

Entwicklungen bei hochfesten nichtrostenden Stählen für Befestigungselemente

Günter Hochörtler, Sabine Eglsäer, Böhler Edelstahl GmbH, A-8605 Kapfenberg / A
Gregor Mori, Christian Doppler Laboratorium für Örtliche Korrosion, Montanuniversität Leoben, A-8700 Leoben / A

Zusammenfassung

Durch gezielte Legierungsentwicklung und definierte Weiterverarbeitung ist es möglich Stähle für Befestigungselemente mit immer höheren Festigkeits- und Korrosionseigenschaften herzustellen. Hochlegierte CrNiMoN- und CrMnMoN-Stähle weisen nicht nur eine gute Beständigkeit gegen Loch- und Spaltkorrosion sondern auch eine verbesserte Beständigkeit gegen chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion auf.

Die Zunahme an Festigkeit führt in etwas abgeschwächter Form auch zu einer Zunahme der ertragbaren Grenzspannung zur Initiierung von Spannungsrisskorrosion.

Elektronenmikroskopische Bruchflächenuntersuchungen erhärten den Mechanismus von Abgleitung und örtlicher Auflösung für die Rissbildung.

Stichworte

Korrosionsbeständige Nickel- und Manganaustenite, mechanische Eigenschaften, Kaltverfestigung, Einflüsse auf Korrosion insbesondere Spannungsrisskorrosion

1. Einleitung

Befestigungselemente werden in der Regel als sicherheitsrelevante Bauteile eingesetzt und es kommt daher der sachgerechten Ausführung und Verwendung eine wichtige Rolle zu. Da bei der Verwendung dieser Bauteile es zu den unterschiedlichsten Beanspruchungen kommen kann und die Korrosion eine Systemeigenschaft ist, welche alle nur denkbaren Einflüsse zulässt, kann der Gesetzgeber die Anforderungen nur sehr allgemein über Zulassungen regeln. Im Sinne einer höchstmöglichen Risikovermeidung müssen daher die verwendeten Materialien sorgfältig untersucht und die zu möglichen Gebrechen führenden Schadensmechanismen weitgehend verstanden werden.

Klassische „Standardbefestigungselemente“ werden üblicherweise aus Kohlenstoffstählen gefertigt. Diese werden durch metallurgische Maßnahmen (chem. Zusammensetzung, Umformung, Wärmebehandlung) auf den geforderten Festigkeitslevel gebracht und müssen für den Einsatz korrosionsschutzgeschützt werden. Dies geschieht durch Aufbringen von metallischen oder/und organischen Schutzschichten. Da es bei der Montage und während des Einsatzes zu Beschädigungen dieser Korrosionsschutzschichten kommen kann, welche potentielle Sicherheitsmängel darstellen, gab es schon frühzeitig Überlegungen für spezielle Anwendungen korrosionsbeständige Stähle einzusetzen. Die aktuelle Auflistung der „Bauaufsichtlichen Zulassung Z-30.3-6: Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostenden Stählen“ umfasst derzeit 17 Stahlsorten, unterteilt nach Festigkeitsklassen / Erzeugnisformen sowie Korrosionswiderstandsklassen [1].

Wird für übliche Befestigungselemente mit diesen Stahltypen das Auslangen gefunden, gibt es andererseits Anwendungen, welche deutlich höhere Festigkeiten verlangen als die in der genannten Zulassung angegebenen. Als Beispiele seien genannt:

- Hochfeste Bolzen und Nägel [2],
- Ankerschienen im Tunnelbau [3],
- Selbstbohrschrauben [4].

Zur Erfüllung solcher mechanischen Anforderungen bei gleichzeitiger korrosiver Belastung kommen für großtechnische Werkstoffanwendungen nur mehr wenige Werkstoffe in Frage, und zwar:

- Ausscheidungshärtbare martensitische Chromstähle (PH-Stähle),
- austenitische Stähle im kaltverfestigten Zustand,
- (ausscheidungshärtbare) Nickelbasislegierungen.

Bei den PH-Stählen ist die relativ geringe Korrosionsbeständigkeit, insbesondere die hohe Sensibilität gegenüber Spannungsrisskorrosion unter milden Korrosionsbedingungen bekannt [4, 5], was eine Verwendung als sicheres Befestigungselement ausschließt.

Nickelbasislegierungen zeigen zwar ein hervorragendes Korrosionsverhalten, auch die Festigkeitseigenschaften sollten für die meisten Anwendungen ausreichen, aber ihre schwierige Verarbeitbarkeit und ihr hoher Preis lassen einen vernünftigen Einsatz nur für ganz wenige spezielle Applikationen zu.

Für eine sichere und wirtschaftliche Anwendung verbleiben somit die austenitischen Stähle.

Es sollten daher, ausgehend von einem Material des Typs 1.4404, die erreichbaren mechanischen und korrosionschemischen Eigenschaften hochlegierter Austenite vergleichend betrachtet werden.

2. Untersuchungen

2.1 Werkstoffe

Chemische Zusammensetzung

Da die Materialeigenschaften und nicht die fertigen Produkte im Vordergrund standen, wurden die Untersuchungen so weit als möglich an lösungsgeglühten sowie an umgeformten Stabmaterialien mit Durchmessern von ca. 10 mm durchgeführt.

Für die Tests wurden folgende Materialien verwendet (Tabelle 1).

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle (Gew.-%)

Werkstoffbez.	Böhlerbez.	Werkstoff-Nr.	C	Mn	Cr	Mo	Ni	N	WS
X2CrNiMo 17-12-2	A200	1.4404	< 0,03	1,5	17,5	2,5	12	0,05	27,3
X2CrNiMnMoN 24-15-4-2	P500	~1.4565	< 0,03	4,0	24,5	2,3	15	0,45	45,6
X20CrMnMoN 17-10-3	P570	-	0,20	10,5	17,0	3,3	0,1	0,50	42,9

WS... Wirksumme = %Cr + 3,3·%Mo + 30·%N

Nachfolgend werden die verwendeten Werkstoffe mit den Böhlerbezeichnungen angesprochen, da diese die kürzere und bei allen Werkstoffen verfügbare Nomenklatur darstellt. Der Werkstoff P570 hat beispielsweise noch keine Werkstoff-Nummer, da es sich um eine Neuentwicklung handelt. Der Werkstoff P500 ist gegenüber dem Stahl mit der Werkstoff-Nr. 1.4565 eine Analysenmodifikation mit unter anderem niedrigeren Mo-Gehalt.

Mechanische Eigenschaften

Die für diese Verwendung geforderten Festigkeiten können bei austenitischen Stählen nur durch Kaltverfestigung erhalten werden. Das Kaltverfestigungsverhalten hängt im Wesentlichen vom aufgebrauchten Umformgrad ab, wird aber auch von der chemischen Zusammensetzung (Gefügestabilität) und vom Ausgangszustand beeinflusst.

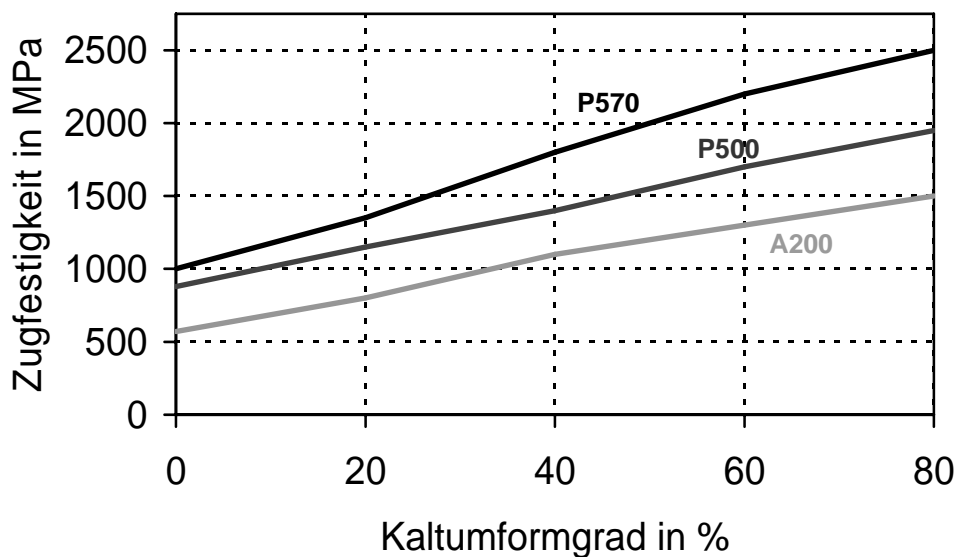


Abbildung 1: Kaltverfestigungsverhalten verschiedener austenitischer Stähle

Wie in Abbildung 1 ersichtlich, können durch Kaltumformen, z.B. durch Kaltziehen, extrem hohe Festigkeitswerte bis über 2000 MPa erreicht werden. Dabei zeigt sich, dass der hochstickstoffhaltige austenitische Stahl Bö P570 das höchste Festigkeitspotential aufweist. Es muss allerdings beachtet werden, dass die Verarbeitung und das Handling solcher hochfester Stähle nicht einfach durchzuführen ist und ein großes Know How verlangt.

2.2 Versuchsdurchführung

Es wurden Loch- und Spaltkorrosionsuntersuchungen nach ASTM G48, Methode C und D in 6 %iger FeCl_3 -Lösung mit 1 % HCl für 72 h an den genannten Werkstoffen durchgeführt.

Die Spannungsrissskorrosionstests waren Versuche unter konstanter Last. Es wurden elektropolierte Zugproben untersucht. Die genaue Versuchsführung wurde bereits mehrfach beschrieben [6-8]. Die Prüflösungen waren einerseits eine 45 %ige MgCl_2 bei 154 °C und andererseits eine 22%ige NaCl-Lösung bei 105 °C. Die mildere NaCl-Lösung wurde für die hoch kaltumgeformten Proben verwendet, um eine bessere Differenzierung zwischen den einzelnen Qualitäten zu erhalten.

Um den Schadensmechanismus speziell bei der chloridinduzierten Spannungsrissskorrosion besser zu verstehen, wurden Bruchflächenuntersuchungen an CrMnMoN- und CrNiMoN-Stählen mittels Rasterelektronenmikroskopie durchgeführt.

3. Ergebnisse

3.1 Loch- und Spaltkorrosion

Die Beständigkeit gegen chloridinduzierte Lochkorrosion kann bei chemisch beständigen Stählen und damit auch bei den betreffenden hochfesten Qualitäten für Befestigungselemente stark vereinfacht als Funktion der chemischen Zusammensetzung (Wirksumme WS) dargestellt werden (Gleichung 1).

$$WS = \%Cr + 3,3\cdot\%Mo + 30\cdot\%N \quad (1)$$

Als Prüfmedium werden überwiegend hoch chloridhaltige Lösungen mit hohem Redoxpotential eingesetzt, um eine möglichst anodische Polarisierung des Werkstoffs zu erreichen [9]. Dadurch können selbst die kritischen Lochkorrosionstemperaturen auch für hoch legierte Stahlqualitäten ermittelt werden, was in Lösungen ohne hohes Redoxpotential (z.B. in Meerwasser) oftmals nicht mehr möglich ist. In Abbildung 2 sind neben verschiedenen hoch legierten Werkstoffen aus der Literatur [10] die kritischen Temperaturen für die drei untersuchten Werkstoffe eingetragen. Aufbauend auf der für Befestigungselemente bereits eher hoch legierten Qualität A200 zeigen die beiden höher legierten Stähle deutliche Steigerungen ihrer Beständigkeiten sowohl gegen Loch- als auch gegen Spaltkorrosion.

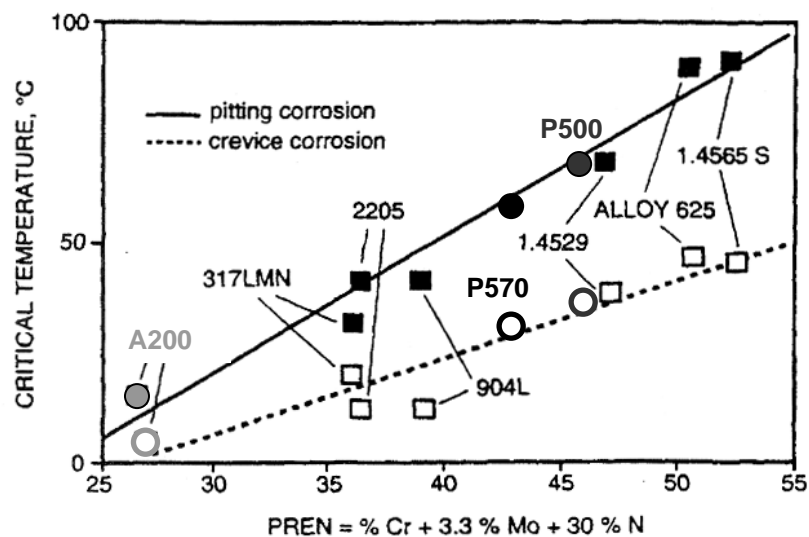


Abbildung 2: Kritische Lochkorrosions- und Spaltkorrosionstemperaturen von hoch beständigen Stählen für Befestigungselemente im Vergleich zu weiteren hoch legierten Qualitäten nach ASTM G48 [10], P500 und P570 kaltumgeformt, übrige Werkstoffe lösungsgeglüht

Auf eine zunehmende Kaltumformung reagieren Lochkorrosions- und Spaltkorrosionstemperatur wenig sensibel. Versuche an kaltverfestigten P500 und P570 zeigen dies in Abbildung 2. Eine höhere Kaltumformung führt einerseits zu einer größeren Dichte an Gitterfehlern (Korngrenzen, Versetzungen), was an und für sich eine Aktivierung des Werkstoffes darstellt. Gleichzeitig werden jedoch Seigerungen durch die bessere Durchknetung des Werkstoffes tendenziell verringert. Dies gilt insbesondere für

Molybdänseigerungen, so dass die in Abbildung 2 dargestellten Verhältnisse weitgehend unabhängig vom Kaltumformungsgrad und damit von der Festigkeit gelten.

3.2 Spannungsrisskorrosion

Die Beständigkeit gegen Spannungsrisskorrosion wird vielfach in siedender 45 %iger $MgCl_2$ -Lösung bei 155 °C durchgeführt. Diese Prüflösung stellt ein überaus aggressives Medium dar, welches bei Befestigungselementen in der Praxis auch nur annähernd erreicht werden wird.

Im lösungsgeglühten Zustand zeigt sich für die drei untersuchten Stähle eine zunehmende Grenzspannung mit zunehmender Festigkeit. Der CrNiMo-Stahl A200 zeigt innerhalb der Prüfdauer von 500 h keine Rissbildung bei Spannungen unter 175 MPa. Diese Grenzspannung steigt mit zunehmender Festigkeit bzw. höherer Legierungslage auf 225 MPa (P500) und beim höchstfesten P570 auf 325 MPa an (Abbildung 3), das heißt, dass in dieser sehr aggressiven Prüflösung die Grenzspannung praktisch unabhängig von R_m -Level auf ca. ein Drittel des Wertes fällt.

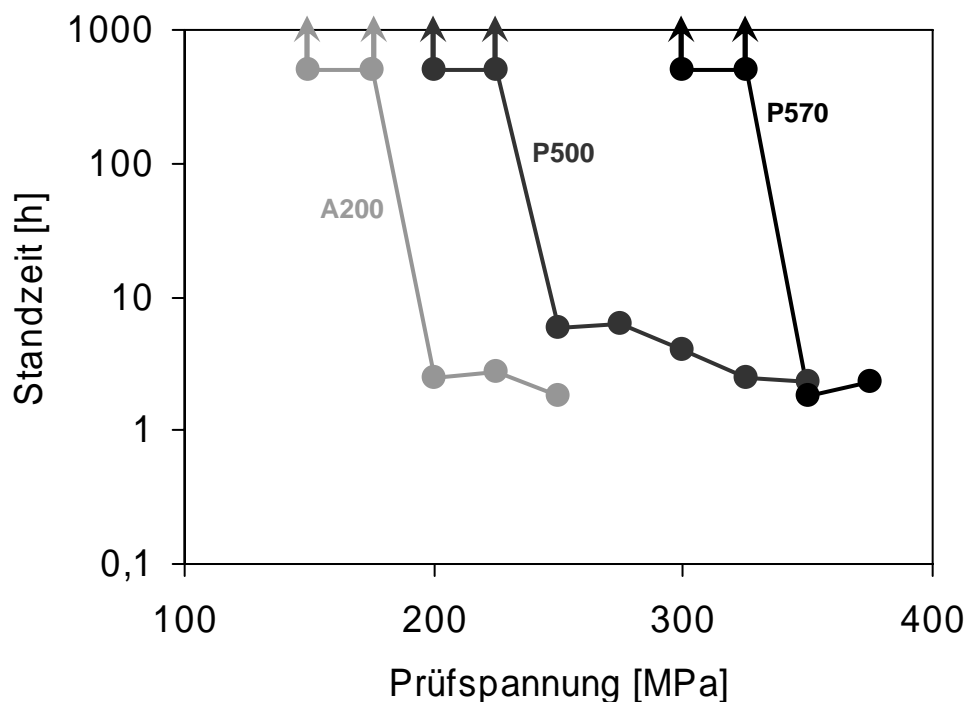


Abbildung 3: Standzeit als Funktion der Prüfspannung für lösungsgeglühte Stähle für Befestigungselemente in 45 % $MgCl_2$ bei 154 °C, Versuche unter konstanter Last, maximale Prüfdauer 500 h

Im hoch kaltumgeformten Zustand nimmt die Grenzspannung ebenfalls in dieser Reihenfolge zu und liegt bei allen Stählen im milderen Medium (22 % NaCl, 105 °C) nahe 80 % der Zugfestigkeit (Abbildung 4). Das wichtigste Ergebnis aus Abbildung 4 ist, dass ein Anstieg der mechanischen Eigenschaften auch bei Zugfestigkeiten über 2000 MPa noch zu einer Erhöhung der ertragbaren Grenzspannung zur Initiierung von chloridinduzierter Spannungsrisskorrosion führt. Die deutliche Erhöhung der mechanischen Eigenschaften führt auch zu einer höheren Grenzspannung, die Beständigkeit bleibt relativ zur Höhe der Zugfestigkeitswerte in etwa gleich erhalten.

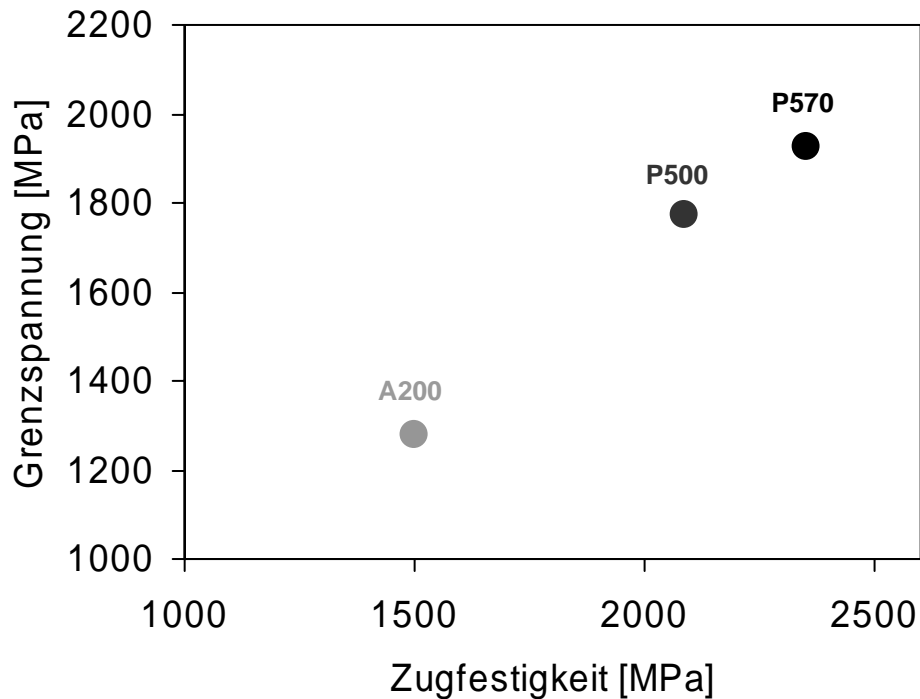
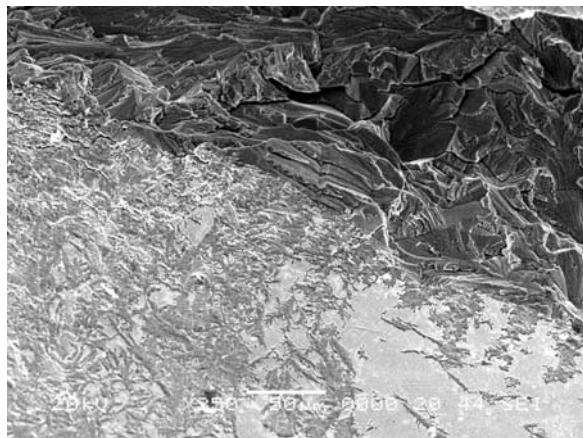
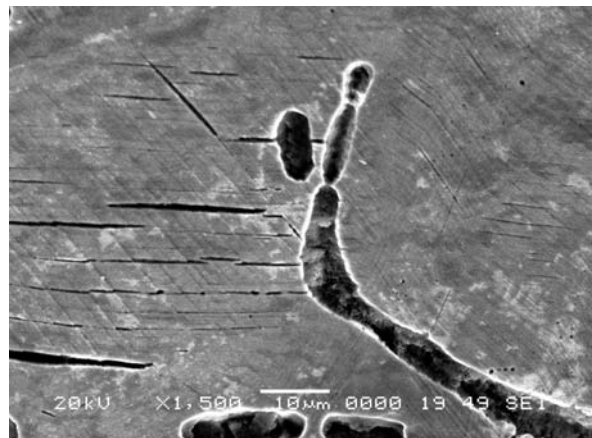


Abbildung 4: Grenzspannungen kaltumgeformter Stahlqualitäten für Befestigungselemente nach 500 h Prüfdauer für die Initiierung von Spannungsrissskorrosion in 22 % NaCl bei 105 °C, Versuche unter konstanter Last

Abbildung 5 zeigt REM-Aufnahmen der Probenoberflächen je eines CrMnN- und CrNiN-Austeniten im lösungsgelühtem Zustand, die jeweils in siedender 45%-iger MgCl₂-Lösung bei 155°C geprüft wurden.



a) Probenoberfläche CrMnN Austenit



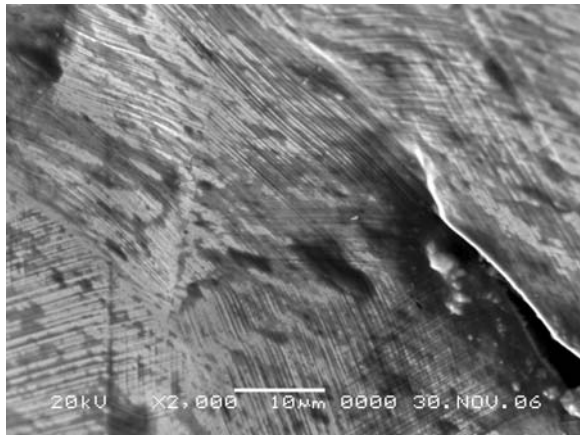
b) Probenoberfläche CrNiN Austenit

Abbildung 5: REM-Aufnahmen der Probenoberflächen je eines CrMnN- und CrNiN-Austeniten im lösungsgelühten Zustand nach SRK-Prüfung in 45 % MgCl₂ bei 154 °C,

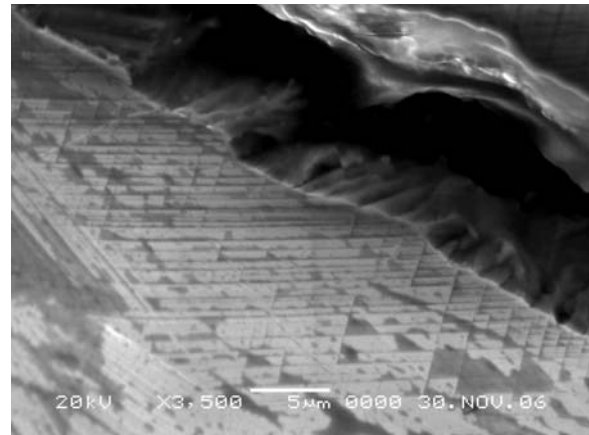
Deutlich zu erkennen ist der chemische Angriff an den Probenoberflächen beider Werkstoffe, wobei der CrMnN-Austenit eher zu einem flächigen Abtrag neigt, während der CrNiN-Austenit verstärkt lokale Korrosion zeigt. Der lokale Angriff geschieht einerseits durch Lochkorrosion,

andererseits werden die an der Oberfläche ausgeprägt auftretenden Gleitstufen bevorzugt angegriffen, an denen teilweise schon Risse initiiert wurden. Auch an CrMnN-legierten Austeniten werden an der weniger stark angegriffenen Oberfläche solche Gleitstufen beobachtet, welche auch in diesem Fall einen Abgleitprozess für die Rissinitiierung verantwortlich erscheinen lassen.

Werden diese Werkstoffe in einem milderen Medium wie z.B. in CaCl_2 oder NaCl -Lösungen geprüft, kommen die oben erwähnten Gleitstufen aufgrund des geringeren korrosiven Angriffs sowohl an der Probenoberfläche als auch an der Bruchfläche deutlicher zum Vorschein wie aus den Abbildungen 6 und 7 ersichtlich.

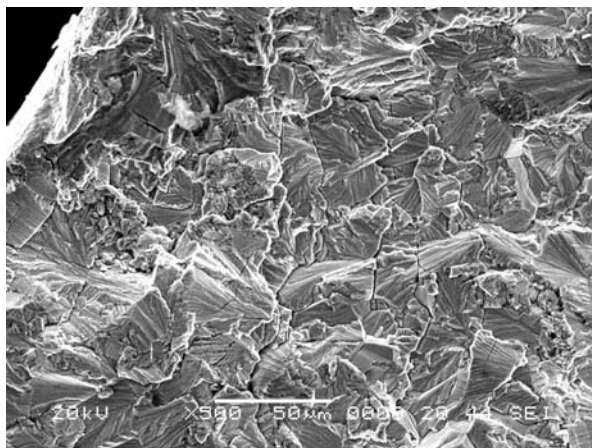


a) Rissspitze

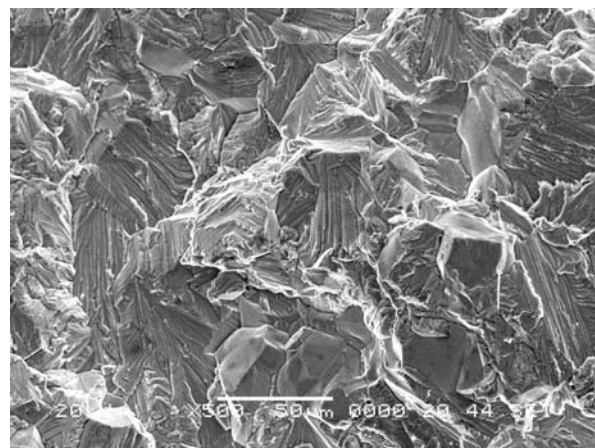


b) Detail Rissausgang

Abbildung 6: Oberfläche eines CrMnN Austeniten im lösungsgeglühten Zustand nach Auslagerung in NaCl -Lösung, Versuche unter konstanter Last



a) transkristallines Bruchgeschehen



b) teilweise interkristallines Bruchgeschehen

Abbildung 7: Bruchfläche eines CrMnN Austeniten im lösungsgeglühten Zustand nach SRK-Prüfung in 45 % MgCl bei 154 °C

Die Bruchflächen selbst zeigen das für chloridinduzierte Spannungsrisskorrosion von austenitischen Stählen typische Aussehen eines spröde wirkenden, überwiegend transkristallinen Bruchs. Zum Unterschied vom klassischem Sprödebruch weist die in Abbildung 7a gezeigte Bruchfläche ausgeprägte „Zick-Zack“-Facetten auf, die wenige

Mikrometer betragen, und auf den Rissfortschritt entlang bevorzugter Gleitebenen hinweisen. Örtlich liegen auch Zonen mit interkristallinem Bruchgeschehen vor (Abbildung 7 b). Zusätzlich weisen die REM-Aufnahmen darauf, dass das Bruchgeschehen nicht nur während der Rissinitiierung solchen Gleitstufen folgt (Abbildung 6), sondern auch im Inneren des Prüfquerschnitts (Abbildung 7 a), so dass Abgleitung offensichtlich auch beim Rissfortschritt eine wichtige Rolle spielt. Entlang der innerhalb eines Korn parallel liegenden Gleitstufen treten zahlreiche solcher Abgleitvorgänge auf, welche zu einem multiplen Abgleiten innerhalb eines Korn führen. Verschiedene Gleitsysteme werden senkrecht zur Hauptspannungsrichtung aktiviert und bilden derart feine Bruchstufen, welche ein gezacktes annähernd regelmäßiges facettiertes Bruchgeschehen verursachen (Abbildung 6 b).

4. Diskussion

Durch eine gezielte Legierungsentwicklung ist es möglich, die Festigkeit der an sich als „weich“ geltenden Austenite um einen Faktor 2 im lösungsgeglühtem Zustand zu erhöhen. Dies wird überwiegend durch das Zulegieren von Stickstoff und Kohlenstoff erreicht, wobei diese Elemente interstitiell gelöst im Gitter vorliegen und somit für die Festigkeitssteigerung verantwortlich sind. Um jedoch die in der Praxis geforderten Festigkeiten um die 2000 MPa zu erreichen, müssen diese Werkstoffe einer Kaltumformung unterzogen werden. Die erreichbaren Festigkeiten sind in erster Linie vom Umformungsgrad abhängig, jedoch kann die Festigkeit mittels bestimmter Legierungselemente noch zusätzlich positiv beeinflusst werden. Dies zeigt sich vor allem am Beispiel des P570, dem neben 0,5 % Stickstoff noch 0,2 % Kohlenstoff beigegeben wurde. Während die Verfestigungskurven des A200 und P500 nahezu parallel verlaufen, d. h. die Differenz in der Festigkeit zwischen diesen Werkstoffen über den gesamten Umformgrad konstant bleibt, steigt die Verfestigungsrate des P570 im Vergleich zum P500 mit zunehmendem Umformgrad kontinuierlich an. Diese am P570 zusätzlich beobachtete Festigkeitssteigerung, wobei Festigkeiten bis zu 2400 MPa erreicht werden, ist auf das Zulegieren von Kohlenstoff zurückzuführen.

Stickstofflegieren beeinflusst nicht nur die Festigkeitswerte positiv, sondern wirkt sich neben Chrom und Molybdän auch günstig auf die Korrosionseigenschaften aus. Dies wird wiederum am P570 deutlich, der aufgrund einer Erhöhung von ca. 1% Molybdän und durch Zulegieren von 0,5% Stickstoff eine wesentlich verbesserte kritische Lochkorrosionstemperatur sowie kritische Spaltkorrosionstemperatur aufweist. Die erzielten Werte der stickstofflegierten Werkstoffe dürften in der Praxis jedenfalls ausreichend hoch sein, da bei den Tests ein hohes anodisches Potential von knapp 950 mV_H in Form des Redoxpotentials der Lösung aufgebracht wurde.

In Bezug auf Spannungsrisskorrosion wirkt sich eine Erhöhung der Festigkeit tendenziell positiv auf die erreichbaren Grenzspannungen aus. Dies konnte an Werkstoffen im lösungsgeglühtem Zustand, die in siedender Magnesiumchloridlösung geprüft wurden, sowie an den kaltverfestigten Werkstoffen, die in siedender Natriumchloridlösung geprüft wurden, gezeigt werden. Weiterführende Untersuchungen an ähnlichen CrMnN und CrNiN Qualitäten in unterschiedlichen Kaltumformungsgraden ergaben ebenfalls, dass absolut bei zunehmender Kaltumformung eher eine Zunahme der ertragbaren Grenzspannung erfolgt als eine Abnahme [11]. Jedoch kommt es mit zunehmender Kalterformung zu einer Abnahme des Verhältnisses Grenzspannung/Dehngrenze.

Hinsichtlich Prüfmedium ist zu erwähnen, dass es sich bei siedender 45%-iger Magnesiumchloridlösung um ein überaus aggressives Medium handelt. Bei allen Werkstoffen, die in dieser Lösung getestet wurden, konnte eindeutig korrosiver Angriff an der

Probenoberfläche beobachtet werden, wobei die CrNiN Austeniten bevorzugt an den Gleitebenen angegriffen wurden, während die CrMnN Austenite flächenartigen Angriff erlitten. Wenn man die Untersuchungen in Natriumchlorid- aber auch Calciumchloridlösungen betrachtet, so stellen diese Medien ein eher mildes Angriffsmittel dar, welche zu einem tendenziell geringen korrosiven Angriff an den Gleitstufen führt.

Der dominierende Rissinitiierungs-, offensichtlich auch Rissfortschrittsprozess, ist das Abgleiten entlang bevorzugt orientierter Gleitsysteme. Diese liegen besonders in den dichtest gepackten {111}-Kristallebenen. Wenn niedriger indizierte Ebenen günstiger zur anliegenden Spannungsrichtung liegen, kann auch entlang dieser Abgleitung erfolgen. Dieses „slip dissolution model“ wurde besonders von Staehle vorangetrieben und entwickelt [12]. Es beruht auf der Vorstellung, dass die Passivschicht infolge von Abgleitprozessen durchbrochen wird, wobei die neu gebildete Oberfläche kurzfristig anodischer Auflösung unterliegt, bis die Repassivierung einsetzt. Nach der Repassivierung, die von der Aggressivität des Mediums und der Werkstoffzusammensetzung abhängig ist, kommt es erneut zum Abgleiten und zum weiteren Rissfortschritt.

Inwieweit der bei der anodischen Auflösung entstehende Wasserstoff die Rissinitiierung bzw. den Rissfortschritt beeinflusst, kann aus diesen Untersuchungen nicht eindeutig geklärt werden, jedoch wurde und wird zunehmend in der Literatur, z.B. [13, 14], auf die Rolle des Wasserstoffs insbesondere im Rahmen von Abgleitvorgängen auch bei der Spannungsrisskorrosion austenitischer Werkstoffe eingegangen und ist Gegenstand weiterführender Untersuchungen.

5. Schlussfolgerungen

1. Es ist großtechnisch möglich, höchstfeste Stähle mit einer sehr guten Korrosionsbeständigkeit insbesondere auch gegenüber Spannungsrisskorrosion für die Herstellung von Befestigungselementen zu produzieren.
2. Es wird gezeigt, dass diese Stähle (Austenite im kaltumgeformten Zustand) ihre Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit relativ zu ihrer Festigkeit bis zu höchsten Kaltumformungsgraden beibehalten. Die höchsten Festigkeiten wurden mit einem austenitischen CrMnN - Stahl erreicht.
Die Loch- und Spaltkorrosionsbeständigkeit wird dabei durch die Kaltverfestigung nicht wesentlich verändert.
3. Spannungsrisskorrosion chemisch beständiger Stähle in chloridhaltigen Medien findet durch Abgleiten entlang hoch indizierter Ebenen statt. Ein Anteil von Wasserstoff am Bruchgeschehen scheint wahrscheinlich, eine Quantifizierung dieses Anteils ist derzeit noch nicht möglich und Gegenstand weiterer Untersuchungen.

6. Literatur

- [1] Bauaufsichtliche Zulassung Z-30.3-6 „Erzeugnisse, Verbindungsmittel und Bauteile aus nichtrostenden Stählen“ Deutsches Institut für Bautechnik (2003)
- [2] M. Boretius und F. Gröschl, VDI Bericht Nr. 1080 (1994), 609-616
- [3] Oberstes Gebot: Mehr Sicherheit im Tunnel, Focus Rostfrei 12 (2004), 28-29
- [4] R. Landgrebe, M. Gugau, H. Friederich, Materials and Corrosion 53 (2002), 165-175
- [5] H. Böhni, H. Haselmair, A. Übleis, Structural Engineering International 4 (1992), 253-258

- [6] D. Bauernfeind, J. Romotowski, J. Haberl, G. Mori, J. Bernauer, G. Saller: Stress Corrosion Cracking of Highly Alloyed Austenitic, Stainless Steels in Chloride Media, Proceedings of the Eurocorr 2005, Lissabon, Portugal, paper no. 166, 1-9
- [7] G. Mori, D. Bauernfeind, J. Haberl, H. Zitter, On the Mechanism of Chloride Induced SCC of Stainless Steels, Proceedings of the Eurocorr 2006, Maastricht, Netherlands, 1-13
- [8] S. Holzleitner, G. Mori, H. Falk, S. Eglsäer, Electrochemical and SCC Behavior of Highly Alloyed Stainless Steels in Different Chloride Containing Solutions, Corrosion 2007, Nashville, TN, 2007, paper no. 07477, 1-14
- [9] H. Zitter, G. Mori, G. Hochörtler, H. Wieser, Materials and Corrosion 53 (2002), 37-43
- [10] P. Combrade, Crevice Corrosion of Metallic Materials, in: Corrosion Mechanisms in Theory and Practice, 2nd edition, P. Marcus (edit.), Marcel Dekker, Inc., New York, Basel (2002), 349-398
- [11] D. Bauernfeind, J. Haberl, G. Mori, H. Falk, Influence of Cold Deformation on Stress Corrosion Cracking Resistance of Highly Alloyed Austenitic Stainless Steels in Chloride Media, Corrosion 2006, NACE, San Diego, 12-16 März 2006, 2006, paper no. 06504, 1-17
- [12] R.W. Staehle, Stress Corrosion Cracking of the Fe-Cr-Ni Alloy System, J.C. Scully (ed.): The Theory of Stress Corrosion Cracking, NATO Science Committee Research Evaluation Conference, 1971, 223-288
- [13] T. Magnin, A. Chambreuil-Paret, J.P. Chateau, Metals, Materials and Processes 8 (1996), 203-210
- [14] S.P. Lynch, Progress towards Understanding Mechanisms of Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, Corrosion 2007, NACE, Nashville, 11-15 März 2007, 2007, paper no. 07493, 1-55