

STÅLFIBERKORROSION I SPRUCKEN SPRUTBETONG - Litteraturstudie

Erik Nordström



STIFTELSEN SVENSK BERGTEKNISK FORSKNING
SWEDISH ROCK ENGINEERING RESEARCH

STÅLFIBERKORROSION I SPRUCKEN SPRUTBETONG- Litteraturstudie

**Steel fibre corrosion in cracked sprayed concrete -
Literature study**

Erik Nordström, Vattenfall Utveckling AB

SveBeFo Rapport 45

Stockholm 2000

ISSN 1104-1773

ISRN SVEBEFO-R--45--SE

FÖRORD

Kraven på beständighet hos berganläggningar har skärpts på senare år, bland annat i Vägverkets anvisningar för tunnlar, där man föreskriver livslängder om 100 år eller mer. För många konstruktionselement är det svårt att bedöma långtidseffekter, bland annat för sprutbetong som kan vara exponerad för frost och i vägtunnlar för saltstänk. I ett tidigare projekt har SveBeFo tillsammans med Elforsk låtit utföra en inventering av befintliga sprutbetongförstärkningars status, rapporterad av Vattenfall Utveckling i SveBeFo-rapport 26. Allmänt kunde konstateras att sprutbetongen var i gott skick och fyllde avsedd funktion men att man närmare borde undersöka korrosionsförloppen i sprucken fiberarmerad sprutbetong. En sådan undersökning har inletts genom utplacering av fiberarmerade sprutbetongpaneler med olika sprickvidder i olika miljöer. Vissa delresultat har presenterats som konferensbidrag medan slutlig avrapportering följer efter ytterligare exponeringstid.

I samband med projektets start gjordes också en litteraturinventering för att sammanfatta vad som undersökts av korrosion på fibrer i gjuten betong och vilka korrosionsprocesser som kan förväntas på fibrer i sprickor. I föreliggande rapport redovisas grundläggande mekanismer för armeringskorrosion och specifikt på stålfibrer samt vilken betydelse sprutbetongtekniken kan antas ha för förloppen.

Rapporten är därmed en del av det pågående projektet, som följs av en referensgrupp representerande Elforsk, Vägverket, Besab, Stabilator, J & W, Vattenfall Utveckling och SveBeFo.

Stockholm i december 1999

Tomas Franzén

SAMMANFATTNING

Reparation och förstärkning av berg och betong med stålfiberarmerad sprutbetong är en vanligt förekommande teknik. Krav på livslängd betonar behovet av adekvata modeller för att förutsäga beständigheten för denna typ av konstruktioner. I tidigare undersökningar (t.ex. Nordström 1996) har man kunnat konstatera att stålfibrer uppvisar ett mer beständigt beteende än konventionell armering. Vid förhållanden då konventionell armering uppvisar omfattande korrosion visar stålfibrer endast begränsad korrosion. Anledningen till denna positiva egenskap är inte kartlagd och borde undersökas. Fiberdiametern är ofta liten och initiering av korrosion torde ge höga korrosionshastigheter. Föreliggande rapport baserar sig på en genomgång av tidigare arbeten som behandlar stålfiberkorrosion, huvudsakligen i sprucken betong. Syftet är att belysa vilka mekanismer som är aktiva och skapa underlag för att bedöma livslängden för sprutade betongkonstruktioner.

Tidigare litteratur behandlar huvudsakligen stålfiberbetong som exponeras i marin miljö. Havsvattnets innehåll av magnesium- och kalciumjoner m.m. ger att sprickor ofta självläker. Därför är den marina miljön mindre aggressiv än man tidigare förväntat sig.

Sprickor ger upphov till ett snabbt lokalt angrepp på fibrerna. Korrosionsprocessen som uppstår kallas makrocellskorrosion. Den del av stålet som korsar sprickan utgör anoden och den del som finns i betongen på sidan om sprickan är katoden. Sprickvidden har betydelse huvudsakligen under initieringen av korrosion. Under propageringsfasen har faktorer som vct, konduktivitet hos betongen och det lokala klimatet större inverkan. I tunna sprickor kan korrosionsprodukter och urlakning till sprickan begränsa korrosionshastigheten. Förhållandet mellan anod- och katodyta verkar vara en av huvudmekanismerna som styr korrosionshastigheten.

Böjdragprov av balkar visar att residualhållfastheten ökar initiiellt efter uppsprickning och påföljande exponering. Det kan förklaras med förbättrad förankring av fibrer p.g.a. fortsatt hydratation eller genom tryck orsakat av korrosionsprodukter. En annan förklaring kan vara krympning i betongen runt fibrerna. Efter lång exponering uppvisar fibrerna ett sprött fiberbrott istället för ett segt utdragsbrott. Det ger en sänkning av residualhållfastheten. Kosa (1988) redovisar en enkel analytisk modell för att bedöma bärförmågan med korroderade fibrer.

Sprutbetongens sammansättning har en gynnsam inverkan på beständigheten. Höga cementhalter och silikainblandning ökar tätheten och därmed beständigheten. Användandet av acceleratorer kan däremot inverka negativt genom minskad täthet.

Framtida forskning bör rikta in sig på att klargöra vilka mekanismer som styr initiering och propagering av korrosion av fibrer i sprickor. Det finns också ett behov av modeller för att prediktera lastbärande förmåga vid olika stadier av korrosionsangrepp.

Nyckelord: beständighet, livslängd, korrosion, stålfibrer, sprutbetong, betong, sprickor, bärförmåga

SUMMARY

Repair and strengthening of rock and concrete structures with steel fibre reinforced sprayed concrete is today a commonly used technique. Demands on service life emphasize the need for adequate models to predict durability on this type of structures. In previous investigations (eg. Nordström 1996) it has been stated that steel fibres show a more durable behaviour than conventional reinforcement. Under conditions when conventional reinforcement show extensive corrosion steel fibres often show only limited amount of corrosion. The reasons for this positive properties is not fully understood and should be investigated. The fibre diameter is often small and initiation of corrosion could give high rates of corrosion. The present report is based on a compilation of previous works about corrosion of steel fibres, mainly in cracked concrete. The purpose is to shed light on the active mechanisms and make it possible to predict the service life of sprayed concrete structures.

Previous literature mainly deals with steel fibre reinforced concrete exposed to marine environment. Due to the content of ions of magnesium and calcium etc. cracks often seal. This makes the marine environment less aggressive than earlier suspected.

Cracks gives a rapid local attack on the fibres. The corrosion process is called macrocell corrosion. The part of the steel crossing the crack is the anode and the part of the steel beside the crack is the cathode. The crack width mainly rules the time to initiation of corrosion. During the propagation phase factors like eg w/c-ratio, conductivity of the concrete and local climate have a greater influence. In thin cracks corrosion products and leaching into the crack will limit the rate of corrosion. The effect of the anode to cathode- ratio seems to be one of the major mechanism ruling the rate of corrosion.

The residual strength after cracking and following exposure seems to increase initially. This is explained by increased anchorage of single fibres due to continued hydration or by the pressure caused by formation of corrosion products. Another explanation can be shrinkage of the concrete around the fibres. After long time of exposure the fibres tend to show a brittle tensile failure instead of a pull-out failure. This lowers the residual strength. Kosa (1988) has created a simple analytical model to estimate the load carrying capacity with corroded fibres.

The sprayed concrete composition affects the durability in a positive manner. High cement contents and use of silica increase the durability. The use of accelerators can affect the durability negatively.

Further research should emphasize on making clear the mechanisms ruling the initiation and propagation of corrosion. There is also a need to created models for prediction of the load bearing capacity at different degrees of corrosion attack.

Key words: durability, service life, corrosion, steel fibres, sprayed concrete, concrete, cracks, load-bearing capacity.

INNEHÅLLSFÖRTECKNING

1.	INLEDNING	1
1.1	Bakgrund	1
1.2	Syfte	1
1.3	Korrosion	1
2.	GRUNDLÄGGANDE ELEKTROKEMISKA BEGREPP	2
3.	ALLMÄNT OM ARMERINGSKORROSION	4
3.1	Sprickfri betong	4
3.1.1	Karbonatiseringsinitierad korrosion	4
3.1.2	Kloridinitierad korrosion	5
3.2	Sprucken betong	7
3.2.1	Sprickvidd.....	7
3.2.2	Anod-/katodyta	8
3.2.3	Självläkning	9
3.3	Inverkan av stålqualität	10
4.	STÅLFIBERKORROSION	11
4.1	Sprickfri betong	11
4.2	Sprucken betong	12
4.2.1	Betongqualität.....	12
4.2.2	Sprickvidd.....	12
4.2.3	Residualbärförmåga under böjdragbelastning	14
4.2.4	Fibergeometri	17
4.3	Inverkan av stålqualität	18
4.4	Sammanfattning av undersökningar med exponering	19
4.4.1	Schiessl & Weydert, IBAC, Aachen, Tyskland, (1998).....	19
4.4.2	Kosa, University of Michigan, USA, (1988).....	20

4.4.3	Mangat & Gurusamy, University of Aberdeen, Storbritannien, (1986).....	21
4.4.4	Hannant & Edgington, University of Surrey, Storbritannien, (1975)	22
5.	DISKUSSION KRING INVERKAN AV SPRUTBETONGTEKNIKEN	24
5.1	Funktion	24
5.2	Utförande.....	24
5.3	Material	25
5.4	Tillsatsmedel.....	25
5.5	Vanliga exponeringsmiljöer.....	26
5.5.1	Bergförstärkning.....	27
5.5.2	Betongreparation	27
6.	FORSKNINGSBEHOV.....	28
7.	REFERENSER.....	29

1 INLEDNING

1.1 Bakgrund

Det var först under senare delen av 80-talet som tekniken med att stålfiberarmera sprutbetong började användas i Sverige i nämnvärd omfattning. Byggandet av SFR (Slutförvar För Reaktoravfall) i Forsmark och Grödingebanans tunnlar vid Södertälje var några av de första riktigt stora projekten. Framst i bergförstärkningssammanhang kunde man se vinster i form av att arbetet med att montera armering kunde elimineras. Idag är stålfiberarmerad sprutbetong mycket vanligt förekommande i bergförstärkningssammanhang. Det förekommer också vid reparation och förstärkning av betongkonstruktioner.

I de regelverk som tillämpas vid projektering av stålfiberarmerade konstruktioner finns idag krav på livslängd. I Vägverkets Tunnel -95 (1995) ställs t.ex. krav på en förväntad teknisk livslängd motsvarande 120 år (för bärande huvudsystem i tunnel längre än 1 km). Definitionen på teknisk livslängd är att man med 90% sannolikhet uppnår den föreskrivna livslängden, med normalt underhåll. Livslängden anses vara uppnådd när konstruktionen inte längre uppvisar erforderlig funktionsduglighet. Den fråga som såväl entreprenörer, konstruktörer och beställare borde ställa sig är om en stålfiberarmerad sprutbetong klarar denna livslängd. Speciellt risken för snabb korrosion av de tunna fibrerna i sprucken betong torde utgöra föremål för tveksamheter. Emellertid pekar tidigare undersökningar av t.ex. Nordström (1996) mot att korrosion inte förekommer i förväntad omfattning. Vid förhållanden som skulle gett upphov till korrosion på konventionell armering i sprucken betong uppvisar stålfibrer ett betydligt beständigare beteende.

1.2 Syfte

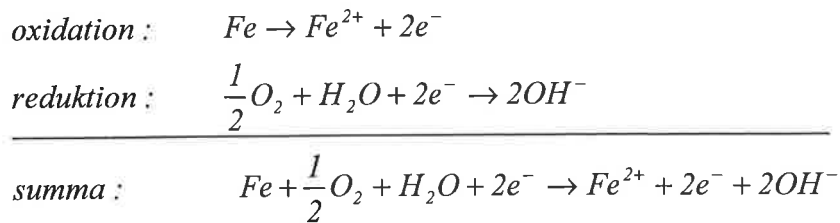
Föreliggande rapport söker klargöra kunskapsläget för korrosion i sprucken stålfiberarmerad betong. Särskilt belyses vilka mekanismer och parametrar av betydelse för korrosionsförloppet som tidigare studerats.

1.3 Korrosion

Ordet korrosion härstammar enl. Mattson (1992) från det latinska verbet "corrodere" som betyder "gnaga sönder". Stål som återgår från ett instabilt metalliskt förhållande till ett mer malmlignande stabilt tillstånd är den fysikalisk-kemiska reaktion som kännetecknar korrosion. Drivkraften är termodynamiskt betingad och processen sker spontant under avgivande av energi.

2 GRUNDLÄGGANDE ELEKTROKEMISKA BEGREPP

En utförligare genomgång av begreppen återfinns i Mattsson (1992) eller Piron (1991). Generellt kan nämnas att en elektrokemisk reaktion sker under avgivande eller upptagande av elektroner. För att elektrisk jämvikt skall kunna bibehållas kan inte fria elektroner existera i någon större omfattning. Därför krävs att elektroner som frigörs vid en oxidationsreaktion förbrukas i en samtidig reduktionsreaktion. För järn i vatten ser t.ex. den sk. redoxreaktionen ut som i figuren nedan.



Figur 2.1 Redoxreaktion för järn i vatten.
Oxidation - reduction reaction for iron in water.

Drivkraften för korrosion är som tidigare nämnts termodynamiskt betingad. Den elektrokemiska reaktionen uppkommer genom skillnader i potential. Svagheter/fel i stålets mikrostruktur eller lokala variationer i kontakten mellan stål och betong leder till att anod- och katodytor kan utvecklas. Reaktionen förutsätter också att anod och katod är i kontakt med varandra genom en sk. elektrolyt (t.ex. vatten).

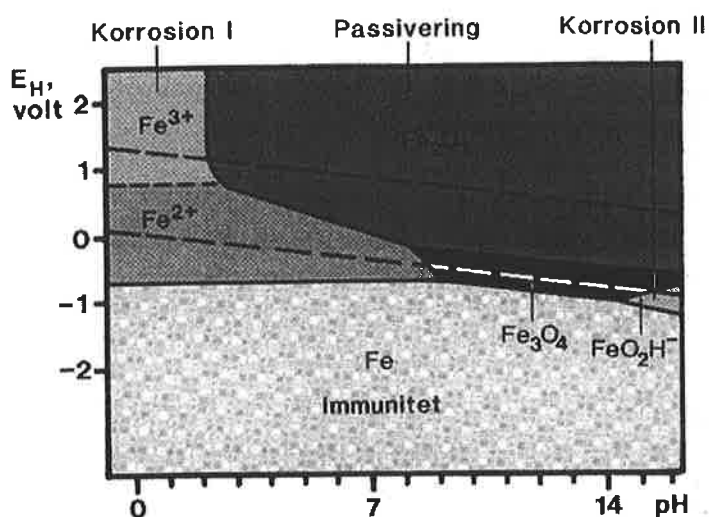
Elektrodpotentialen kan förenklat beskrivas som ett mått på hur stabilt eller ädelt ett material är. En låg elektrodpotential innebär att metallen lättare övergår i oxidform än en metall med hög elektrodpotential. Nedan visas en tabell med elektrodpotentialen för olika metaller i havsvatten, en sk. galvanisk spänningsserie.

Tabell 2.1 Galvanisk spänningsserie för metaller i 20°C havsvatten från Mattson (1992)
Electrode potentials for metals in sea water at 20°C after Mattson (1992)

	Metall	Elektrodpot. (V)
↑ Alltmer ädla metaller ↓ Alltmer oädla metaller	Guld	+0,42
	Silver	+0,19
	Rostfritt stål (18/8), passivt tillstånd*	+0,09
	Koppar	+0,02
	Tenn	-0,26
	Rostfritt stål (18/8), aktivt tillstånd	-0,29
	Bly	-0,31
	Stål	-0,46
	Kadmium	-0,49
	Aluminium	-0,51
	Förzinkat stål	-0,81
	Zink	-0,86
	Magnesium	-1,36

* I passivt tillstånd har metallytan en tunn, reaktionshämmande beläggning, vilket däremot inte är fallet i aktivt tillstånd, som kan förekomma i frätgropar.

För att illustrera hur stabila olika metaller och metallens aktuella tillståndsform är har Pourbaix (1972) satt samman sk. potential-pH-diagram för en mängd metaller. Förutom potential och pH har vattenlösningens redoxpotential och dess temperatur betydelse. I diagrammen förutsätts vatten vid 25 °C.



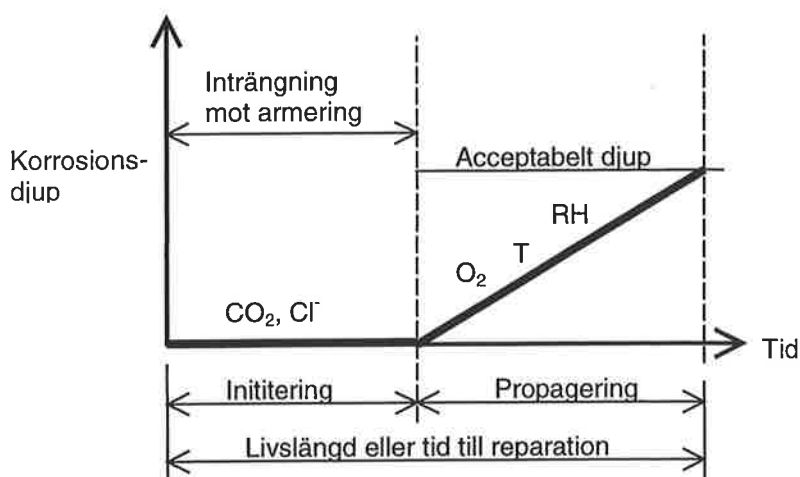
Figur 2.2 Potential-pH-diagram för Fe-H₂O vid 25 °C; 10⁻⁶ M löst Fe (Pourbaix, 1972).
Potential-pH-diagram for Fe-H₂O at 25 °C; 10⁻⁶ M solved Fe (Pourbaix, 1972).

När järn exponeras i vatten ligger man vanligtvis i området mellan de streckade linjerna. I betong med sitt relativt höga pH (13-14) kan långsam korrosion ske, men det oxidskikt som bildas bromsar vidare korrosion. Vid karbonatisering då pH i betongen sjunker i betongen ned under 9 sker mer aktiv korrosion. Tillsats av klorider i vattnet gör att potentialen stiger och korrosion kan uppträda även vid högre pH.

3 ALLMÄNT OM ARMERINGSKORROSION

3.1 Sprickfri betong

Den mest spridda korrosionsmodellen för konventionell armering i homogen betong är den av Tuutti (1982). I modellen indelas förloppet i två delar. Första delen, som kallas initiering, beskriver tiden då skyddet av det täckande betongskiktet försvagas och förutsättningar för aktiv korrosion skapas. Tiden när själva korrosionen av armeringsjärn pågår kallas propagering.



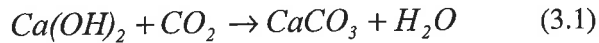
Figur 3.1 Korrosionsmodell efter Tuutti (1982).
Corrosion model after Tuutti (1982).

Initieringen kan uppstå genom två olika huvudprocesser. Genom karbonatisering av betongtäcksikt eller genom kloridinträngning. Båda dessa behandlas i de två följande avsnitten.

Vid sprickfri betong utvecklas vanligen s.k. mikrocellskorrosion. Det innebär att anod- och katodyta utvecklas parvis mycket tätt längs ett armeringsjärn. Korrosionscellerna är mikroskopiskt små och uppfattas av ögat som allmätkorrosion (Raupach, 1996). Mikrocellskorrosion utvecklas vanligen genom karbonatisering eller vid hög jämnt fördelad kloridhalt kring armeringsjärnet.

3.1.1 Karbonatiseringsinitierad korrosion

Direkt efter gjutning har betongen ca. pH 13 och armeringsjärnen är väl skyddade mot korrosion av den alkaliska miljön. Luftens CO₂ tränger sakta in i betongen och reagerar med kalciumhydroxiden under bildandet av kalciumkarbonat som ger en sänkning av betongens pH till ca. 9 (se ekvationen nedan).

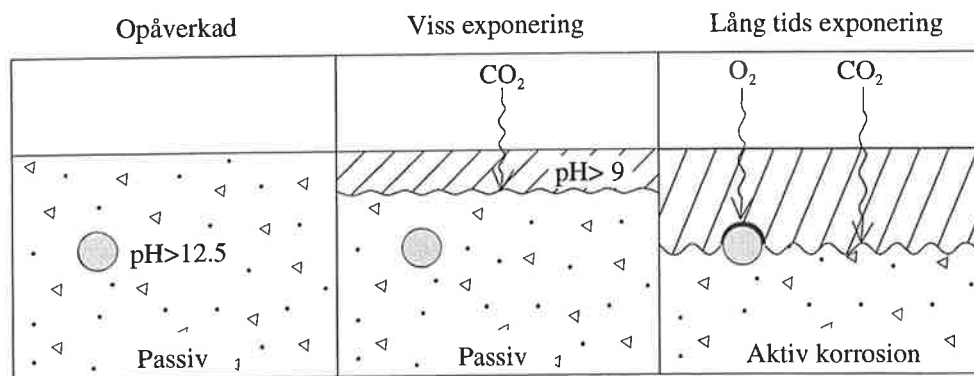


När karbonatiseringsfronten når armeringen bryts det passiverande skyddet ned och propagering av korrosion börjar om övriga parametar som styr processen är gynnsamma.

Hastigheten på karbonatiseringen styrs av en rad faktorer (Tuutti, 1982) (Fagerlund, 1992).

- Mängden karboniserbart material.
- CO₂-koncentrationen i luften.
- Diffusionskoefficienten för CO₂.
- Förmågan till CO₂-bindning.
- Fuktnivån i täcksiktet.
- Härdningen före påbörjad karbonatisering.

Propageringshastigheten styrs av diffusionen av syre och tillgången på fukt. I figur 3.2 illustreras initiering och propagering av korrosion genom karbonatisering.



Figur 3.2 Schematisk skiss för karbonatiseringsinitierad korrosion (Fagerlund, 1992). Schematic sketch for carbonation induced corrosion (Fagerlund, 1992).

3.1.2 Kloridinitierad korrosion

Klorider kan härröra från t.ex. tösaltning, havsvatten, grundvatten eller tillsatsmedel. Kloriderna vandrar in från ytan och koncentrationen ökar vanligen med tiden. Beroende på typ av kloridkälla och hur skyddad konstruktionen är från nederbörd kan variationer förekomma under ett år (Wirje & Offrell, 1996). T.ex. kan en period utan tillskott av klorider från tösaltning, kombinerat med att konstruktionen inte är regnskyddad, leda till att halterna sjunker i de yttre delarna.

När kloridkoncentrationen når en kritisk nivå kallad tröskelvärde så initieras korrosion. Kloridinträngningen och påverkan på propageringen beror av en mängd faktorer och några av de som Byfors (1990) och Fagerlund (1992) anger presenteras nedan.

- Exponeringens kloridkoncentration
- Transporthastighet för klorider
- Kloridbindningskapacitet
- Kritisk kloridnivå / Kloridtröskelvärdet.

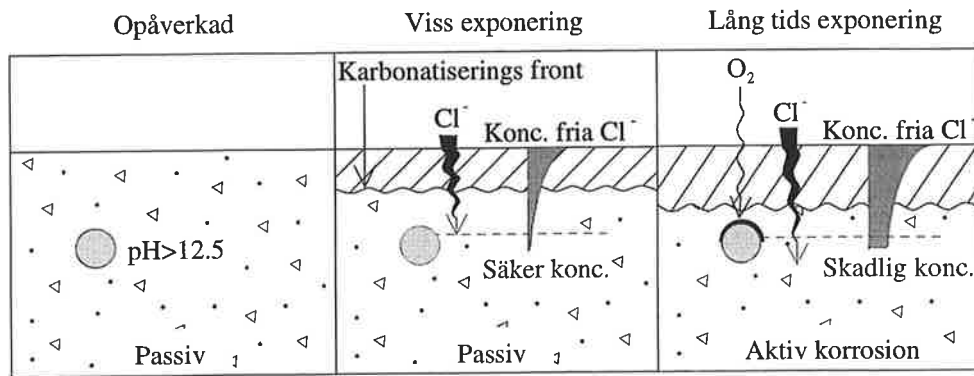
Som framgår ovan kan klorider bindas kemiskt till cementpastan. Den faktor som huvudsakligen påverkar förmågan att binda klorider är enligt Byfors (1990) cementets kemiska sammansättning (C_3A -, C_4AF -, alkaliinnehållet) och mängden katjoner (OH^- , SO_4^{2-} , CO_3^{2-}) som konkurrerar om de platser där kloridjoner kan bindas. Ökad C_3A -halt och sänkt alkaliinnehåll ger båda ökad kloridbindning. Tillsats av mineraliska tillsatsmaterial som t.ex. silika och flygaska ökar kloridbindningen. De kloridjoner som inte binds till cementpastan är de fria kloriderna som alltså är de som påverkar korrosionsprocessen.

De fria kloridjonernas angrepp på armeringsjärnen är kopplat till mängden hydroxidjoner i porlösningen. Dessa två joner "tävlar" om att få kontakt med armeringsjärnen. Det kritiska värdet på kloridkoncentration i förhållande till mängden hydroxidjoner beräknas enligt ekvation 3.2 som tagits fram av Hausmann (1967). Uppgifter på tröskelvärdets storlek varierar mellan olika författare enl. Sandberg (1998). I tidigare undersökningar har man inte alltid skilt på totala halten och den i porlösningen fria halten klorider. Tröskelvärdet kan också variera kraftigt beroende på vilken metod som använts för bestämning av kloridhalt. Särskilt stor skillnad menar Sandberg (1998) att det är vid bestämning av den fria kloridhalten och i betonger med $v_{ct} < 0.45$. Om den totala kloridhalten används i ekv. 3.2 kan värdet variera mellan 0.17-2.2 % (Sandberg, 1998).

$$\frac{[Cl^-] (mol/l)}{[OH^-] (ekv/l)} \quad (3.2)$$

Några rekommendationer/tumregler på hur mycket klorider som kan accepteras i normal betong återfinns i BRO 94 (1994). Där föreskrivs att halten fria klorider ska vara lägre än 0.3 % (av cementvikten) i höjd med armeringen.

Klorider ger också en katalytisk effekt då de inte bara bryter ned passivskiktet utan också genom att kloridjonerna kan bilda lösliga komplex med järnjoner som ytterligare ökar upplösningen av järnoxider. Vid tillgång till syre bryts enl. Sandberg (1998) kloridjonkomplexen ned och pH sänks lokalt och accelererar oxidationen av stål. Propageringshastigheten efter kloridinitierad korrosion beror på tillgången till fria klorider, fuktillstånd och syretillgång. En schematisk bild över förloppet visas i figur 3.3.



Figur 3.3 Schematisk skiss för kloridinitierad korrosion efter Fagerlund (1992). Schematic sketch for chloride induced corrosion after Fagerlund (1992).

En annan effekt av klorider i betongen är att ledningsförmågan runt järnet förbättras vilket underlättar anod/katod-reaktionen särskilt vid makrocellskorrosion (se 3.2.2).

3.2 Sprucken betong

Sprickor i betongkonstruktioner kan uppstå av ett flertal orsaker. Oavsett orsaken påverkar sprickor risken för ett korrosionsangrepp. Sprickor underlättar kloridinträngning och ger upphov till risk för snabb lokal korrosion av armeringen. Vid sprucken betong utvecklas makrocellskorrosion (se 3.2.2).

För konventionell armering är det vanligt att skilja mellan sprickor som är vinkelräta mot eller parallella med armeringen. Ursprunget till sprickorna är vanligen last (vinkelräta) och sättningar vid gjutning eller en följd av korrosion och påföljande spjälkning (parallella). Sprickor som uppträder vinkelrätt mot armeringen är ger oftast upphov till kloridinitierad korrosion och ger ett lokalt angrepp. Parallella sprickor leder till mer omfattande korrosion och täcksiktsspängning och initieringen sker antingen genom karbonatisering eller kloridinträngning.

3.2.1 Sprickvidd

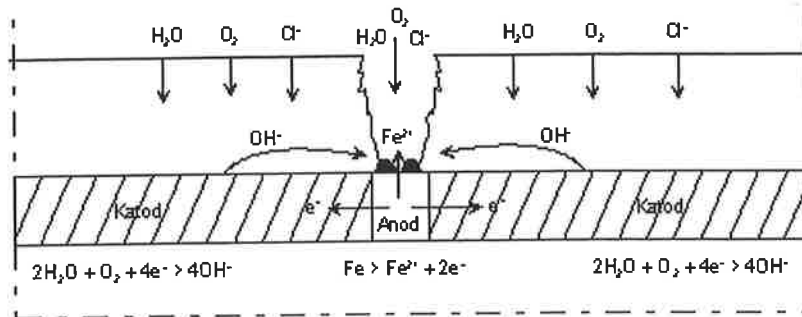
Sprickvidden är en faktor som i första hand styr tiden till initiering av korrosion. Raupach (1996) menar att betydelsen av sprickvidden minskar vid propagerande korrosion. Inverkan av andra faktorer som täcksikt och vct påverkar istället i större grad processen. Korrosionsprocessen styrs i hög grad av de lokala förhållandena i och omkring sprickan, det sk. mikroklimatet.

Enl. Tuutti (1982) finns det undersökningar som pekar på att de korrosionsprodukter som bildas i en spricka kan bromsa fortsatt korrosion. Denna hypotes får stöd av Alonso & al. (1998) som påvisar att man efter lång tids exponering i en torr miljö kan få en passivering av den aktiva anoden. Detta som en funktion av en redoxprocess av

järnoxid ($\text{Fe}^{2+} / \text{Fe}^{3+}$), ackumulerad mängd rost vid anoden, den elektriska konduktiviteten hos korrosionsprodukterna och tillgången på syre.

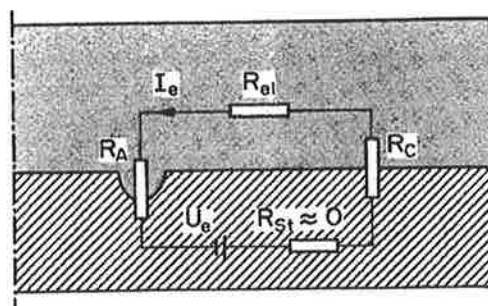
3.2.2 Anod-/katodyta

Sprickor kan leda till att s.k. makrocellkorrosion utvecklas. Makrocellkorrosion innebär att anod- och katodyta är tydligt separerade med avstånd på upp till några decimeter enl. Raupach (1996).



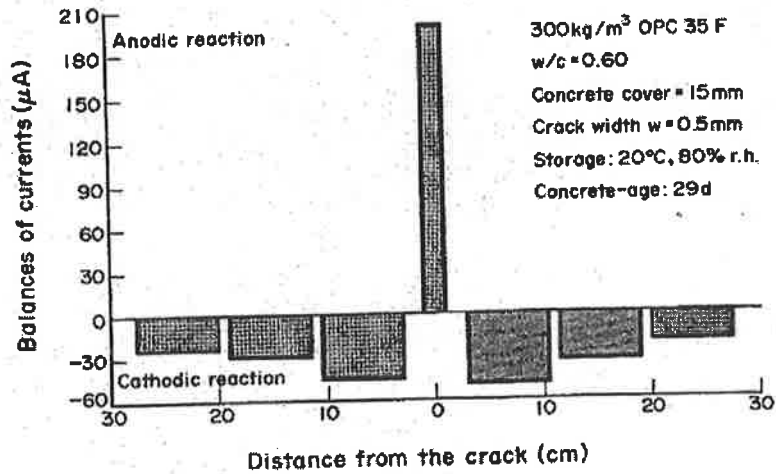
Figur 3.4 Makrocellkorrosion i sprucken armerad betong efter Raupach (1996). Macro-cell corrosion in cracked reinforced concrete after Raupach (1996).

Raupach (1996) redovisar också en förenklad modell av en elektrisk krets som illustrerar hur makrocellkorrosion verkar (se figur 3.5). I figuren framgår det att bl.a. ledningsförmågan hos betongen har betydelse för hur snabb korrosionsprocessen blir.



Figur 3.5 Förenklad elektrisk modell för makrocellkorrosion efter Raupach (1996). Simplified electrical model for macro-cell corrosion after Raupach (1996).

Anodreaktionen är okulärt synlig genom att korrosionsprodukter bildas där, medan katodreaktionen inte är lika lätt att påvisa. Genom att mäta strömmen mellan anod och katod kan man illustrera betydelsen av förhållandet mellan anod- och katodyta. I figur 3.6 kan man se uppmätta anod- och katodströmmar i en provkropp där anoden i en spricka och katodytorna inne i homogen betong är separerade.



Figur 3.6 Ström mellan anod och katod som funktion av avståndet dem emellan (avstånd från katod till spricka) (Raupach, 1996)
Current between anode and cathode as function of the distance (from cathode to crack) (Raupach, 1996)

3.2.3 Sjävläkning

Vid begränsade sprickvidder är det också viktigt att ta hänsyn till möjligheten för sjävläkning. Det kan uppstå om vattenflödet genom sprickan är begränsat och sprickvidden liten. I tabellen nedan presenteras erfarenhetsvärden för acceptabel sprickvidd i förhållande till vattentryck och konstruktionstjocklek.

Tabell 3.1 Acceptabel sprickvidd för sjävläkning (h = vattenhöjd, d = konstruktionstjocklek) enl. Lohmeyer (1984)
Acceptable crack width for self-healing (h = column of water, d = thickness of structure) after Lohmeyer (1984)

Tryckfall, h/d [m/m]	Acceptabel sprickvidd, w [mm]
< 2,5	< 0,2
< 5	< 0,15
< 10	< 0,10
< 20	< 0,05

Sjävläkning kan uppkomma genom att koldioxiden i det vatten som finns i en spricka löser ut kalciumjoner från betongens kalciumhydroxid. Vattnet i sprickan blir då, vid låga vattenhastigheter, övermättat med kalcium- och bikarbonatjoner. Längs sprickväggarna fälls sedan kalcitkristaller ut som kan leda till att sprickan tätas. Betongkvalitet, sprickrörelser (statisk/dynamisk), vattentyp (pH, hårdhet) är andra parametrar som har betydelse för om sjävläkning skall uppstå eller inte.

Inverkan på korrosionsprocessen vid självläkning har provats av Schiessl och Brauer (1996). Om vattnet som flödar genom sprickan saknar klorider avstannar korrosionen vid självläkning. Vid höga kloridhalter (>0,5 M-% /kg cement) fortgår dock processen trots självläkning av sprickan.

3.3 Inverkan av stålqualität

Normalt tillverkas varmvalsat kamstål av stålqualitäterna SIS 2164, 2165, 2167 eller 2168. Sträckgränsen för denna typ av stål ligger i regionen kring 600 MPa. Vanligen förekommande sammansättningar finns beskrivna i tabellen nedan.

Tabell 3.2 **Materialsammansättning stål enl. SIS 14 21 68.**
Materials composition of steel enl. SIS 14 21 68.

Ämne	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
Max	0.28	0.6	1.6	0.06	0.05

Kolhalten i ett normalt kolstål är upp till ca. 1.3%. Vid dessa låga halter menar Mattson (1993) att kolhalten inte har någon större betydelse för korrosionsprocessen.

Rostfria stål har järnlegeringar där krom är huvudlegeringsämnet och halten krom är minst 12% (Mattsson, 1993). Andra legeringsämnen som kan ingå är molybden, nickel, koppar och mangan. Även rostfria stål kan angripas av korrosion vid ogynnsamma betingelser, vilket inte behandlas i denna rapport.

4 STÅLFIBERKORROSION

Det finns några tidigare undersökningar på området, men de flesta behandlar enbart marin miljö. Hoff (1987) har gjort en sammanställning av arbeten, gällande marin miljö, som utförts före 1987. En av de tidigaste artiklarna var av Shroff (1966) och där redovisades labförsök med ospruckna provkroppar som utsattes för cyklisk kloridbelastning. Ingen korrosion kunde upptäckas och ingen påverkan på böjdraghållfastheten kunde noteras. Några av de mer intressanta arbetena i Hoff's (1987) sammanställning är av bl.a. Mangat & Gurusamy (1985), Halvorsen (1976), Rider & Heidersbach (1978), Aufmuth & al. (1974).

Några generella slutsatser från Hoff's (1987) undersökning gällande marin miljö är.

- De huvudsakliga problemdelen uppträder i skvalp- och stänkzonen och inte under ytan.
- I betong utan sprickor korroderar endast de fibrer som exponeras vid betongytan.
- För god beständighet krävs sprickvidd <0.25 mm och helst <0.13 mm. I tunna sprickor kan korrosionsprodukterna fylla igen sprickan och förhindra fortsatt korrosion. Om så är fallet är grövre fibrer mer fördelaktigt eftersom mängden korrosionsprodukter är större.
- Marina konstruktioner har oftast hög betongkvalitet med hög cementhalt och lågt vct ($<0,45$) vilket ger god beständighet.

4.1 Sprickfri betong

Det har tidigare i ett flertal undersökningar kunnat konstateras att fibrer som är helt omslutna av betong inte korroderar i nämnvärd omfattning. Man har också kunnat konstatera att den begränsade korrosion som ibland kan uppstå inte heller ger upphov till täcksiktssprängning. Ohama (1987) och Malmberg (1994) sammanfattar följande anledningar till att endast begränsad korrosion/skada uppträder.

- de små fibrerna är diskontinuerligt fördelade i betongmatrisen och därför bildas inga korrosionsceller med stor kapacitet (d.v.s. stora katodytor).
- fibrer har stor specifik yta och skyddas därför mer effektivt av det kalkrika skikt som bildas vid övergångszonen mellan fibrer och cementpasta. Det kalkrika skiktet utgör en reservoar med OH-joner som kan bibehålla det höga pH som ger passivitiet (Page, 1975), (Mangat, 1985)

- fibrernas små tvärsnittsdiamentrar leder till att inga höga expansionsstryck uppstår vid korrosion
- små porer under fibrer som orsakats av separation fylls med cementhydrat eller $\text{Ca}(\text{OH})_2$

4.2 Sprucken betong

Det finns fyra lite större arbeten som behandlar fiberkorrosion i sprucken betong. Mangat & Gurusamy (1985, 1987a, 1987b, 1987c, 1988) som också finns med i tidigare nämnda sammanställning av Hoff (1987) eftersom den behandlar marin miljö. Kosa (1988, 1990) redovisar en mängd laboratorieförsök med bl.a. sprucket fiberarmerat bruk som utsatts för accelererad exponering. Kosa (1988) redovisar också försök med förkorroderade stålfibrer som sedan gjutits in i bruk. Det tredje arbetet är genomfört av Hannant och Edgington (1975, 1976) som redovisar försök med såväl spräckta som ospruckna prover exponerade i marin och industriell miljö. Schiessl och Weydert (1998) har genomfört exponeringar med sprucken betong och även sprutbetong som spräckts före exponering. Samtliga undersökningar redovisas mer ingående i 4.4.

4.2.1 Betongkvalitet

Betongens kvalitet har sannolikt större betydelse vid små sprickvidder där tillståndet mer liknar det ospruckna. I större sprickor blir de övriga lokala förhållandena (fukt, temp, syretillgång) mer avgörande. Vad som betecknas som en liten sprickvidd beror dock bl.a. på exponeringsmiljö etc.

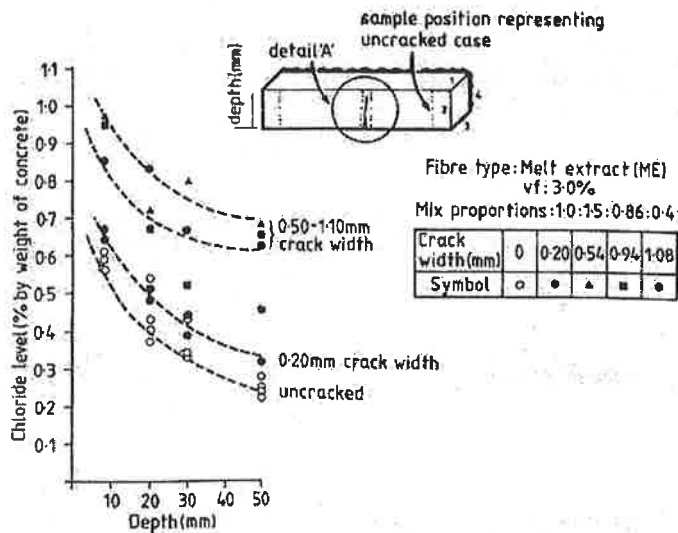
Hög betongkvalitet (lågt vct, högt cementinnehåll) torde ge ökad beständighet mot karbonatisering av sprickväggarna och istället öka möjligheterna för självläkning. Dessutom är den ökade förmågan att binda klorider också gynnsam vid högre betongkvaliteter (se 3.1.3).

4.2.2 Sprickvidd

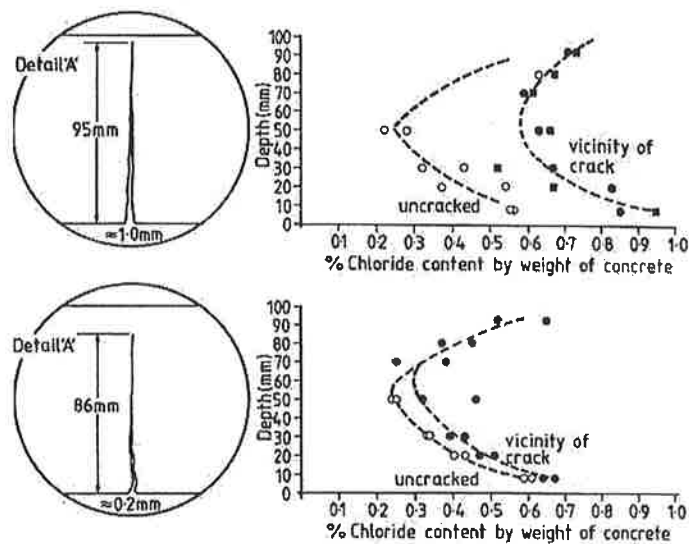
I initieellt skede har sprickvidden stor betydelse. En större spricka ger snabbare initiering av fiberkorrosion i sprickan genom att t.ex. klorider lättare tränger in och att inverkan av den alkaliska miljön minskar. Över en viss sprickvidd minskar sannolikt sprickviddens betydelse. Anledningen är att de lokala förhållandena (fukt, temp, syretillgång) blir mer jämna över en viss sprickvidd.

Mangat & Gurusamy (1987a) studerade kloriddiffusionen i betong exponerad i marin miljö med tidvattenvariationer. Enligt deras undersökning är kloridkoncentrationen i närheten av sprickan högre om sprickvidden är >0.5 mm jämfört med en osprucken betong. Vid sprickvidd <0.2 mm är skillnaden dock försumbar (se figur 4.1 och 4.2).

Vid jämförelse mellan betong med och utan fibrer kunde man konstatera att fibrer inte påverkar kloriddiffusionen i nämvärd omfattning.



Figur 4.1 Kloridinträngning i sprucken betong efter 1450 marina cykler (Mangat & Gurusamy, 1987a)
Chloride penetration in cracked concrete after 1450 marine cycles (Mangat & Gurusamy, 1987a)



Figur 4.2 Kloridinträngning i sprucken betong efter 1450 marina cykler, detaljerad profil för sprickvidd $w=0.2$ mm (under) och $w=1.0$ mm (över) (Mangat & Gurusamy, 1987a)
Chloride penetration in cracked concrete after 1450 marine cycles, detailed profile for crack width $w=0.2$ mm (lower) och $w=1.0$ mm (top) (Mangat & Gurusamy, 1987a)

I den vänstra delen av figur 4.1 kan man tydligt se att kloridkoncentrationen är högre vid sidan om sprickan än vinkelrätt från den exponerade ytan vid sprickvidder större än 0.5 mm. Anledningen torde vara att det p.g.a. kapillärkrafter tar längre tid att torka ut det kloridhaltiga vattnet i sprickan än från en öppen yta. Det leder till längre tid med kloridhaltig exponering. Vid avdunstning av vattnet ökar också kloridkoncentrationen på det kvarvarande vattnet vilket ytterligare förstärker effekten.

I figur 4.2 ser det för $w=1.0$ mm ut som att kloridhalten börjar öka med djup större än 50 mm. En trolig förklaring i det här fallet är att klorider tränger in både från sprickan och från ytan på motsatt sida om sprickan. Alla sidor var lika exponerade.

4.2.3 Residualbärförmåga under böjdragbelastning

Flera undersökningar pekar mot att man efter initierad korrosion får en ökning av residualbärförmågan. De finns flera försök till förklaring av detta fenomen. Förbättrad vidhäftning och därigenom förankring mellan fiber och betong genom den volymökning av stålet som uppstår vid korrosion är en förklaring. Å andra sidan sker huvuddelen av korrosionen i själva sprickan och den ökade vidhäftningen uppstår därför endast på en mycket liten del av fibern. Därför är den förklaringen mindre trolig.

Ökad vidhäftning/förankring mellan stål och fiber genom fortsatt hydratation och hållfasthetstillväxt, alternativt krympning, hos betongen är däremot en troligare förklaring som ges av Kosa (1990). Genom att exponera prover både med och utan förseglad spricka har både Hannant (1975, 1976) och Mangat & Gurusamy (1987b) kunnat konstatera att ökningen av residualbärförmåga uteblivit vid förseglning. Kosa (1988) mfl. uppvisar ökning av residualhållfasthet fram till en viss tids exponering för att sedan övergå i en reduktion. Kosa (1988) menar att det är en följd av att brottbeteendet vid tillräcklig reduktion av fiberdiametern övergår från att vara ett segt vidhäftnings-/förankringsbrott till att bli ett sprött fiberbrott. Analytiska modeller för att bedöma förändringen av förloppet finns presenterad av Kosa (1988) och Hannant et al. (1976). Nedan visas Kosas (1988) modell för bedömning av påverkan på bärförmågan p.g.a. korrosion.

I modellen antas att tryckzonen är konstant $0.2 \cdot h$ och att fibrernas förankringssträcka är en fjärdedel av fiberlängden.

$$(4.1) \quad M1 = N \cdot \pi \cdot \phi \cdot f_b \cdot \frac{l}{4} \cdot 0,4 \cdot h$$

$$(4.2) \quad M2 = T_1 \cdot \left(\frac{0,8 \cdot h - x}{2} \right) + T_2 \cdot \left(0,8 \cdot h - \frac{x}{2} \right)$$

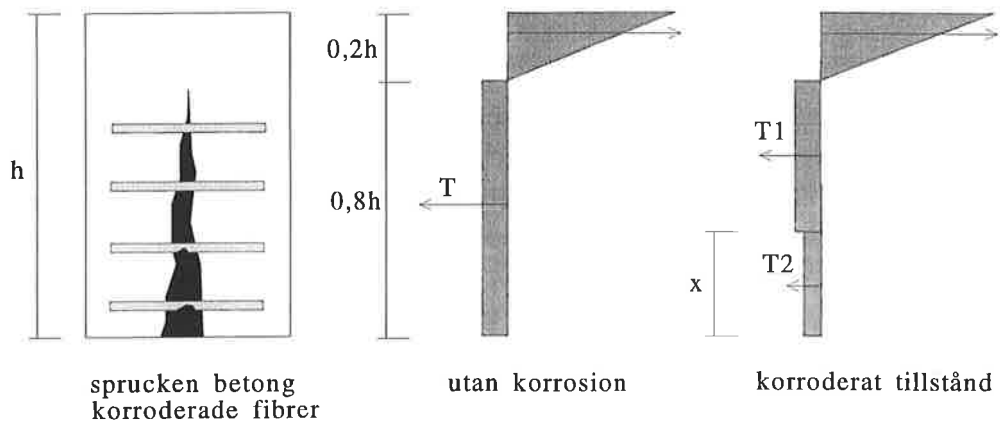
$$(4.3) \quad T1 = \frac{(0,8 \cdot h - x)}{0,8 \cdot h} \cdot N \cdot \pi \cdot \phi \cdot \frac{l}{4} \cdot f_b$$

$$(4.4) \quad T2 = \frac{x}{0,8 \cdot h} \cdot N \cdot F_{mean}$$

$$(4.5) \quad F_{mean} = \left(\int_0^{l_{ec}} f_b \cdot \pi \cdot \phi \cdot l_e \, dl + \int_{l_{ec}}^{l/2} f_s \cdot A_c \, dl \right) / \frac{l}{2}$$

$$(4.6) \quad l_{ec} = \frac{(\phi_c^2 \cdot f_s)}{4 \cdot \phi \cdot f_b}$$

$$(4.7) \quad S = \frac{M2}{M1}$$



Figur 4.3. Analytisk modell av Kosa (1988) för bedömning av bärförmåga vid böjdragbelastning av sprucken korroderad betong.
Analytical model by Kosa (1988) for evaluation of loadbearing capacity at flexural load of cracked corroded concrete.

x = djup på korroderat område N = antal fibrer i dragzonen
 $M1, M2$ = momentkap. för icke korroderade / korroderade fibrer ϕ, ϕ_c = original / minsta fiber diameter

T, T1, T2 = dragkraft i icke-korroderat / korroderat område	l, l _e , l _{ec} = fiber / inbäddad / kritisk inbäddad längd
F _{medel} = fiberstyrka, medel	h = höjd (betong)
f _b = vidhäftningshållfasthet, medel (fiber/betong)	A _c = minsta fiberarea
f _s = draghållfasthet, fiber	S = relativ bärförmåga

Den relativa bärförmågan (S) representerar alltså bärförmågan i korroderat tillstånd i förhållande till det okorroderade (men spruckna) tillståndet. Om S < 1 minskar bärförmågan.

Modellen förutsätter ett visst område (djup i sprickan) med korroderade fibrer. Ingen hänsyn tas till att även det korroderade området kan förändras med tiden. Ej heller att fiberbrotten borde leda till ökad deformation/sprickvidd som också påverkar förloppet.

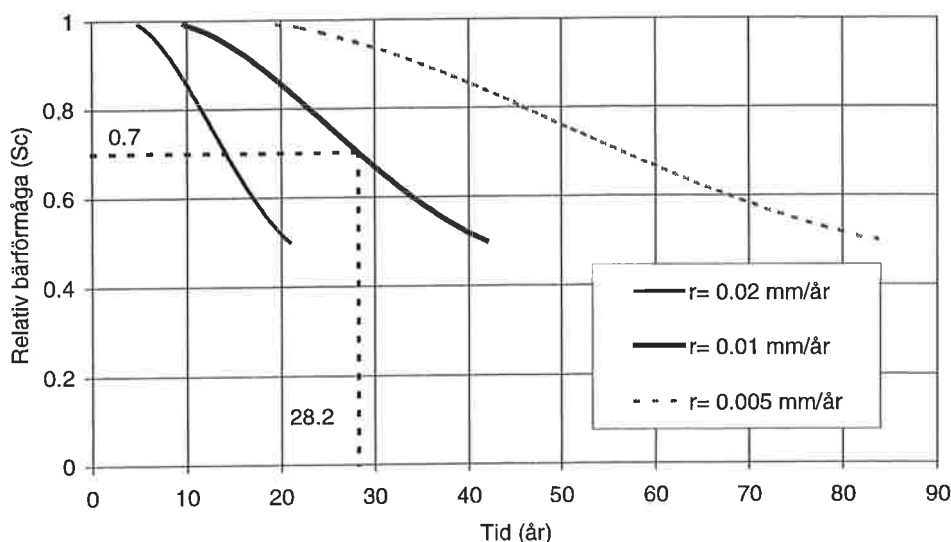
Om den enkla modellen ovan accepteras kan dock ett grovt uttryck för livslängd skapas (Nordström, 1998). I modellen antas ett kriterium för uppnådd livslängd vara en kritisk relativ bärförmåga (S_c), d.v.s. en nivå där inte tillräcklig säkerhetsmarginal längre föreligger. Livslängden (t_c) beräknas då som tiden tills den kritiska relativa bärförmågan uppnås. Kännedom om korrosionshastigheten (r) krävs också. Följande samband för livslängden kan då ställas upp:

$$(4.8) \quad t_c = \frac{\phi - \phi_c}{r} \quad \text{Om ekv. (4.1)-(4.7) sätts in i (4.8) erhålls}$$

$$(4.9) \quad t_c = \frac{\phi}{r} - \sqrt{\frac{4}{r^2 \cdot \pi} \left[\frac{\pi \cdot \phi \cdot l \cdot f_b}{2 \cdot f_s} \cdot \left(1 + \sqrt{1 - \frac{1,6 \cdot h \cdot (M1 \cdot S_c - T_1 \left(\frac{0,8 \cdot h - x}{2} \right))}{x \cdot N \cdot \pi \cdot \phi \cdot l \cdot f_b}} \right) \right]}$$

t _c	= livslängd	S _c	= kritisk relativ bärförmåga
r	= korrosionshastighet		

En schematisk illustration med exempel på olika korrosionshastigheter visas i figuren nedan.



Figur 4.4. Schematiskt livslängdsscenario för korrosion av stål fibrer i sprucken betong (Nordström, 1998).
Schematical service life scenario for corrosion of steel fibres in cracked concrete (Nordström, 1998).

Modellen behöver vidareutvecklas genom att tidsaspekterna kommer in tidigare. Ökad kännedom om korrosionshastigheten i olika miljöer är också ett måste. Sprickvidden bör också infogas eftersom den har betydelse i tidigt skede.

4.2.4 Fibergeometri

En av hypoteserna till varför stålfibrer är mer beständiga mot korrosion än konventionell armering är förhållandet mellan anod och katodyta. För fibrer är förhållandet litet d.v.s. anodytan är en liten del av fiberlängden jämfört med katodytan vid korrosion i en spricka. Anodytan är den del där angreppet är synligt (där oxidationen sker). En konventionell armeringsstång har en mycket stor katodyta i förhållande till anodytan.

Det finns också hypoteser om att fibertjockleken har betydelse för propageringshastigheten. För sprucken betong skulle då effekten kunna bli att korrosionsprodukterna från en grövre fiber är tillräckligt stora för att bromsa korrosionen och täta sprickan närmast fibern.

4.3 Inverkan av stålqualität

Den i sprutbetongsammanhang vanligast förekommande typen av stålfiber tillverkas av kalldragen tråd med låg kolhalt. Stålets draghållfasthet beror av tråddiameter och har storleksordningen 1200-1400 MPa. En vanlig stålsammansättning visas i tabellen nedan. Andra typer av stål med högre draghållfasthet används också men i mindre omfattning.

Tabell 4.1 Exempel på materialsammansättning för stålfibrer med låg kolhalt (Bekaert, 1997). Example of materials composition for steel fibres with low carbon content (Bekaert, 1997).

Ämne	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
Max	0.1	0.3	0.6	0.035	0.035

Beroende på tillverkningsmetod och patent erhåller olika typer av fiber också olika typer av ytstruktur och geometri. I en undersökning av Dubois & Nouguiers (1989) noteras att uppstående korrosion ofta har mönster som sannolikt orsakats av verktygen redan vid tillverkning (t.ex. dragning av tråd). Påpekas bör dock att de dragna fibrerna uppvisade en bättre beständighet än övriga typer.

Olika typer av rostskyddsbehandlade och rostfria fibrer finns också att tillgå. Rostskyddsbehandling av fiber görs vanligen med ca. 30 g/m² zinkbeläggning (varmgalvanisering). Tidigare har misstankar rests om negativa effekter av vätgasbildning från zinkets reaktion i den alkaliska miljön. Vissa fibertillverkare försöker enl. Thorsén (1993) passivisera vätgasutvecklingen genom att använda kromatiserat lim (0.025% Cr⁶⁺). I nya undersökningar av Vinka & Becker (1998), behandlas ingjutning av förzinkade ståldetaljer i betong. Författarna menar att gasbildningen kommer i ett relativt tidigt skede (1-2 dygn) och ger därför inga större negativa effekter (ökad porositet, försämrad vidhäftning etc.)

I Dubois & Nouguiers (1989) undersökning jämfördes galvaniserade fibrer med obehandlade i sprucken betong. De galvaniserade krävde längre tids exponering till initiering men när skiktet väl förbrukats uppstod korrosion även på dessa.

Mangat och Gurusamy (1987b) provade inverkan av stålqualität på korrosionsprocessen för spruckna fiberarmerade prover som exponerades accelererat med havsvatten i laboriemiljö. Fibrer tillverkade av stål med låg kolhalt jämfördes med fibrer vars sammansättning liknar ett martensitiskt rostfritt stål. Båda uppvisade korrosion men det rostfria stålet rostade först vid grövre sprickvidder (>0.94 mm). Det som huvudsakligen påverkar är kromhalten. Om kromhalten överstiger ca. 12% så erhålls ett passivskikt på stålet som är relativt stabilt, men som alltså inte ger ett fullständigt skydd.

4.4 Tidigare arbeten innehållande exponeringar

Nedan presenteras några av de större undersökningarna inom området stålfiberkorrosion i sprucken betong. Arbetena finns omnämnda i tidigare avsnitt, men här redovisas själva försöksupplägget mer i detalj. De flesta tidigare arbetena behandlar stålfiberbetong i marin miljö och främst utan sprickor. I tabellen nedan redovisas en sammanställning av försöksdata för några större projekt.

4.4.1 Schiessl & Weydert, IBAC, Aachen, Tyskland (1998)

(IBAC= Institut für Bauforschung Aachen). Syftet med undersökningen är att studera korrosionsmekanismerna i första hand i sprucken fiberarmerad betong. Både klorid- och karbonatiseringsinitierad korrosion studeras. Främst konventionellt gjuten betong provas, men även sprutbetong. Målet med undersökningen är också att definiera en kritisk kloridhalt och en kritisk sprickvidd då korrosion uppträder. Dessutom söker man klarlägga varför stålfiberbetong uppvisar ett beständigare beteende än konventionellt armerad betong.

I undersökningen provas ett antal olika oförstörande provningsmetoder för att detektera och mäta hastigheten på propagerande korrosion. Ingen av de provade metoderna visade sig vara möjliga att använda vid utvärderingen och förstörande provningsmetoder valdes istället.

Provkropparna utgjordes av balkar som sågats ur större plattor. Två provomgångar genomfördes. I den andra provomgången ingick de tunnare sprickvidderna ($w = 0.05 - 0.2$ mm).

Utvärderingen av exponeringarna gjordes genom att sönderdela balkarna både i och omkring sprickområdet. Ur balkarna sågades skivor på olika nivåer från spricköppningen. Dessutom uppmättes kloridhalter för att kunna skapa kloridprofiler både från den exponerade ytan och vinkelrätt mot sprickplanet.

Ingen signifikant koppling mellan sprickvidd och kloridhalt kunde konstateras ur mätningarna. En något avtagande kloridkoncentration kunde dock ses med ökande djup ned i sprickan. Man kunde också se att omfattningen av korrosionsangreppet minskade med ökat djup ned i sprickan. Schiessl och Weydert (1998) menar ändå att det inte går att ange en kritisk sprickvidd under vilken korrosion inte skulle kunna förekomma. Detta då klorider kan tränga ned i mycket tunna sprickor. En förutsättning är dock att det finns tillgång på syre och att sprickan inte kontinuerligt är vattenfylld.

Författarna menar också att kloridinitierad korrosion i en spricka i princip aldrig repassiviserar. Därför kan man anta att korrosion kommer att fortgå och att man måste räkna med att fibrer kommer att rosta av. Livslängder i den bemärkelsen att en fiber har förmåga att överföra last över en spricka kan inte förväntas vara längre än 10 år.

4.4.2 Kosa, University of Michigan, USA, (1988)

Undersökningen syftar till att undersöka korrosionshastigheten för stålfiberarmerad betong, hur korrosionen påverkar hållförmågan och duktilitet samt att utvärdera oförstörande provningsmetoder för att detektera korrosion.

Förutom de laboratorieförsök med stålfiberbetong som presenteras nedan och i tabell 4.2 redovisas också tester med SIFCON (Slurry Infiltrated Fiber CONcrete) som har ett fiberinnehåll på ca. 14 vol-%. Dessutom har också glasfiber och polypropylenfibrer testats och exponerats. Endast en liten del av provningarna behandlar sprucken stålfiberarmerad betong. Övriga typer av betong är referens/standard, förkarbonatiserad, hög permeabilitet eller betong med fibrer som korroderats före ingjutning.

Vid undersökning av inverkan av korrosion på bärförmåga fanns tre olika typer av scenario. Typ 1 var provkroppar av det mindre formatet (se tabell 4.2) och typ 2 av det större formatet. Båda belastades till 3 mm nedböjning före exponering. Typ 3 belastades över sin maximala bärförmåga. Provkropsformatet i Kosas (1988) undersökning är dock tveksamt vid provning av böjgenskaper. En del av "balkarna" har måtten 300*75*12 mm vilket torde kunna ge mycket stora spridningar i framförallt residualbärförmåga. De tunna balkarna hade medelsprickvidder på 0.12, 0.20 och 0.27 för respektive provkroppstyp.

Undersökningen ger endast begränsad information om korrosionshastigheten men visar istället tydligt att det är inverkan av minskad fiberdiameter som är avgörande för förändringen av bärförmågan. Förändringen av vidhäftningen pga korrosion är av mindre betydelse. Framst ger minskad fiberdiameter minskad residualbärförmåga men också minskad maximal bärförmåga. En grov uppskattning visar att en minskning av medelfiberdiametern med 20% ger en 10%-ig minskning av den maximala bärförmågan och en minskning med 25% på seghetsindex I_5 . Förklaringen ligger i att den minskade fiberdiametern leder till att brottypen övergår från ett vidhäftningsbrott till ett dragbrott i fibrerna.

Vad gäller sprickviddens inverkan på korrosion och påföljande förändring av bärförmåga menar Kosa (1988) att en kritisk sprickvidd verkar vara 0.15 mm. Under 0.15 mm kan ingen förändring av bärförmågan ses vid de exponeringsförhållanden som använts i undersökningen.

Kosa (1988) presenterar några olika analytiska modeller för att bedöma inverkan av fiberkorrosion i sprucken betong. En mer detaljerad beskrivning som också vidareutvecklats finns presenterad i avsnitt 4.2.3.

4.4.3 Mangat & Gurusamy, University of Aberdeen, Storbritannien, (1985, 1987a, 1987b, 1987c).

I den första undersökningen av Mangat and Gurusamy (1985) studerades kloriddiffusion i stålfiberarmerad betong som exponerats i marin miljö. Proverna exponerades i en simulerad marin miljö med tidvattenvariationer genom duschning av havsvatten över prover i laboratorium.

Utvärderingen gjordes genom mätning av kloridpenetrationen både från den exponerade ytan och 10 mm in från sprickplanet. Ingen signifikant skillnad mellan stålfiberbetong och normal betong kunde konstateras. Man kunde också konstatera att diffusionskoefficienten för klorider minskar med tiden både beroende på fortsatt hydratation och utfällning av brucitliknande material som bildats ur havsvattnets jon-innehåll.

Kloridkoncentrationen minskar med minskad sprickvidd och vid sprickvidder mindre än 0.2 mm kunde ingen skillnad ses jämfört med ospruckna prover. Vid sprickvidder över 0.5 mm var effekten signifikant. Författarna kunde också konstatera att huvuddelen av kloridinträngningen inträffade under de första 3 månaderna.

I en annan artikel av Mangat (1987b) presenteras resultat av liknande provningar m.a.p. böjdraghållfasthet. Vid sprickvidder mindre än 0.2 mm fick man en ökning jämfört med ospruckna prover. Troligen p.g.a. självläkning och/eller förbättrad vidhäftning.

Mangat (1987b) provade också inverkan av olika stålqualität För lågkolstålsfibrer kunde ingen korrosion ses vid sprickvidder under 0.24 mm. Smältfibrer (ME-fibrer) visade korrosion över sprickvidder på 0.94 mm. Korrosionsmotståndet hos rostfria fibrer beror på hur stabilt det passiva oxidskiktet är som i sin tur beror bl.a. kromhalten (>12% bra).

Med den belastning genom duschning och uttorkning som Mangat (1987b) använt så samlades urlakat material på sprickväggarna om sprickvidden understeg 0.5 mm. Över 0.5 mm hade det spolats bort.

Mangat (1987b) rekommenderar en maximal sprickvidd för smältfibrer (ME) på 0.2 mm i marin miljö och motsvarande sprickvidd för lågkolstålsfibrer är 0.15 mm.

Mangat (1987c) redovisar också försök med porpressning för att bestämma halten fria klorider i de exponerade proverna. Ingen skillnad i andelen bundna klorider kunde ses mellan betong med och utan fibrer. Det konstaterades också att den fria kloridhalten var högre i prover som labbexponerats med havsvatten än de ute i fält. Detta hänfördes dock till att koncentrationen i laboratoriet ökat p.g.a. avdunstning. Mangat (1987c) noterar att kloridhalterna sjunker närmast ytan och förklara detta med antingen karbonatisering eller pga reaktion med hydroxidjonerna.

4.4.4 Hannant & Edgington, University of Surrey, Storbritannien, (1975, 1976)

Huvudinriktningen på undersökningen är att belägga inverkan av stålfiberkorrosion i sprickor på den kvarvarande bärförmågan. Försöken beskrivs i detalj i tabell 4.2 och är inte accelererade. I undersökning beskrivs också exponering av prover utan sprickor, men dessa behandlas inte här.

Uppspräckning av balkarna gjordes 8 dygn efter gjutning och på en del av proverna förseglades sprickan före exponering. Författarna påpekar att de balkar som uppvisade störst skada vid uppspräckning förseglades och att detta bör beaktas vid utvärdering av resultaten.

Utvärdering av bärförmågan gjordes före exponering och efter olika lång tid. En relativt stor spridning i max.last förklaras med ojämn fiberfördelning. Vid utvärderingarna kunde man konstatera att bärförmågan varierade efter exponering. Generellt ökar residualbärförmågan trots att fiberkorrosion kan ses. Karbonatisering av sprickväggarna noteras och det korroderade områdets djup i sprickan ökar med ökad exponeringstid. För de förseglade proverna var bärförmågan i stort sett oförändrad eller ökade något.

Hannant (1976) konstaterar att residualbärförmåga inte är något bra verktyg för att bedöma omfattningen av korrosion. Detta då bärförmågan för de flesta prover ökar trots varierande grad av angrepp.

I den kompletterande artikeln redovisar Hannant (1976) resultat efter 19 mån exponering och tendensen är den samma som tidigare. Dessutom presenteras en modell för att bedöma vidhäftningen mellan fiber och pasta utifrån resultaten vid böjdragbelastning. Hannant (1976) menar att den ökade vidhäftningen eventuellt kan härledas till krympning runt fibrerna. Det måste dock ifrågasättas om inte krympningen sker homogent i pastan och därför borde ge sämre vidhäftning. Ur modellen kan det konstateras att fiberdiametern måste minska med ca. 77 % innan brottet övergår från ett vidhäftningsbrott till ett dragbrott i fibern.

Tabell 4.2 Sammanställning av experimentella data från exponeringar av sprucken stålfiberarmerad betong.
Compilation of experimental data from exposures of cracked steel fibre reinforced concrete.

	BETONG		FIBRER			SPRICK-VIDD	PROVKROPPAR		EXPONERING				UTVÄRDERING	
	vct	cement (kg/m ³)	typ (antal)	ø / L (mm)	mängd (kg/m ³)	(mm)	typ	format (mm)	typ	last	cykel (dagar)	längd (mån)	typ	parametrar
IBAC, Schiessl & Weydert (1998)	0,5 (0,4)	350	9		60 (30-120)	0,2-0,4	balkar	150*100*700	accelererad	1%NaCl; vatten; luft	7; 7; 14	14-17	förstörande/ icke förtörande	böjdrag geometriskt kloridkonc. karb. djup elektrod-potential
						0,05-0,4			accelererad	3%CO ₂ ; luft	28; 90	18		
University of Michigan, Kosa (1988)	0,42	?	1	0,5 / 30	156	0,5 / 1	balkar	75*37,5*300 / 75*12,5*450	accelererad	3,5%NaCl & 50°C; luft	3; 3	2,6 & 9	förstörande	böjdrag geometriskt
University of Aberdeen, Mangat & Gurusamy (1985, 1986, 1987x)	0,4	590	3	0,51 / 25 0,48 / 28,2 0,6 / 40	225	0,07-1,08	balkar	100*100*500	normal lab.	duschning med havsvatten, luft	2* (0,25;0,25)	2; 30	förstörande	böjdrag energi-upptagande förmåga okulärt
		435 (+155 flygaska)			187 165									
University of Surrey, Hannant & Edington (1975, 1976)		480	2	0,25 / 25 0,5 / 50	110	0,1-0,3	balkar	100*100*500	normal	luft, marint	145, 145-	1, 11, 19	förstörande	böjdrag (max.last), karb.djup

5 DISKUSSION KRING SPRUTBETONGTEKNIKENS INVEIRKAN

5.1 Funktion

Fiberarmering i sprutbetong har tre huvudsakliga funktioner. (1) Fibrer ger sprutbetongen ett duktilt beteende efter uppsprickning och ersätter genom detta den konventionella armeringen. (2) Fiberinblandning minskar risken för plastiska krympsprickor i tidigt skede. (3) Fibrer förbättrar fördelningen av eventuellt uppkomna sprickor som härrör från uttorkningskrympning.

Vid dimensionering räknar man med att sprutbetong har bärförmåga även efter uppsprickning (se t.ex. Holmgren 1992). Detta oavsett om lasten härrör från t.ex. statisk belastning av enstaka bergblock eller om den beror på tvångskrafter från krympning. I fallet med statisk belastning på den fiberarmerade betongen är behovet av fungerande fibrer uppenbart även i långtidsperspektiv. Kännedom om mekanismer och utvecklingen med tiden av fiberkorrosion i sprickor är därför nödvändig för denna typ av konstruktion.

När det gäller krympning (plastisk, uttorknings) är det mer tveksamt med behovet av fibrernas funktion på lång sikt. Troligen så relaxeras spänningarna i fibern med tiden, och därigenom minskar betydelsen av fibrerna.

5.2 Utförande

En skillnad mellan sprutbetong och konventionellt gjuten fiberbetong är att fibrernas orientering huvudsakligen är tvådimensionell. Sannolikt påverkar inte detta korrosionsprocessen. Vid samma mängd fibrer som i en konventionell betong har man dock fler fibrer verksamma i önskad riktning. Det ger en högre säkerhetsmarginal för bärförmågan om fiberkorrosion uppstår.

Vid sprutning slungas betongen mot underlaget med hög hastighet. Det gör att en väl utförd sprutning också ger en betong som är bättre komprimerad än en konventionell betong. God komprimering ger god täthet som är en fördel genom att ett större motstånd mot fukt-, CO₂-, Cl⁻- och O₂-diffusion erhålls. Det ger i sin tur en ökad beständighet mot korrosionsangrepp.

Dåligt utförande ger naturligtvis motsatta effekter och vikten av yrkesskickligheten hos sprutoperatören kan inte nog understrykas.

5.3 Material

Sprutbetong har vanligtvis högre cementhalter än konventionell betong och det är positivt ur korrosionssynpunkt. Hög cementhalt ger ökad förmåga till bindning av klorider och självläkning av sprickor. Dessutom ökar tätheten om den höga cementhalten kombineras med lågt vct.

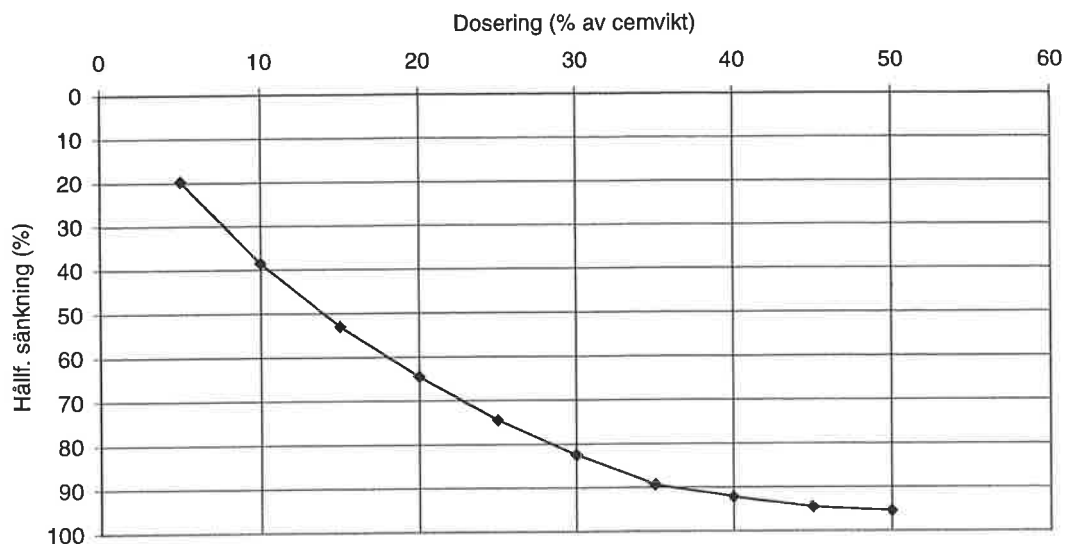
Det är också vanligt med tillsatsmaterial som silika och flygaska vilket också har en gynnsam inverkan på förmågan till bindning av klorider. Eftersom de förbrukar kalciumhydroxid vid sin reaktion misstänker dock Fagerlund (1992) att förmågan till självläkning skulle minska. Å andra sidan ökar också tätheten vilket är positivt för att bromsa korrosionsprocessen.

5.4 Tillsatsmedel

De två vanligaste tillsatsmedlen i våtsprutad betong är flytmedel och acceleratorer. Flytmedel har ingen känd påverkan på korrosionsprocessen. Vissa typer av flytmedel har en retarderande effekt på tillstyvnaden vilket kan leda till ett ökat acceleratorbehov. I begränsad mängd förekommer också långtidsretarderande flytmedel, men inverkan av dessa på korrosionsprocessen är okänd.

När det gäller acceleratorer finns det en stor mängd olika typer. Tidigare var acceleratorer med någon typ av oorganiskt salt vanliga. Vanligast var kalciumklorid som har en uppenbart accelererande inverkan på korrosionsprocessen. Tillsats av klorider redan vid tillverkningen är inte att rekommendera och idag har användningen upphört. En del av kloriderna binds vid reaktionen och påskyndar därför inte omedelbart korrosionen.

Den hittills vanligast förekommande acceleratortypen är av typen alkalisilikat. Natrium- och kaliumsilikat accelererar bindningen och reagerar också med bildad kalciumhydroxid så att även hållfasthetsutvecklingen påskyndas. Den snabba accelerationen ger upphov till en förgrovad porstruktur och t.ex. sänkt tryckhållfasthet visat av Burge(1984) (se figur 5.1). Tätheten blir försämrad och det torde inverka negativt på korrosionsmotståndet. Å andra sidan har alkalisilikaterna ett pH på ca. 10.5-11.5 vilket är gynnsamt för beständigheten mot korrosion. I vattenanläggningar används tillsats av alkalisilikater just för korrosionsskydd. Vattenglastillsatsen gör att beläggning av silikat på stål kan uppkomma.



Figur 5.1 Inverkan av Natriumsilikataacceleratorer på tryckhållfasthet (Burge, 1984).
Influence of Sodium silicate accelerators on compressive strength (Burge, 1984).

Vissa typer av acceleratorer ger upphov till kraftigt ökad krympning (Manns & Neubert, 1992). Om inte extra härdningsinsatser vidtas riskerar man att få ökad sprickbildning, vilket är negativt ur korrosionsynpunkt.

Det sker en ständig utveckling av nya acceleratorer. Det som är aktuellt just nu är s.k. alkalifria acceleratorer. Det vanligaste konceptet är att acceleratorerna är av "sur" typ med pH ca. 3. Inverkan av den tillsatta mängden sur accelerator på betongens totala pH är oklart. Om acceleratorerna ger en signifikant sänkning av betongens pH borde skyddet mot korrosion minska. Andra aspekter som påverkan på porositet etc. är också oklart.

5.5 Vanliga exponeringsmiljöer

Det vanligaste användningsområdet för fiberarmerad sprutbetong är bergförstärkning därefter kommer betongreparation. Nedan beskrivs vanliga exponeringsmiljöer för de olika typerna ur korrosionssynpunkt.

5.5.4 Bergförstärkning

Några typiska tillämpningar inom bergförstärkning är väg- och järnvägstunnlar. En vägtunnel innebär en miljö med förhöjd CO₂-halt från avgaser, klorider från tösaltning, något förhöjd temperatur och skydd från direkt nederbörd (men inte fukt och stänk). I vägtunneln lagras också klorider i stoft som i regel är surt pga deposition av svavel- och kväveoxider (Johnsson & Sandberg, 1998). Om fukttillgången (t.ex. genom inläckning) är tillräcklig borde konstruktionstypen utgöra en aggressiv miljö.

Inom vattenkraften finns en mängd tunnlar där bl.a. vattenvägarna förstärkts med fiberarmerad sprutbetong. En tunnel i ett vattenkraftverk som alltid är vattenfylld borde inte utgöra något problem ur korrosionssynpunkt när bristen på syre och den låga temperaturen bromsar initiering av korrosion. Tunnlar eller underjordiska intag som går delvis vattenfyllda är en mer utsatt men inte aggressiv miljö.

Försvaret och kraftindustrin har en mängd underjordsanläggningar som delvis förstärkts med fiberarmerad sprutbetong. I flertalet av dem har höga krav på torrhet ställts och det utgör en miljö med hög risk för karbonatisering av betongen. Den begränsade tillgången på fukt innebär dock att initiering uteblir.

I mindre omfattning förekommer förstärkning av t.ex. bergskärningar vid väg, järnväg o.d.. Om skärningen ligger vid väg och utsätts för tösaltning är det troligen en aggressiv miljö.

5.5.5 Betongreparation

Några vanliga konstruktionstyper som repareras med stålfiberarmerad sprutbetong är bropelare och frontmurar vid väg och järnväg. Inom vattenkraften kan det vara skibord, intag och andra delar på dammkonstruktioner.

Bropelare och frontmurar längs väg kan utsättas för höga kloridbelastningar från tösaltning och fukttillgången är hög. Därför är denna miljö mycket aggressiv ur korrosionssynpunkt.

Intag och utskov i en dammkonstruktion utsätts för fuktbelastning, men inga klorider. Därför är miljön måttligt aggressiv.

6 FORSKNINGSBEHOV

Ur den föreliggande litteratursammanställningen kan det konstateras att fortsatt forskning inom området är befogad. Främst gäller det att belysa vilka mekanismer som huvudsakligen är avgörande vid initiering och propagering av stålfiberkorrosion i sprickor. Detta är nödvändigt för att kunna uppskatta tiden till eventuell initiering och med vilken hastighet korrosionen fortgår. Syftet med detta är t.ex. att kunna bedöma hur allvarliga uppkomna sprickor är på lång sikt. Målet bör vara att avgöra om bärförmågan och den konstruktiva funktionen äventyras vid korrosion. Parametrar som bör undersökas är t.ex. sprickvidd, fiberlängd, exponeringsmiljö (klorider, karbonatisering, försurande ämnen, nederbörd), tillsats av acceleratorer.

Inga tidigare undersökningar med miljöer där prover exponerats för tösaltning finns redovisade. Tösaltningen är sannolikt en allvarligare exponeringstyp än marin miljö. Kloriderna tvättas ur under perioder med nederbörd och innehållet av andra joner som tätar är mindre än i havsvatten. Tösalter används i vägmiljö och där finns också ett tillskott av försurande ämnen vilket borde accelerera processen.

Inverkan av statisk belastning är en annan parameter som också bör studeras. Sannolikt uppvisar fibrer som utsätts för dragspänningar under samtidig exponering ett snabbare korrosionsförlopp. Vid vilka nivåer detta blir aktuellt och vilken effekt det har på korrosionshastigheten bör undersökas.

När mekanismer är kända bör också en modell för inverkan av korrosion på bärförmågan skapas. Det gränstillstånd som bör gälla för bedömning av livslängd är viss bärförmåga.

7 REFERENSER

Alonso, C. & al. (1998). Effect of protective oxide scales in the macrogalvanic behaviour of concrete reinforcements. *Corrosion science*, vol 40, no 8, pp. 1379-1389.

Aufmuth, R.E. & al. (1974). Effect of aggressive environments on steel fiber reinforced concrete. U.S. Army corps of engineers construction engineering research laboratory, letter report M-113, p. 17.

BEKAERT (1997). Dramix-steel wire fibres for concrete and mortar reinforcement following BRL 5061. Specification, no AS-10-05, 1997.

Burge, T (1984). Bindetidsaccelererande tillsatsmedel för sprutbetong. *Nordisk betong*, nr 2.

BRO 94 (1984). Allmän teknisk beskrivning för broar. Vägverket.

Byfors, K (1990). Chloride-initiated reinforcement corrosion - chloride binding. CBI-rapport 1:90.

Dubois, F. & Nougier, H (1989). Durability of steel fibrous concrete used for the manufacture of containers for nuclear waste storage. *Proc. Int. Conf. on Recent developments in fibre reinforced cement and concretes*, Cardiff 18-20/9, pp. 573-581.

Fagerlund, G (1992). *Betongkonstruktioners beständighet-en översikt*. Cementa, 3:e upplagan.

Halvorsen, G.T. & al (1976). Durability and physical properties of steel fibre reinforced concrete. U.S. Department of transportation, report no. DOT-TST 76T-21, Federal railroad administration, p. 73.

Hannant, D.J. & Edgington, J. (1975). Durability of steel fibre concrete", *Proc. Fibre reinforced cement and concrete*, RILEM, pp. 159-169.

Hannant, D.J. (1976) Additional data on fibre corrosion in cracked beams and theoretical treatment of the effect of fibre corrosion on beam load capacity. *Proc. Fibre reinforced cement and concrete*, RILEM, vol 2, pp.533-538.

Hausmann, D.A. (1967) Steel corrosion in concrete. *Materials protection*, Nov, pp. 19-23.

Hoff, G. (1987) Durability of fiber reinforced concrete in a severe marine environment. *Proc. Concrete durability-Katherine and Bryant Mather int. Conf SP-100, ACI*, pp. 21-38.

Holmgren, J. (1992) Bergförstärkning med sprutbetong. Handbok, Vattenfall.

Johnsson, T. & Sandberg, B. (1998) Undersökning av tunnelmiljöns korrosiva egenskaper – Etapp 1. Korrosionsinstitutet, reg nr. 54 813.

Kosa, K. (1988). Corrosion of fiber reinforced concrete. PhD thesis, University of Michigan, Ann Arbor.

Kosa, K & Naaman, A.E. (1990). Corrosion of steel fiber reinforced concrete. ACI Materials Journal, v 87, no 1, pp.27-37.

Lohmeyer, G. (1984). Wasserundurchlässige Betonbauwerke – Gegenmassnahmen bei Durchfeuchtungen. Beton, nr. 2, vol. 34.

Malmberg, B. (1994). Beständighet hos fibersprutbetong. Bergmekanikdagen 1994, pp. 79-92.

Mangat, P.S. & Gurusamy, K. (1987a). Chloride diffusion in steel fibre reinforced marine concrete. Cement and concrete research, pp. 385-396, vol. 17.

Mangat, P.S. & Gurusamy, K. (1987b). Permissible crack widths in steel fibre reinforced marine concrete. Materials and structures, pp. 338-347, vol. 20.

Mangat, P.S. & Gurusamy, K. (1985). Steel fibre reinforced concrete for marine applications. Proceedings 4th International conference on Behaviour of Offshore Structures, Delft, Netherlands, pp. 867-879.

Mangat, P.S. & Gurusamy, K. (1987c). Pore fluid composition under marine exposure of steel fibre reinforced concrete. Cement and concrete research, pp. 734-742, vol. 17, no. 5.

Mangat, P.S. & Gurusamy, K. (1988). Corrosion resistance of steel fibres in concrete under marine exposure. Cement and concrete research, pp. 44-54, vol. 18, no. 1.

Manns, W. & Neubert, B. (1992). Mechanical-Technological Properties of Shotcrete Accelerating Admixtures. Otto Graf Journal, no 3, pp. 115-136.

Mattsson, E. (1992). Elektrokemi och korrosionslära. Korrosionsinstitutet, bulletin 100, reviderad nyttgåva.

Nordström, E. (1996). Sprutbetongs beständighet- Inventering. SveBeFo, rapport nr. 26, Elforsk, rapport nr. 96:18.

- Nordström, E.** (1998). A hypothesis for prediction of service life of cracked steel fibre reinforced concrete due to corrosion. Artiklar från doktorandkurs, Beständighet och livslängd för material och byggnader, KTH Gävle, Byggd Miljö, rapport BMG-MT TR14:1998.
- Ohama, Y.** (1987). Durability and long-term performance of frc. Proc. Fibre Reinforced Concrete, Dec. 16-19, 1987, Madras, India, pp.5.3-5.16.
- Piron, D.L.** (1991). The electrochemistry of corrosion. National Association of Corrosion Engineers.
- Pourbaix, M.** (1972). Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions. Pergamon press, Oxford, NACE, Houston.
- Raupach, M.** (1996). Chloride-induced macrocell corrosion of steel in concrete – theoretical background and practical consequences. Construction and building materials, vol. 10, no 5, pp. 329-338.
- Rider, R.G. & Heidersbach, R.H.** (1978). The effects of sea water on the structural properties of metal-fiber reinforced concrete exposed to a marine environment. Proceedings, Offshore technology conference, paper 3193.
- Sandberg, P.** (1998). Chloride initiated reinforcement corrosion in marine concrete. Dr.avhandling, Lunds Tekniska Högskola, rapport TVBM-1015.
- Schiessl, P. & Brauer, N.** (1996). Influence of autogeneous healing of cracks on corrosion of reinforcement. Proceedings, Durability of building materials and components 7, Stockholm 19-23 maj.
- Schiessl, P. & Weydert, R.** (1998). Korrosion von Stahlfasern in gerissenem und ungerissenem Stahlfaserbeton - Abschlussbericht. Institut für Bauforschung Aachen, rapport nr. F516.
- Shroff, J.K.** (1966). The effect of a corrosive environment on the properties of steel fiber reinforced portland cement mortar”, M.Sc. thesis, Clarkson College of Technology, NY.
- Thorsén, Å.** (1993). I fiberbetongens värld. Cementa.
- TUNNEL 95** (1995). Allmän teknisk beskrivning. Vägverket.
- Tuutti, K.** (1982). Corrosion of steel in concrete. Cement- och betonginstitutet, rapport nr. Fo 4.
- Vinka, T-G. & Becker, M.** (1998). Korrosion på förzinkat stål i betong. Nordisk Korrosion, nr. 3, Korrosionsinstitutet.

Wirje, A. & Offrell, P. (1996). Kartering av miljölast, kloridpenetration vid rv 40. Examensarbete, Lunds Tekniska Högskola, rapport TVBM-7106.