein wird bei unlegierten Stählen hauptsächlich interkristalline Spannungsrisskorrosion bei Anwesenheit von Alkalilaugen, Nitratlösungen, NO_x-haltigen oder Carbonat-haltigen Medien beobachtet (Stahl ist im Passivzustand).



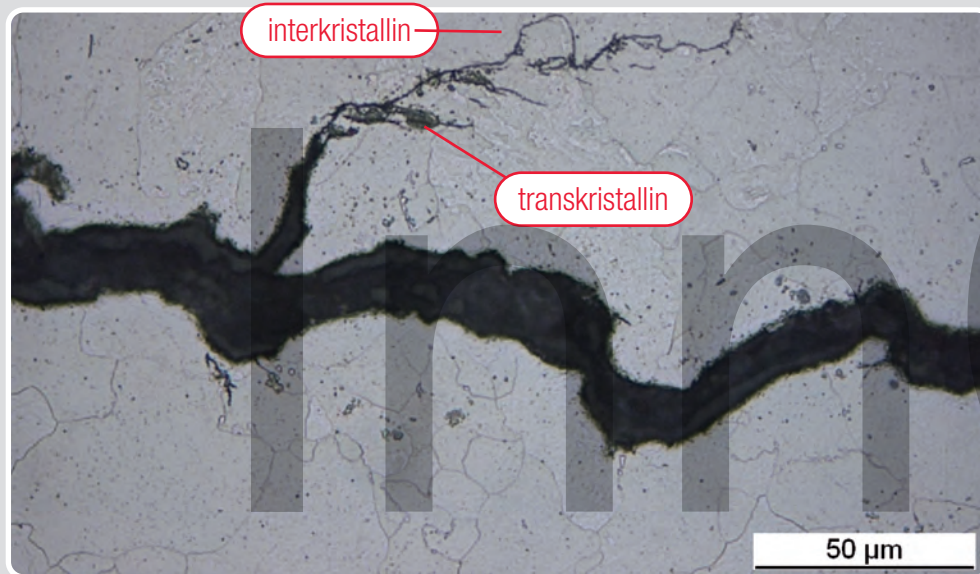
Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Spannungsrisskorrosion

Rissverlauf und Bruchbild bei Spannungsrisskorrosion an Messing

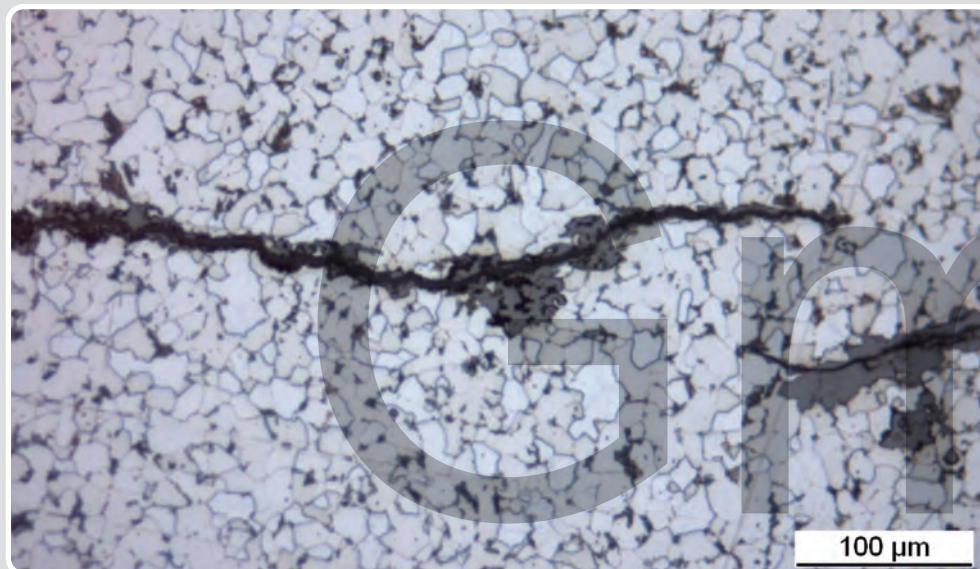
Schadensbild an CuZn28, Auslöser sind thermische Spannungen bei ungleichmäßiger Temperaturverteilung im Betrieb, das chemische Angriffsmedium ist unbekannt. Vorwiegend interkristalliner Rissverlauf mit transkristallinen Anteilen.



Lokal begrenzte Korrosion mit mechanischer Beanspruchung - Schwingungsriss- und dehnungsinduzierte Korrosion -



Schwingungsrisskorrosion (interkristallin und transkristallin) entstand durch Kombination von dynamischer und chemischer Belastung des Bauteils aus einem **unlegierten Stahl** in 2% NaOH bei 80°C.



Dehnungsinduzierte Korrosion an einem Rohr aus unlegiertem Stahl (St 35.8). Lokale Spannungsrisskorrosion an ferritischem Gefüge mit geringeren Perlit-Anteilen entstand durch instationäres Hochheizen mit hohen thermischen Spannungen und dem Einsatz von Amin-basierten Inhibitoren.

Wasserstoffversprödung

Versprödung durch im Metallgitter gelösten Wasserstoff:

Wasserstoffversprödung tritt vor allem an hochfesten Stählen mit Festigkeiten ab ca. 800 MPa Zugfestigkeit auf.

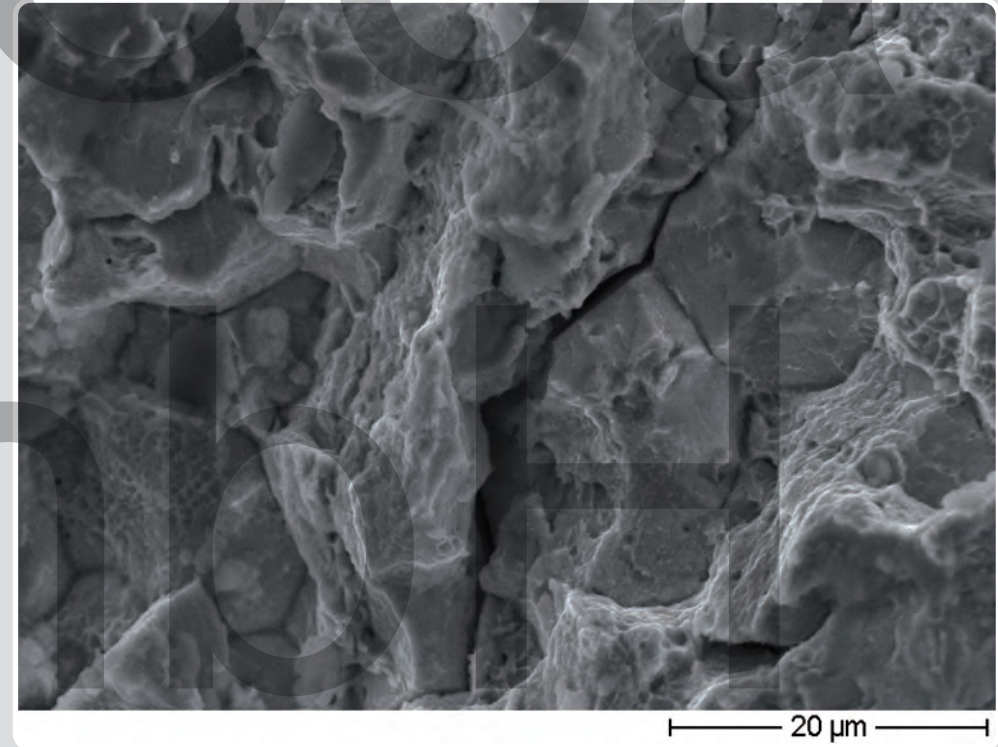
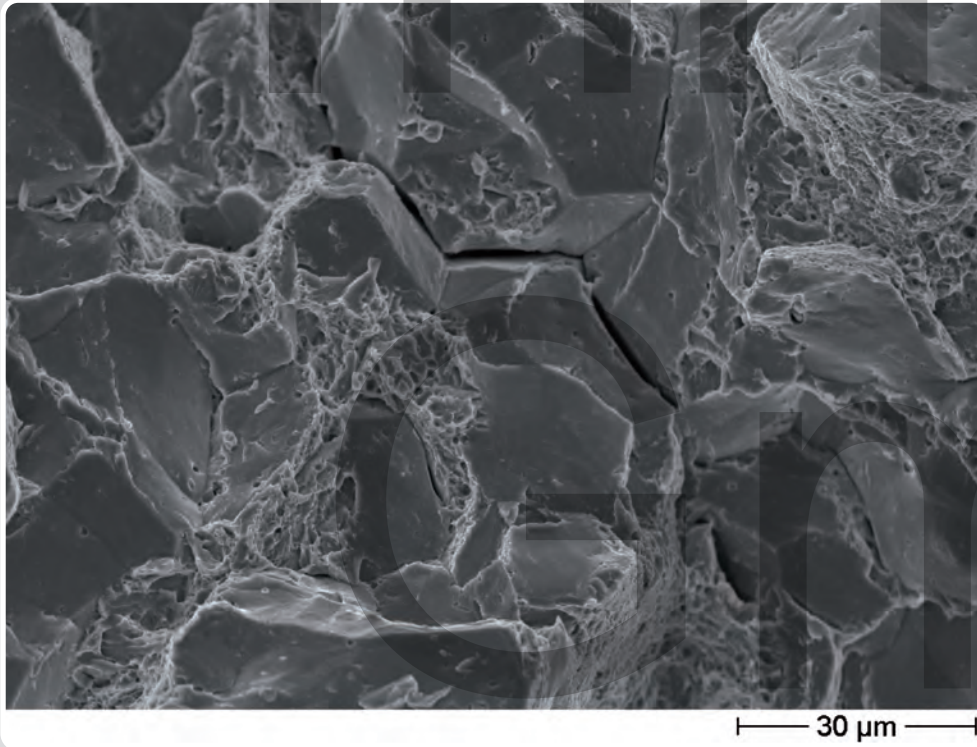
Man unterscheidet zwischen

- einer primären Wasserstoffversprödung (z.B. bei einem galvanischen Prozess oder Beizen) und
- der Sekundärversprödung, auch korrosionsinduzierte Wasserstoffversprödung genannt.

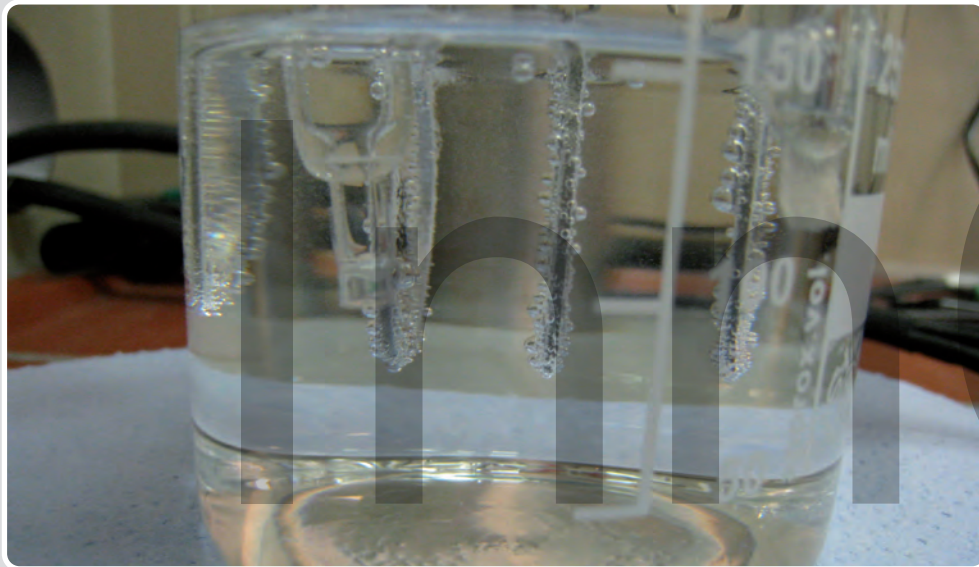
Primäre Wasserstoffversprödung an einem beschichteten Wellensicherungsring.

Sekundär Versprödung :

ein interkristalliner Spröbruch mit klaffenden Korngrenzen an einer Schraube im Randbereich nach Feldeinsatz (ca. 2 Jahre).



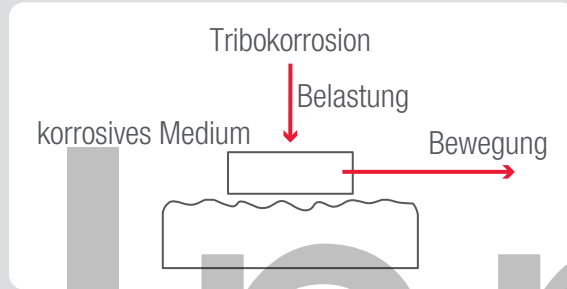
Wasserstoffversprödung durch Vorkonditionieren



Elektrochemisches Vorkonditionieren getestet bei InnCoo:
eine **primäre Wasserstoffversprödung** am Beispiel von Wellensicherungsringen kann man mittels elektrochemischer Vorkonditionierung nachstellen
→ durch statisches Polarisieren und zusätzliches Vorspannen in einer Verspannvorrichtung (siehe Bild unten)

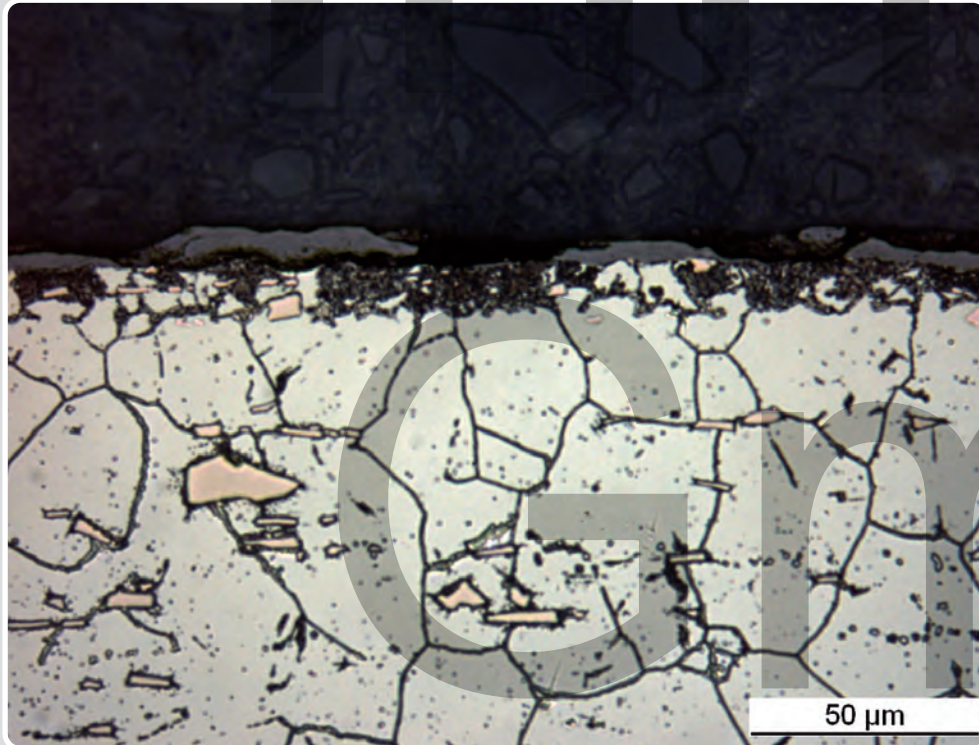


Tribokorrosion



1.4882

Austenitisches Gefüge mit Niobcarbiden
Die Randzone weist Materialanhaftungen und Oxidationsangriff auf.

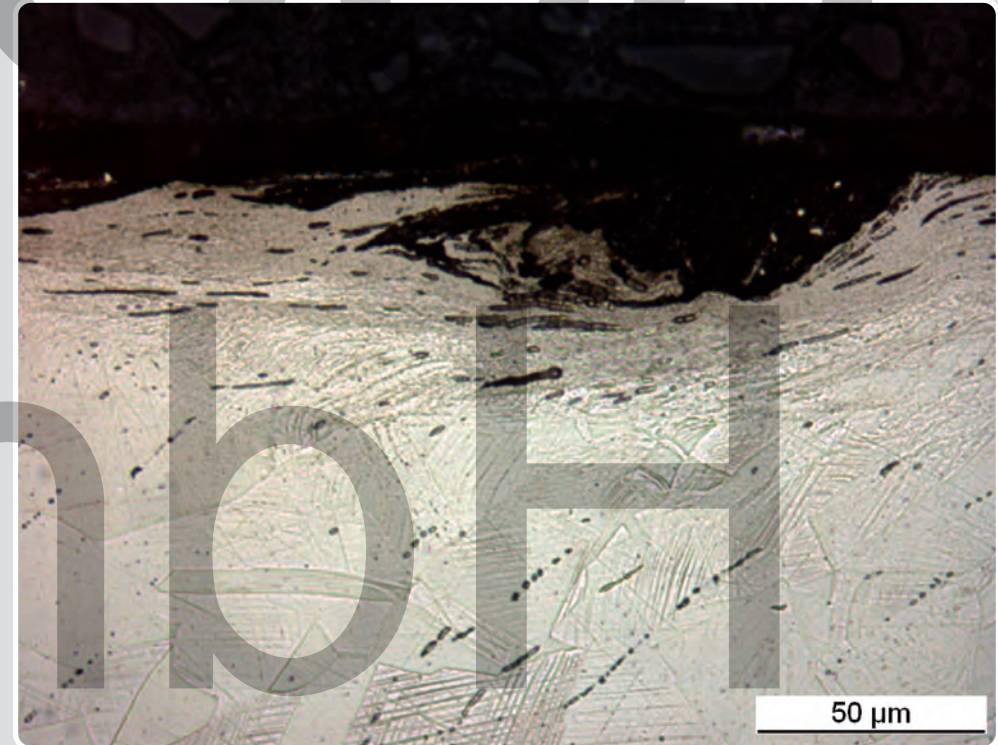


Untersuchte Materialpaarung: 1.4882 – 1.4301

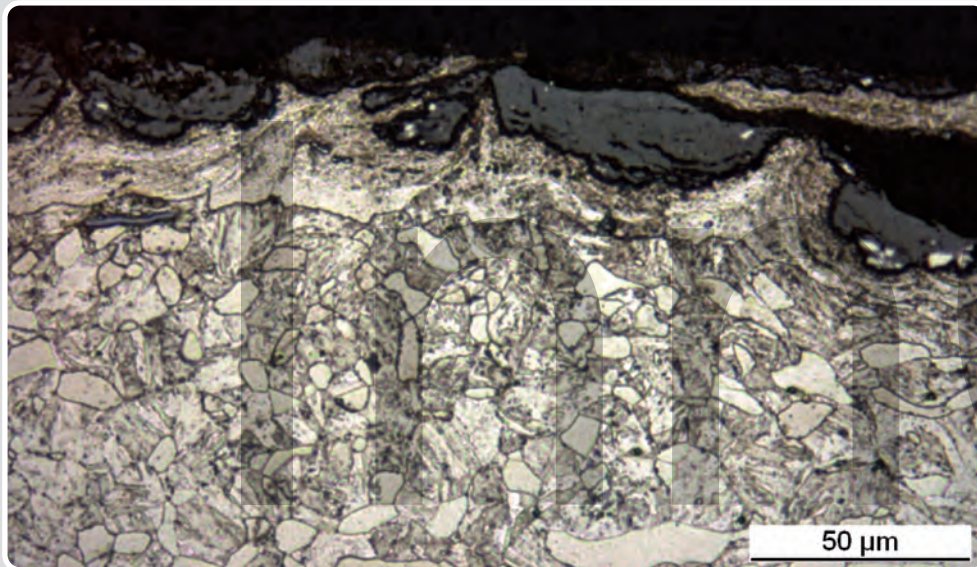
Mischverschleiß aus Adhäsion + Tribooxidation

1.4301

Austenitisches Gefüge, wobei dieses in der Randzone zum Teil starke Verformungen
meist gefüllt mit Oxiden aufweist.



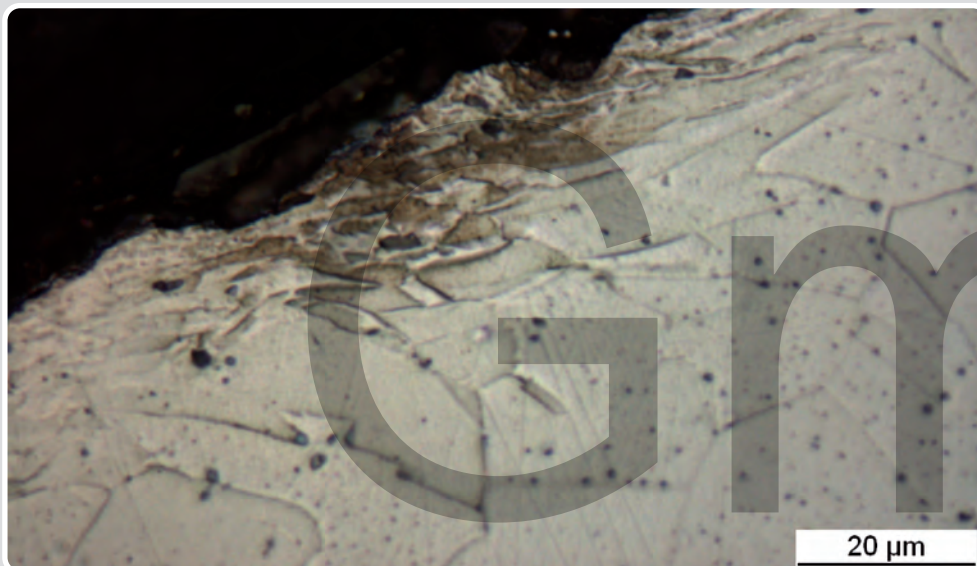
Tribokorrosion



Untersuchte Materialpaarung: 1.4057 hart-inchromiert – 1.4301 inchromiert
Mischverschleiß aus Oberflächenzerrüttung und Tribooxidation

1.4057

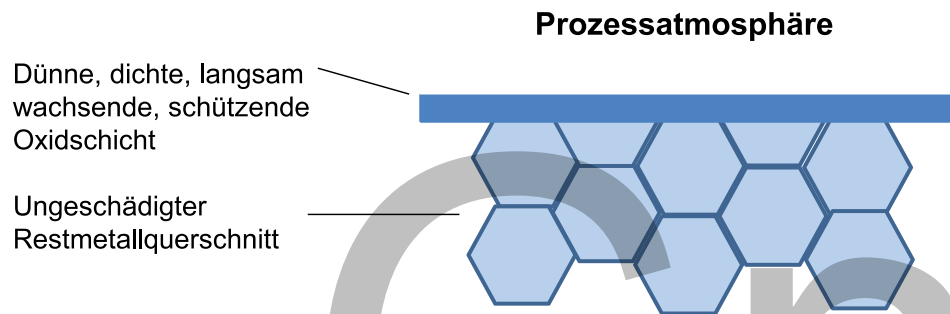
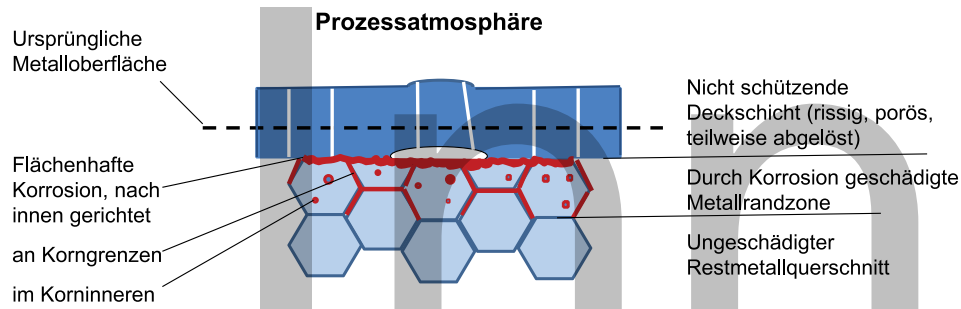
Vergütungsgefüge mit Carbiden und Ferritinseln



1.4301

Austenitisches Gefüge, das in der Randzone im Bereich der abgetragenen Inchromierschicht zum Teil Verformungen aufweist.

Hochtemperaturkorrosion: grundlegende Mechanismen



Hochtemperaturkorrosion Typ I – Metallabgrenzung an Oberfläche, Korngrenzen und im Inneren

Bei **Typ I (höhere T)** bildet sich eine poröse, rissige, spröde und voluminöse Schicht von Reaktionsprodukten auf der Werkstoffoberfläche. Die Korrosionsprodukte entstehen entlang der Kristallkorngrenzen im polykristallinen Metall und auch im Inneren der Körner, also der einkristallinen Teilbereiche des metallischen Gefüges. Je nach umgebender Atmosphäre handelt es sich dabei um Oxide, Nitride, Carbide, Chloride oder Sulfide oder auch komplexeren Verbindungen. Das Gefüge wird gestört, verliert an Stabilität und Belastbarkeit.

Hochtemperaturkorrosion Typ II (niedrigere T) – Bildung einer schützenden Oxidschicht

Bei hohen Temperaturen in technischen Atmosphären korrodieren alle metallischen Werkstoffe. Doch beim **Typ II** bildet sich eine dünne, gasdichte und nur langsam weiter wachsende Deckschicht aus Al_2O_3 , Cr_2O_3 oder SiO_2 . Bilden sich aber nach einer Inkubationszeit flüssige Beläge aus Natriumsulfat (aus dem Brennstoff) und Anteilen von Legierungsmetallsulfat, wie z.B. NiSO_4 , so kann die Schutzwirkung der Cr_2O_3 - oder Al_2O_3 -Deckschicht lokal aufgehoben sein. Die geschmolzenen Sulfatbeläge lösen die ansonsten schützende Oxidschicht auf. Da sich zunächst kritische Bedingungen einstellen müssen (die schmelzflüssigen Beläge müssen sich zunächst agglomerieren), ist diese Korrosionsform meist lokal begrenzt und tritt daher erst nach einer Mindest-Inkubationszeit auf.

Hochtemperaturkorrosion

Hochtemperaturkorrosion ist die chemische Reaktion zwischen einer Umgebung (Medium) und einer Werkstoffoberfläche (Bauteil) bei Temperaturen, die für wässrige Korrosionsmedien (Elektrolyten) zu hoch sind. Wichtige **Atmosphärenanteile** von Hochtemperaturkorrosionsumgebungen sind neben Sauerstoff:

Schwefel

– Aufschwefelung/Sulfidierung: Bildung von niedrigschmelzenden Sulfiden (z.B. NiS), niedrigschmelzende Eutektika (z.B. Ni/Ni₃S₂) oder niedrig schmelzenden Salzen (z.B. Na₃Fe(SO₄)₃, CoSO₄, NiSO₄). Die Ursache liegt häufig in der Verbrennung von höher schwefelhaltigen Brennstoffen (Kohle, Rohöl, Abfall) in Verbindung mit einem Promotor (z.B. Vanadium).

Kohlenstoff

– Aufkohlung über die Bildung innerer Metallkarbide im Werkstoff, wodurch eine Verfestigung bzw. Versprödung des Bauteils erfolgt. Eine Extremform ist das „Metal Dusting“, das bei extrem hohen Kohlenstoffgehalten in der Umgebung stattfindet, die zu Kohlenstoffabscheidung auf der Oberfläche und z.T. im Gefüge (Koks, Ruß) führt.

Stickstoff

– Aufstickung/Nitrierung: zeigt ähnliche Wirkung wie Kohlenstoff, nur dass anstelle von Metallkarbiden innere oder auch äußere Metallnitridphasen gebildet werden. Selbst der Stickstoff in der Luft kann bei hohen Temperaturen zur Nitrierung von Werkstoffen führen.

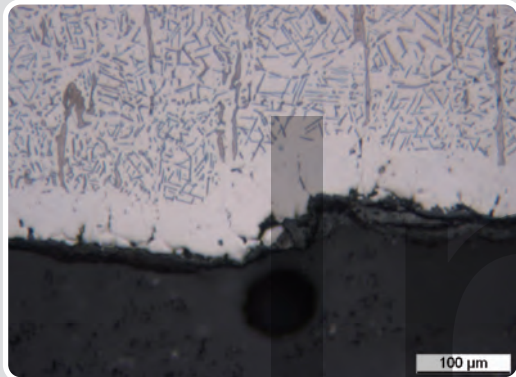
Halogene (Cl, F, I, Br)

– bilden bei hohen Temperaturen gasförmige Metallhalogenide als Korrosionsprodukte, so dass das Metall „abdampft“ und ein sehr schneller Metallabtrag erfolgt. Halogenbeeinflusste Korrosion wird häufig bei der Verbrennung von chlorhaltigen Biomassen oder in der Müllverbrennung beobachtet.

Wasserdampf

– kann bei hohen Temperaturen zu einer Beschleunigung des Oxidationsvorgangs führen. Dies wird häufig bei Verbrennungsvorgängen mit feuchten Brennstoffen gefunden.

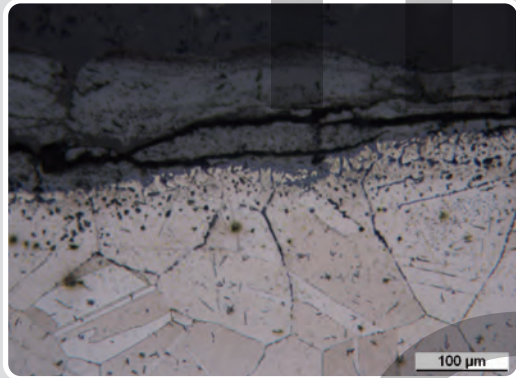
Hochtemperaturkorrosion Typ I: Sauerstoff



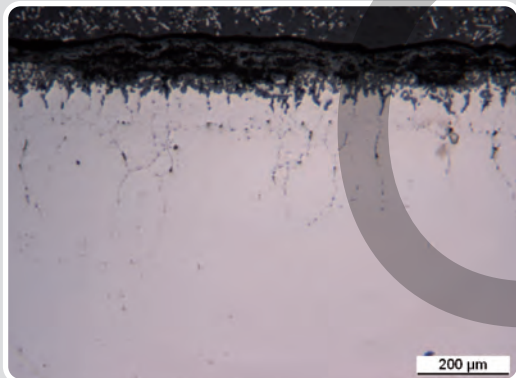
Art des Oxidationsangriffs an den Materialien

1.4841 (X15CrNiSi25-20), 1.4876 (X10NiCrAlTi32-20) und 2.4816 (NiCr15Fe) nach Auslagerung (zwischen 687°C und 914°C; Mittelwert: 880°C) :

1.4841 – flächiger Oxidationsangriff mit einer Stärke von ~ 50µm, kein Stickstoff nachgewiesen.
Zum Rand – eine nicht geätzte Zone von ~ 55 - 60 µm mit einem deutlich verminderten Cr-Anteil
→ Abwesenheit der Sigma-Phase im Randbereich.

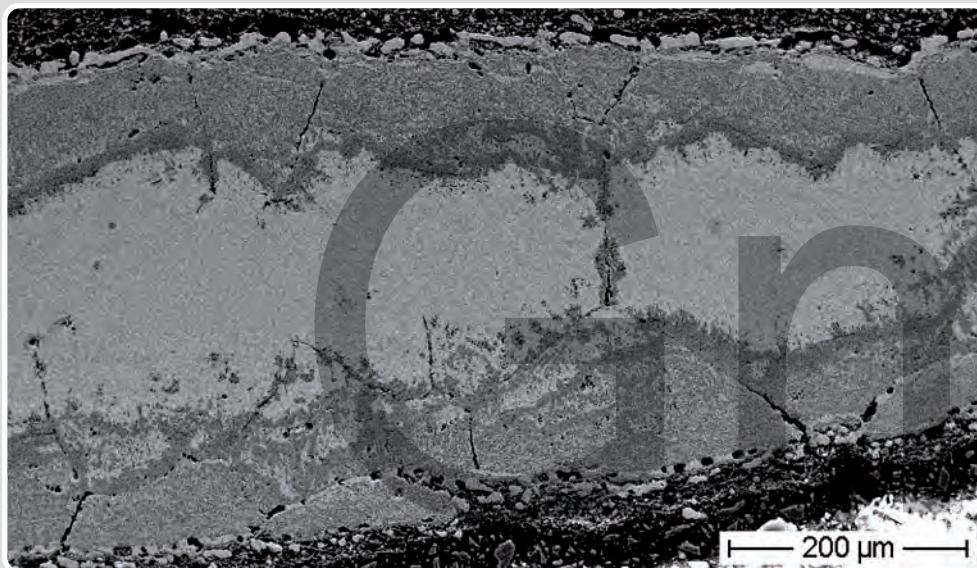
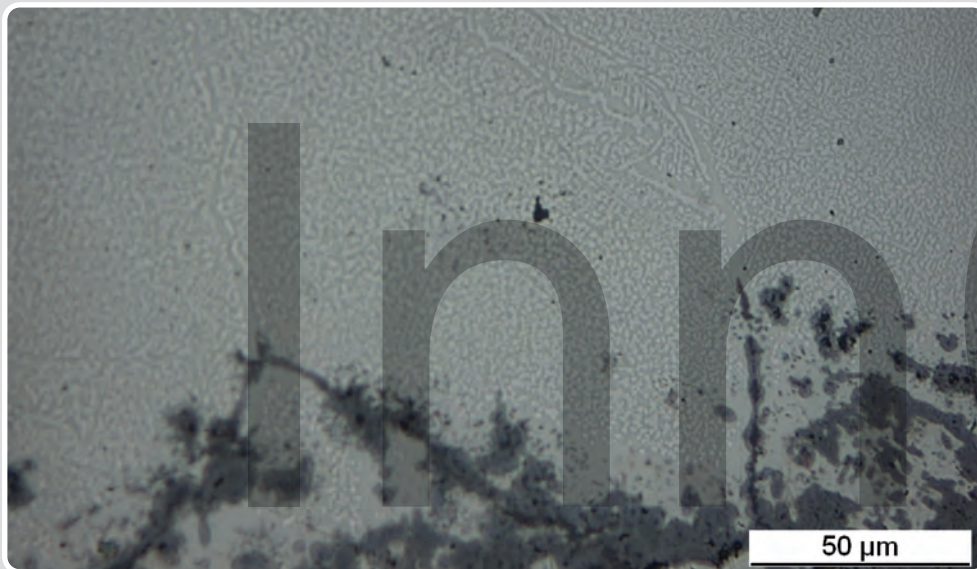


1.4876 – ~ 100µm starke Abtragsschicht und einen mehr als 200µm tiefen interkristallinen Angriff, Stickstoff ist vereinzelt nachgewiesen → Nitridausscheidungen.



2.4816 – 200µm tiefer, interkristalliner Oxidationsangriff, kein Stickstoff nachgewiesen.

Hochtemperaturkorrosion Typ I: Kohlenstoff



Korrodierte Stücke eines Rohres aus 1.4876 von einem Wärmetauscher (Eintrittstemperatur bei 800°C; Austrittstemperatur bei 400°C). Auflage von inhomogenen Korrosionsprodukten, wobei der Korrosionsangriff stellenweise interkristallin ins Material eindringt.

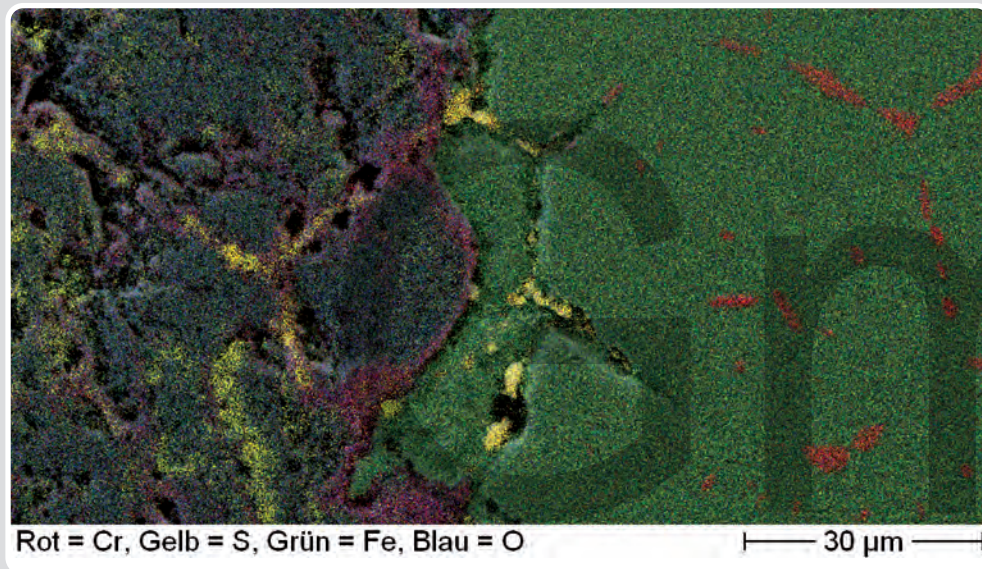
Eine starke Aufkohlung des Substrates, wobei das im Werkstoff vorliegende Chrom zu Chromcarbid umwandelt und daher nicht mehr zum Korrosions-/Oxidationsschutz der Oberfläche zur Verfügung steht. Es erfolgte dann ein Oxidationsangriff auf das chromverarmte Substrat von der Oberfläche ausgehend sowie darunter auch interkristallin entsprechend der Chromverarmung verlaufend.

Hochtemperaturkorrosion Typ I: Schwefel



Ausschnitte eines Rauchgasrohres (1.4713) oxidiert und sulfidiert:

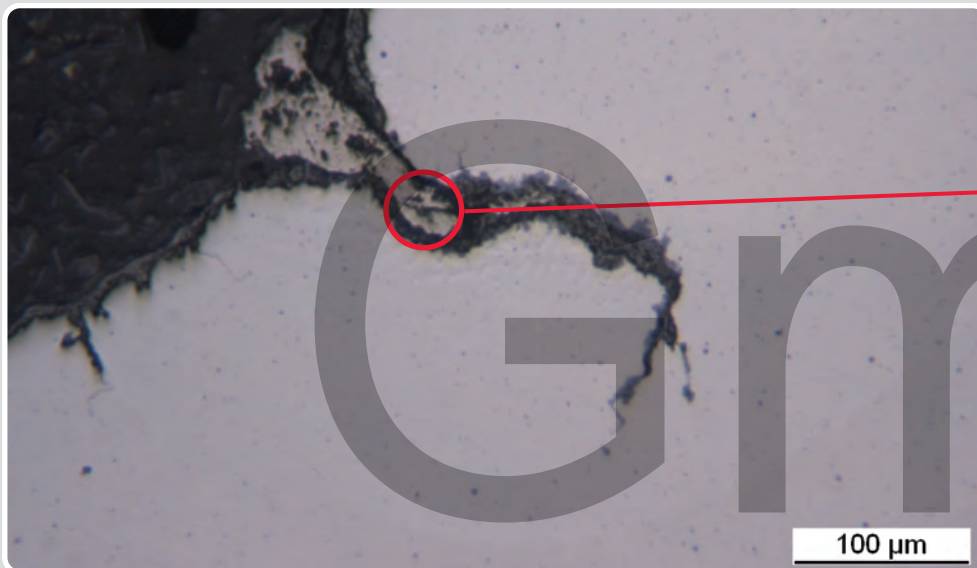
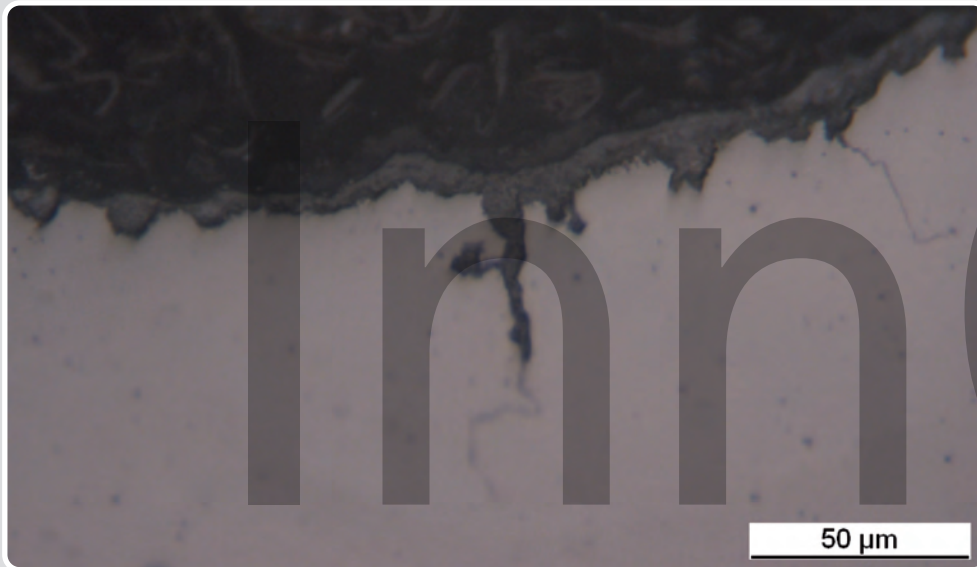
- Bildung von Metallsulfidphasen bei hohen Temperaturen (ca. 700°C)
- Ausbeulungen und Rissbildung



Korrosion außen:

Schwefel aus interkristalliner Korrosionsfront nachweisbar → Sulfidierung des Stahls.

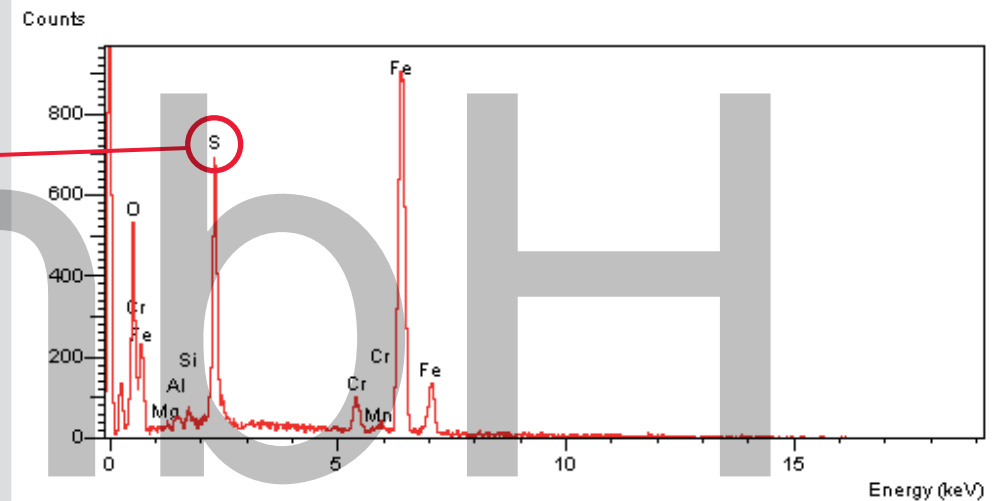
Hochtemperaturkorrosion Typ II



Bauteiloberfläche aus Hastelloy C wassergekühlt.
 Sollwert für Oberflächentemperatur 450°C.
 Die Mediumstemperatur (Brenngas) an der Außenseite bis 1270°C.

Korrosionsschadensmechanismus:

eine Mischung zwischen Oxidation, Heißgaskorrosion und Sulfidierung.
 Durch Heißgaskorrosion wird die Oxiddeckschicht (Chromoxid) aufgeschlossen,
 so dass an einzelnen Stellen tiefer Schwefel-Angriff erfolgt.

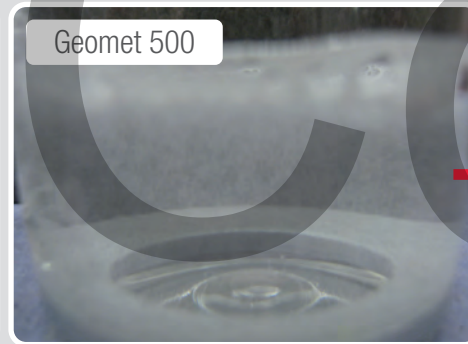
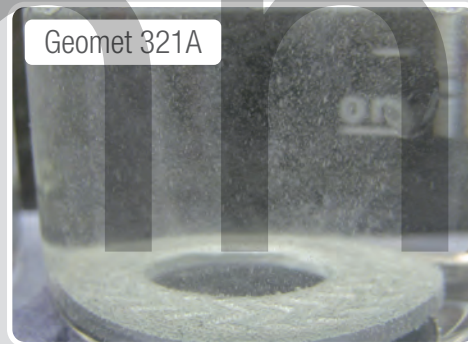
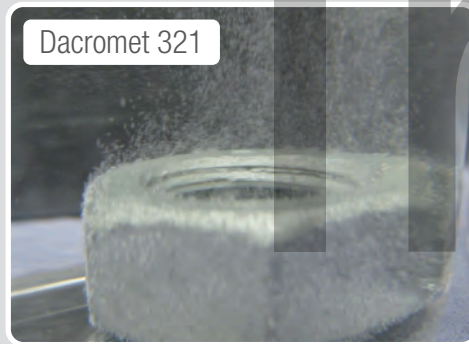


Zinklamellen-Beschichtungen

Beständigkeit von Dacromet 321, Geomet 321A und Geomet 500- beschichteten Bauteilen in aggressiven Reinigern mit pH 1-12:

saure Reiniger – Ablösung der Schicht – Korrosion des Untergrundmaterials

pH1

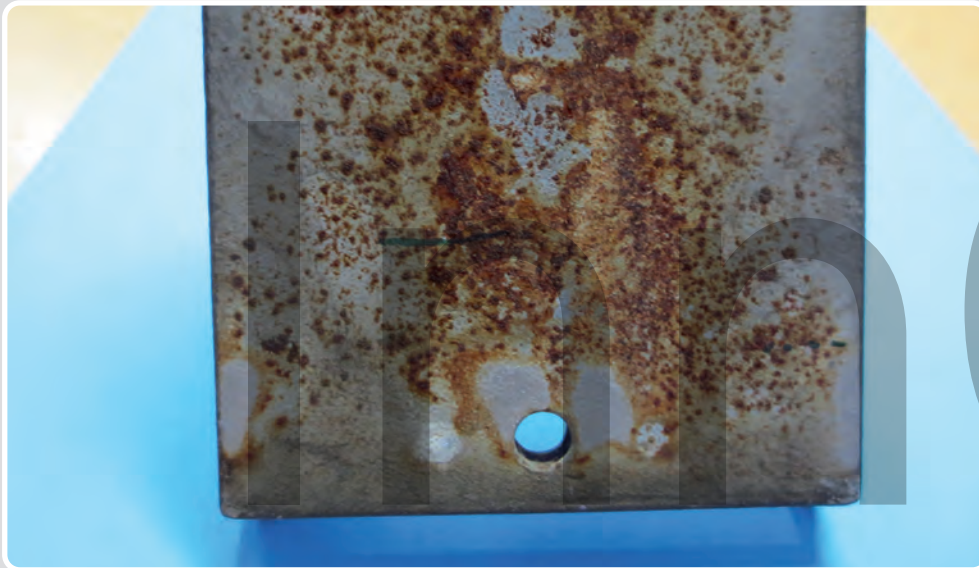


pH 12

alkalische Reiniger – keine äußerlichen Korrosionserscheinungen

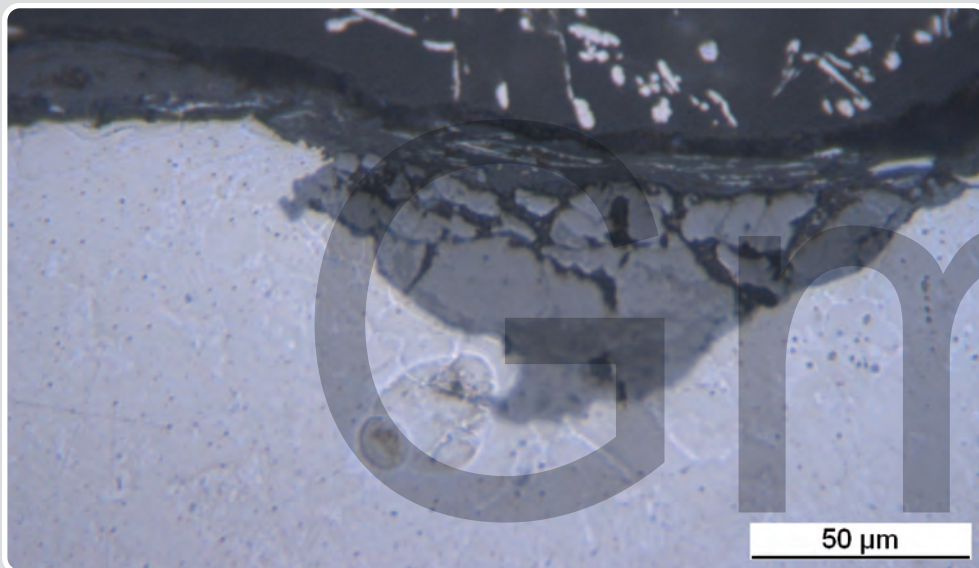


Zinklamellen-Beschichtungen



Grundmaterialkorrosion eines geometbeschichteten Stahlhalters:
Angriff der Geometbeschichtung durch Verwendung von phosphor-, salz- und schwefelsäurehaltiger Reiniger.

Korrosion tritt anfangs nur punktuell auf.
Erst später wachsen die Rostpunkte zu flächiger Ausdehnung zusammen.



Die ursprüngliche Schutzschicht verwächst mit den Korrosionsprodukten.
Unterrostete Bereiche sind noch von Zn-Flakes bedeckt.

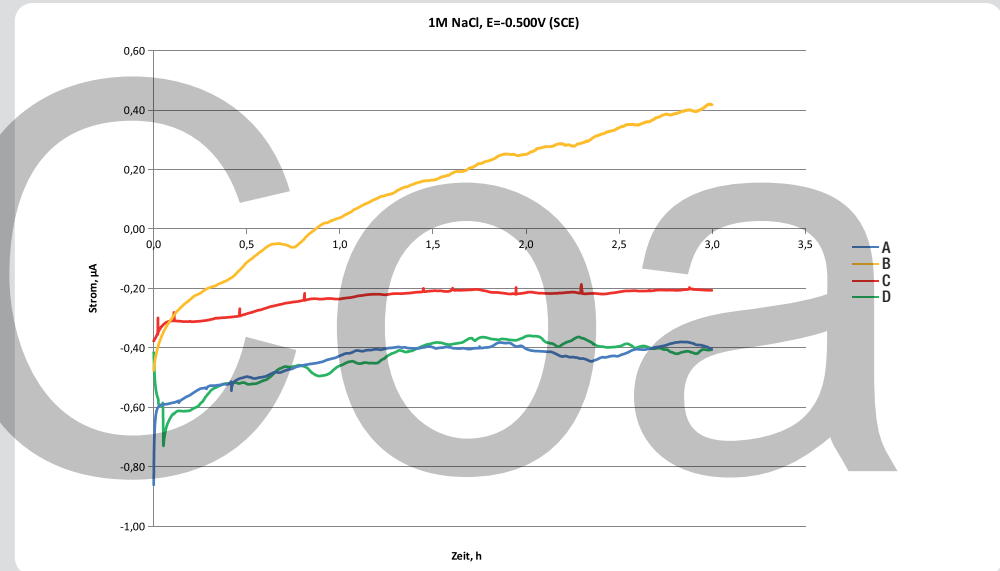
Fazit: der kathodische Schutz wird bei diesen Systemen gerne etwas überschätzt.

NiP-Beschichtungen

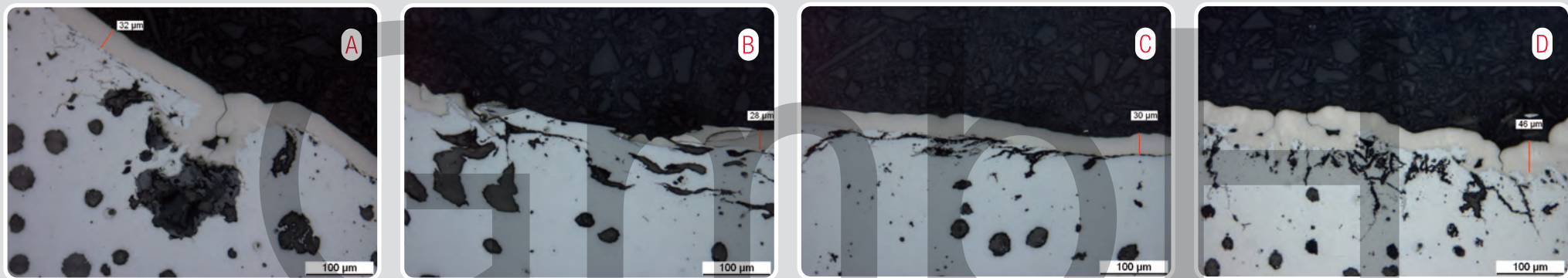
10 Tage Freibewitterung



Elektrochemische Untersuchung

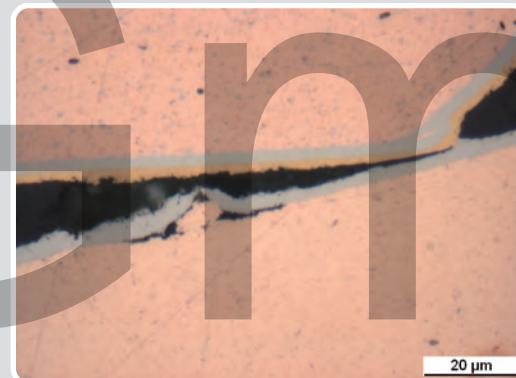
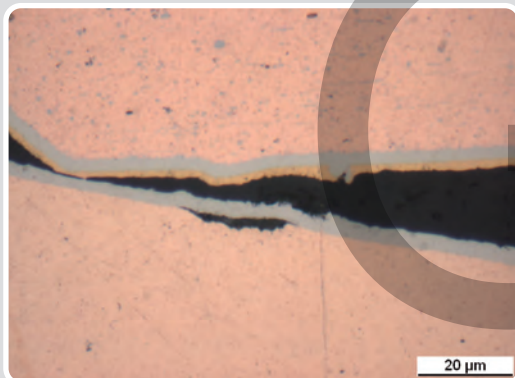
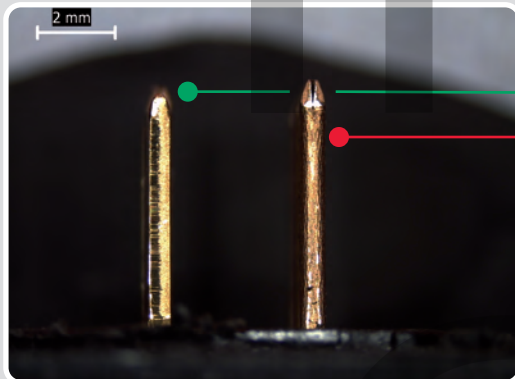
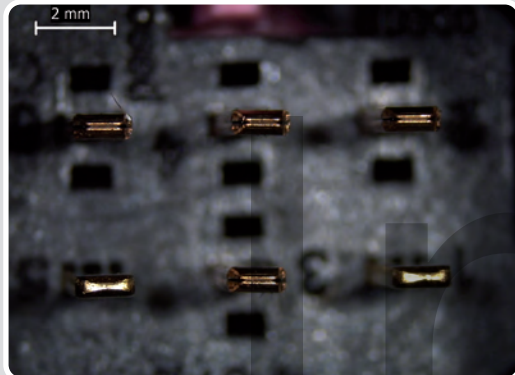


Metallographie



- Korrosionsbeständigkeit der chem. Ni Schicht ist stark von Schichtqualität abhängig;
- Keine der hier untersuchten Varianten ist frei von Ungängen / Rostangriff, aber B ist bei allen Untersuchungsverfahren am schwächsten.

Beschichtete Elektrokontakte



Soll-Zustand: der Kontaktwiderstand bei elektrischen Steuerleitungen soll niedrig sein – Langzeitstabilität.

Ist-Zustand: die Impedanz-Messungen an elektrischen Steuerleitungen nach Feldeinsatz und Freibewitterung weisen eine starke Streuung der Kontaktwiderstände auf. Die Größe des Kontaktwiderstandes hängt vom Kontaktwerkstoff, seiner Mikrorauigkeit, der Geometrie, der Oxidschicht sowie von der Größe der Kontaktfläche ab (je größer die Fläche, desto geringer der Kontaktwiderstand).

Aufbau eines Steckkontaktes: unterschiedliche Pins

Pin 1 besteht aus einem massiven Kupferträger, der umseitig eine Nickel (Ni) und Gold (Au)-Schicht aufweist.

Pin 2 ist aus einem ca. 0.3 mm dicken Kupferblech durch Faltung hergestellt.

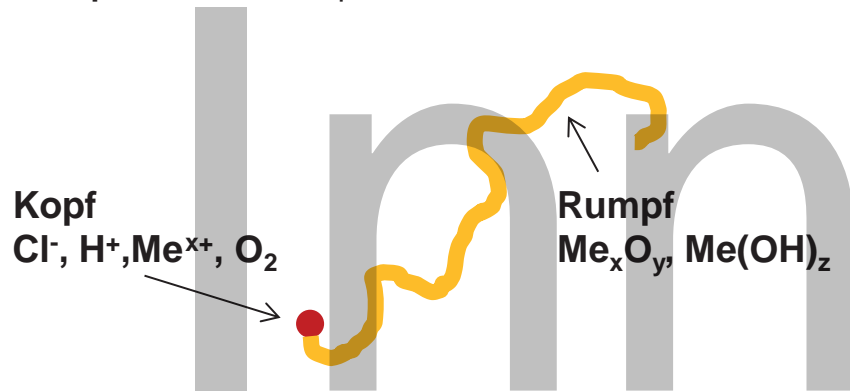
Im Bereich der Stanzkanten, der Biegeradien und in der Spalte ist keine bzw. nur eine fragmentierte Ni- und Au-Beschichtung vorhanden.

Defekte in Ni- und Au-Beschichtung:

Durch Kontaktieren sind die Beschichtungen beschädigt – Bildung einer Oxidschicht oder von Korrosionsprodukten → starke Streuung der Kontaktwiderstände.

Filiformkorrosion

Im Kopf sind korrosiv wirkende Salze
Im Rumpf nur Korrosionsprodukte, Oxide

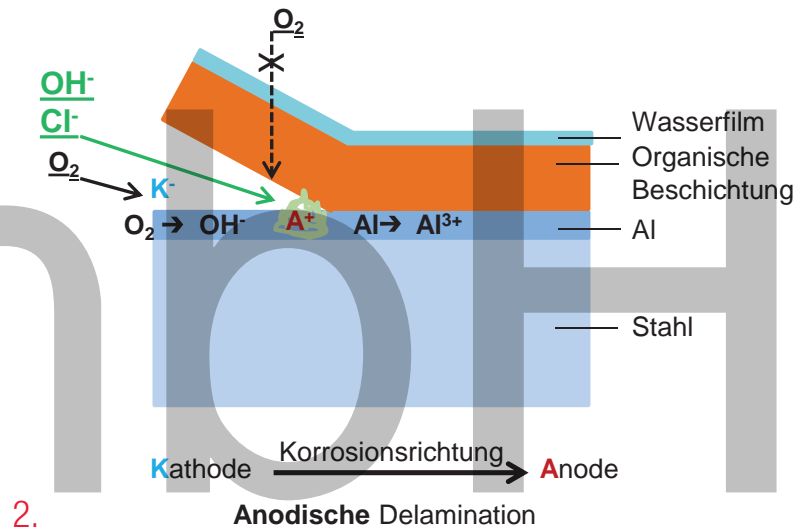
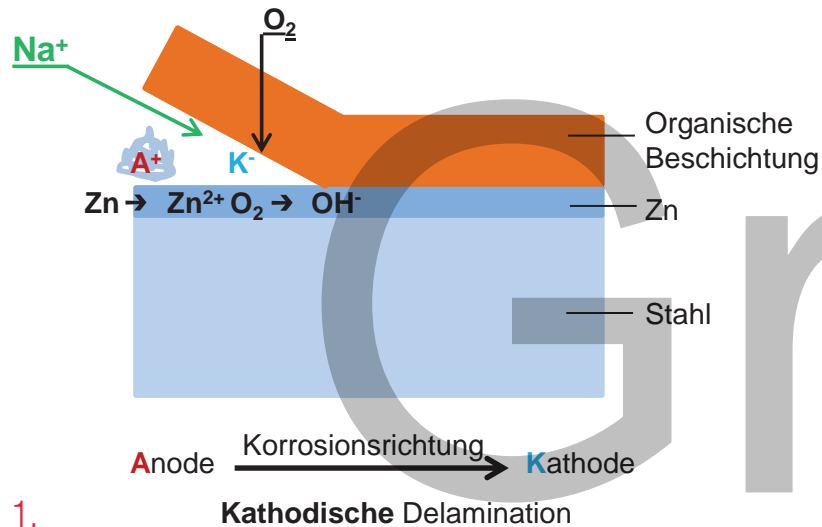


DIN 4628-10:2003: **Filiformkorrosion (FFC)** ist die Korrosion, die sich unter Beschichtungen, wie Lackierungen und Anstrichen, in Form von Fäden entwickelt und im Allgemeinen von ungeschützten Kanten oder örtlichen Schäden, die durch die Beschichtung hindurchgehen, ausgeht.

Reine FFC resultiert in einem äußerlichen Angriff der Oberfläche, die zur Unterwanderung, Abhebung und Abplatzung der Deckschicht führt.

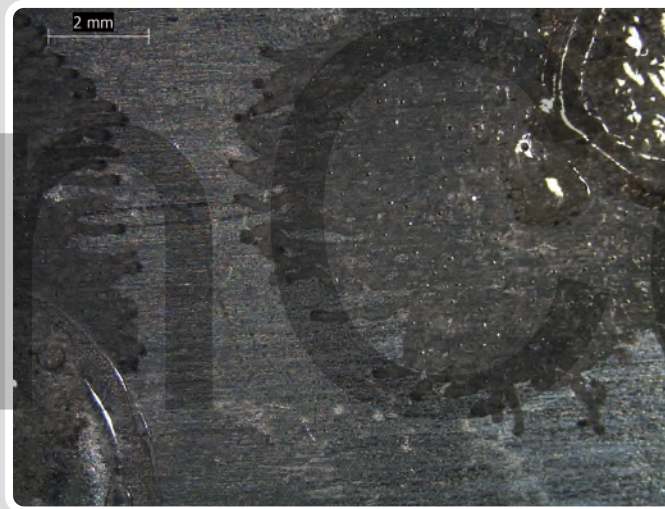
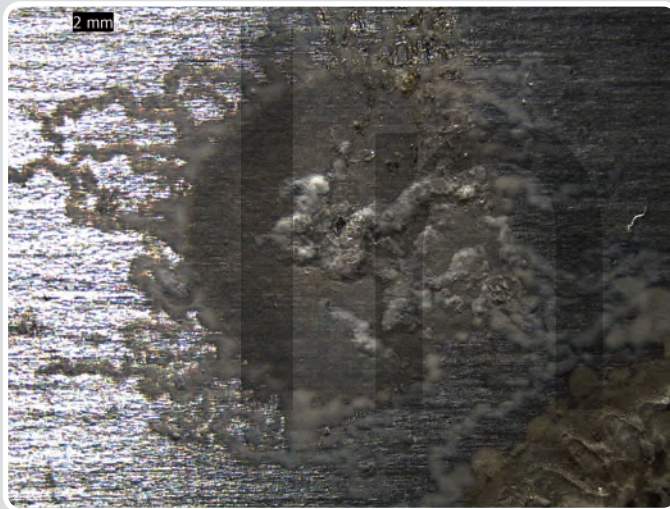
Korrosionsmechanismen bei Lackunterwanderung (u.a. bei FFC)

1. Bei Stahl, Zn-beschichteten Bauteilen
2. Bei Al-haltigen Zn- und Zn-Mg-Überzügen (ZA, AZ und ZM) und bei Al

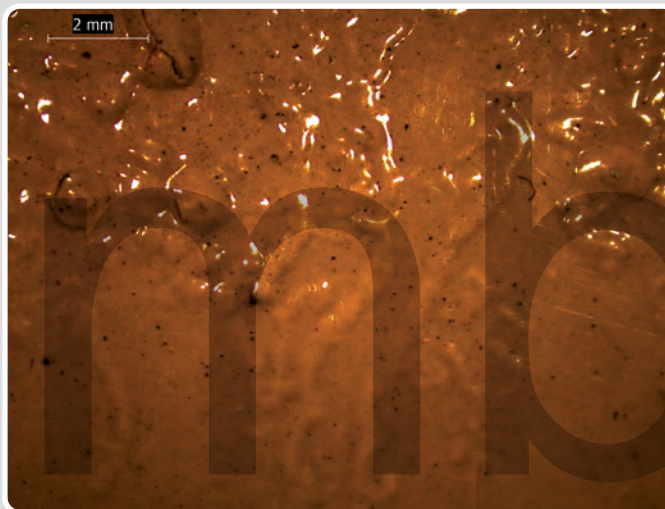


Filiformkorrosion

Unterschiede im Sauerstofffluss während der Ausbreitung der FFC bei Aluminium und Stahl



Al-Blech (beschichtet mit Industrielack) nach der 24h-Auslagerung in saurem Reiniger (pH=0), FFC an Al (**anodische Delamination**), ausgehend von den Fehlstellen.

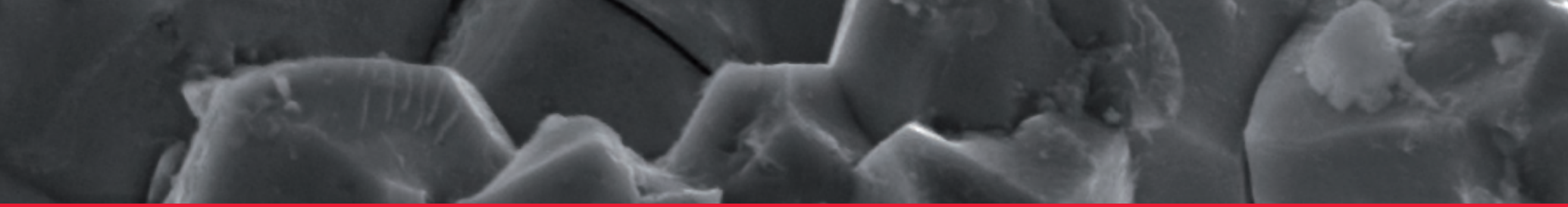


Die beschichtete Rohrkonstruktion wurde maritimem tropischen Klima ausgesetzt. Korrosion des Stahls mit Abblättern des Lacks und Unterwanderung + FFC am Stahl (**kathodische Delamination**).



Danksagung:

Für diesen Korrosionsatlas wurden die spannendsten Fälle aus den letzten 10 Jahren bei InnCoo herangezogen. Wir möchten uns daher an dieser Stelle nochmal für die gute, interessante und produktive Zusammenarbeit bei allen Beteiligten bedanken. Für weitere interessante Fragestellungen sind wir jederzeit für Sie da - **Ihre Spezialisten zum Thema Korrosion!**



InnCoa

GmbH

10 Jahre



INNCOA

SURFACE AND SUBSTRATE ENGINEERING