

## **Capítol 4.**

# **La ruptura dielèctrica del SiO<sub>2</sub>: Efectes del límit de corrent.**

Avui dia és àmpliament acceptat que la ruptura dielèctrica del SiO<sub>2</sub> és la conseqüència d'un procés de degradació de l'estructura de l'òxid que, tal com s'ha vist en el capítol anterior, és el resultat de la generació de defectes durant l'estrés elèctric. Segons el model percolatiu [Suñé 90, Degraeve 98, Stathis 99], quan la densitat de defectes assoleix una certa densitat crítica, es crea un canal conductor que connecta els dos elèctrodes de tal manera que es produeix un augment sobtat de la conductivitat i, per tant, del corrent que flueix a través de l'òxid. Quan això succeeix, es diu que s'ha desencadenat la ruptura dielèctrica. En aquest capítol, l'òxid de porta s'analitzarà un cop ha perdut les seves propietats aïllants (és a dir, després de la ruptura). Un estudi a escala nanomètrica amb C-AFM permetrà analitzar el fenomen BD amb més detall que amb les tècniques de caracterització convencionals. Primer s'avaluaran les propietats elèctriques de l'spot quan la ruptura s'indueix amb la punta del C-AFM i, finalment, es demostrarà que aquesta tècnica també permet localitzar i estudiar la ruptura induïda en dispositius microelectrònics estàndards (estructures amb porta), obrint un nou camí per a la investigació de la fiabilitat de l'òxid de porta en aquest tipus de dispositius.

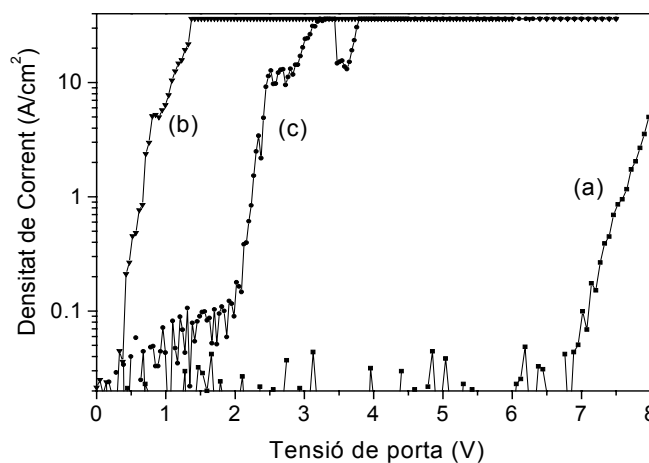
## 4.1. Ruptura del SiO<sub>2</sub> induïda amb C-AFM.

En aquesta secció s'avaluaran les propietats elèctriques de post-ruptura i l'efecte de la limitació del corrent de zones prèviament trencades amb la punta del C-AFM mitjançant RVS o CVS. Concretament, s'analitzarà la conductivitat de post-ruptura (a partir de les característiques I-V) i l'efecte de l'esdeveniment BD en les imatges topogràfiques i de corrent. Finalment, i a partir dels resultats obtinguts, es presentarà una interpretació qualitativa del procés de ruptura dielèctrica que inclourà els efectes del límit de corrent.

### 4.1.1. Conductivitat de post-ruptura: Efecte del límit de corrent.

La conductivitat de post-ruptura s'ha investigat a partir de l'anàlisi de les característiques I-V obtingudes en aplicar rampes de tensió (una d'anada, *forward*, de tensions baixes a tensions altes, seguida d'una altra de tornada, *backward*, de tensions altes a tensions baixes) en zones prèviament trencades amb la punta del C-AFM. És molt important destacar que, en aquest tipus d'experiments realitzats a escala nanomètrica, a diferència de les tècniques de caracterització convencionals, la conducció de post-ruptura s'investiga únicament en la zona on inicialment s'ha desencadenat la ruptura dielèctrica (de grandària S<sub>0</sub>). Mentre que en els tests macroscòpics la conducció post-BD ve determinada pel corrent que flueix en la totalitat de l'spot de ruptura (i, per tant, inclou qualsevol possible efecte de propagació lateral), amb C-AFM, la conducció s'avalua en una àrea relativament constant, definida per l'àrea de contacte entre la punta i la mostra (~300nm<sup>2</sup> per a les puntes emprades). Així doncs, aquest experiment permetrà avaluar la conductivitat (i no la conducció, doncs aquesta fa referència al corrent total que flueix a través de l'spot) de l'òxid analitzat.

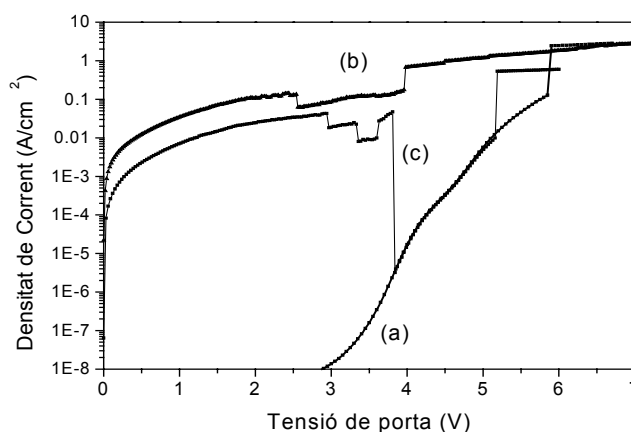
La Fig. 4.1 mostra un conjunt de característiques J-V obtingudes amb C-AFM en un òxid de porta de 5.9nm. La corba (a) correspon a un òxid verge mentre que (b) correspon al comportament típic de post-ruptura (la saturació del corrent per a tensions superiors a ~1V és una conseqüència del límit de corrent imposat en aquest experiment). Segons el model percolatiu [Degraeve 98], durant el procés de ruptura, la conductivitat de l'òxid experimenta un increment sobtat degut a la creació d'un canal conductor format per les trampes generades durant l'estrés elèctric. Quan això succeeix, direm que el canal conductor està *obert*.



**Fig. 4.1.** Commutacions de post-ruptura (c) després de produir-se un fenomen hard-breakdown. (a) i (b) són, respectivament, les característiques J-V típiques d'un òxid verge i d'un òxid prèviament trencat.

Malgrat el comportament típic de post-ruptura mostrat en (b), en alguns casos s'ha observat que el canal *obert* durant l'esdeveniment BD (estat de conductivitat alta) es *tanca* total o parcialment fins assolir un estat de conductivitat inferior (**Article B**). Com a exemple, la corba (c) correspon a una rampa *backward* aplicada a un spot prèviament trencat, el qual mostra un comportament diferent al de la corba (b). Concretament, s'observa que el canal conductor *obert* després de la ruptura es *tanca* a una tensió de  $\sim 3V$ , recuperant el nivell de soroll de les característiques d'spots verges a una tensió de  $\sim 2V$ . A més del *tancament* total de l'spot a aquesta tensió, també se n'observa un de parcial al voltant dels 3.5V fins que, a una tensió de  $\sim 3V$ , recupera altre cop el nivell de corrent de post-ruptura anterior a aquest *tancament*.

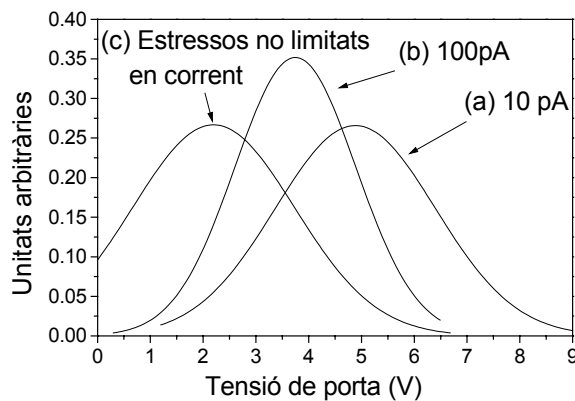
Commutacions entre dos estats de conductivitat diferent ja havien estat observades en tests convencionals després de fenòmens soft- [Miranda 00] i hard-breakdown [Nafria 93]. Com a exemple, la Fig. 4.2 mostra *switchings* de post-ruptura registrats en les mostres amb elèctrode metàl·lic utilitzades en aquesta tesi i caracteritzades amb l'analitzador de semiconductors. Les característiques J-V corresponen a rampes *forward* que han estat aplicades (a) en un òxid verge i (b) i (c) en òxids que prèviament han patit un HBD. La corba (b) (**Article E**) mostra un *switching* entre dos estats de conductivitat molt alta. A una tensió de  $\sim 2.5V$ , l'òxid passa de l'estat corresponent a la ruptura HBD (canal totalment *obert*) a un altre estat de conductivitat lleugerament inferior (canal parcialment *tancat*). Finalment, recupera l'estat inicial al voltant dels 4V. En alguna ocasió, fins i tot s'ha registrat un *tancament* total de l'spot. La corba (c) n'és un exemple (**Article F**), on s'observa que, el canal de conducció, completament *obert* després de la ruptura dielèctrica, experimenta una sèrie de commutacions parcials molt ben definides fins que, a una tensió de  $\sim 4V$ , es *tanca* completament fins a recuperar el comportament FN d'una estructura verge. Finalment, a una tensió de  $\sim 5V$ , torna a obrir-se assolint novament el nivell de corrent de post-ruptura. Aquesta compatibilitat entre els resultats observats a escala local (amb C-AFM) i els obtinguts a escala macroscòpica (en estructures de test convencionals) demostra de manera directa el caràcter extremadament local i reversible del fenomen de ruptura dielèctrica.



**Fig. 4.2.** (a) Comportament FN típic d'un òxid verge i (b i c) commutacions de post-ruptura mesurades en capacitats amb elèctrode metàl·lic mitjançant l'analitzador de semiconductors. En (c) s'observa un tancament total de l'spot de manera que recupera el comportament típic d'abans de la ruptura.

Tot i que aquestes commutacions de post-ruptura també s'han observat mitjançant les tècniques de caracterització convencionals (doncs les variacions de corrent són prou grans com per a no quedar emmascarades pel corrent que flueix a través de tota l'àrea activa del dispositiu), amb els tests realitzats a escala macroscòpica no és possible discernir si realment

s'està estudiant un únic spot o si, pel contrari, s'han produït varis esdeveniments de ruptura simultàniament i s'estan registrant les obertures/tancaments de tots ells. El caràcter extremadament local de la tècnica C-AFM, en canvi, sí permet avaluar el que succeeix en un únic spot. Però no només això, el C-AFM també permet analitzar la seva conductivitat ( $\sigma$ ) independentment dels efectes de propagació. Tot seguit s'estudiarà l'efecte del límit de corrent en la conductivitat de l'òxid després de la ruptura dielèctrica en l'àrea on aquesta s'ha desencadenat ( $S_0$ ). D'aquesta manera es podrà avaluar el grau de severitat del fenomen BD en funció del màxim nivell de corrent durant l'estrés (i que pot ser determinat pel límit de corrent). Cal tenir en compte que el nivell de corrent de post-ruptura s'ha utilitzat habitualment per a determinar la severitat del fenomen BD: quant més gran és el corrent, més severa és la ruptura (d'aquí la classificació del fenomen BD en SBD i HBD; la ruptura suau es considera així perquè a una determinada tensió té un nivell de corrent inferior a la ruptura forta).



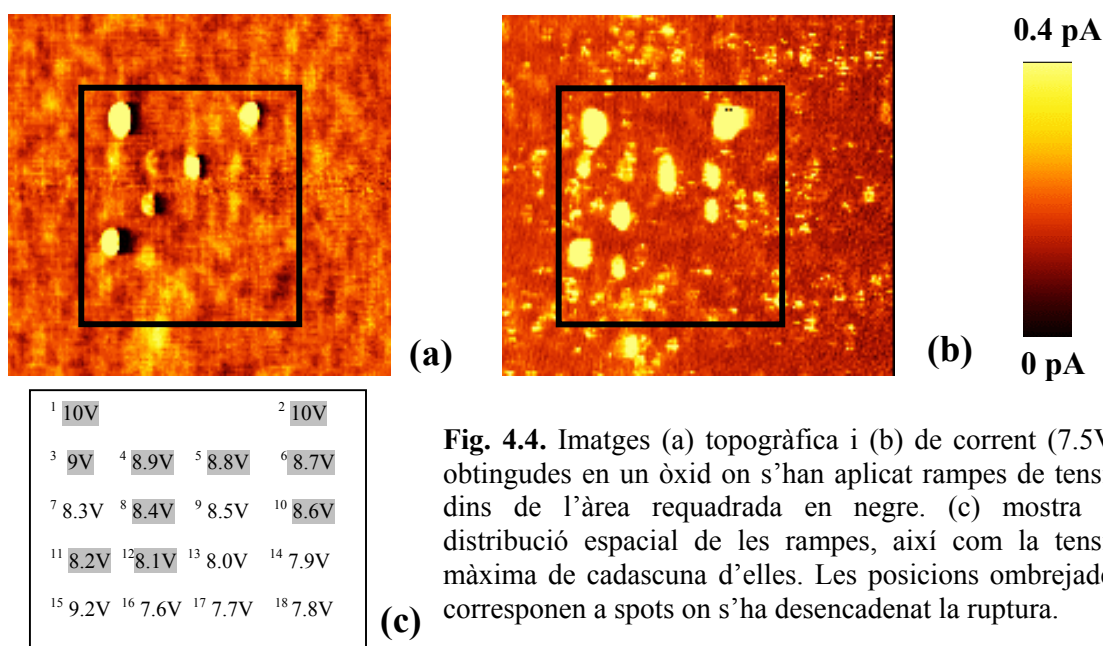
**Fig. 4.3.** Ajust a les distribucions de les tensions de porta a les que el corrent és 10pA en les característiques I-V de post-ruptura. (a) i (b) corresponen a un límit de corrent de 10 i 100pA respectivament, mentre que (c) correspon a estressos sense límit de corrent.

L'efecte del límit de corrent en la conductivitat de post-ruptura s'ha analitzat a partir de les característiques I-V registrades en òxids prèviament trencats amb CLS (amb un límit de 10 i 100pA) i NLCS (**Article J**). La conductivitat de l'spot (i, per tant, la severitat de l'esdeveniment BD) s'ha avaluat utilitzant com a paràmetre la tensió de porta,  $V_G$ , a la que, després de la ruptura, el corrent és 10pA (en el cas que el límit de corrent és 10pA, es considera la  $V_G$  mínima). Quant més petita és  $V_G$ , més gran és la conductivitat i, per tant, més severa ha estat la ruptura dielèctrica. La Fig 4.3 mostra un ajust a la distribució estadística de  $V_G$  d'un conjunt de 140 spots trencats amb els diferents límits de corrent que permeten els set-ups utilitzats en aquesta tesi. Tot i la dispersió dels resultats (atribuïbles al caràcter aleatori del fenomen de ruptura), s'observa que, a mesura que el límit de corrent augmenta, la conductivitat de post-ruptura és més alta i, per tant, l'esdeveniment BD ha sigut més sever. Això demostra que la conductivitat de post-ruptura depèn de l'increment inicial de corrent ( $\Delta I_0$ ) que flueix en el moment en que aquesta es desencadena. Resultats similars s'han trobat en [Linder 00] mitjançant tests estàndards. Concretament, en aquest treball es demostra que la conducció de post-ruptura, és a dir, el corrent que flueix a través de la totalitat de l'spot (doncs els experiments s'han realitzat a escala macroscòpica) augmenta amb el límit de corrent establert durant l'estrés. Cal destacar però, tal i com ja s'ha esmentat prèviament, que aquest estudi no permet discernir si l'augment de la conducció de post-ruptura és conseqüència d'un augment de la conductivitat de l'òxid o bé, d'un augment de l'àrea afectada. En els experiments presentats en aquesta tesi, en canvi, gràcies al caràcter extremadament local de la tècnica utilitzada, s'ha pogut avaluar la conductivitat independentment dels efectes de propagació.

### 4.1.2. Anàlisi de post-ruptura mitjançant imatges C-AFM.

En aquesta secció s'analitzarà la propagació de la ruptura dielèctrica, així com l'efecte del límit de corrent, a partir de les imatges topogràfiques i de corrent obtingudes amb C-AFM en zones prèviament trencades amb la punta del microscopi. Abans de descriure els experiments realitzats, cal recordar quina és la resolució del C-AFM i l'àrea típica en la que la degradació de l'òxid ( $S_0$ ) té lloc i, per tant, en la que es desencadena el procés de ruptura. En la secció 3.2, a partir d'una sèrie d'escombrats realitzats a tensió constant sobre òxids verges i degradats (però no trencats), es va demostrar que la resolució del C-AFM, quan s'utilitzen puntes de Co/Cr i Pt/Ir (i que són les que s'empraran en els experiments d'aquesta secció), és de  $\sim 300\text{nm}^2$ , mentre que l'àrea típica de degradació és de  $\sim 600\text{nm}^2$ . Per tant, tot i propagar-se lleugerament, les àrees en les que l'òxid es degrada (i inicialment es trenca) són molt properes a la resolució del C-AFM.

Estudis morfològics realitzats amb TEM (*Transmission Electron Microscopy*) [Lombardo 99] han demostrat que la ruptura dielèctrica, tot i desencadenar-se en un punt, es propaga cap a zones veïnes degut als efectes tèrmics provocats per l'alt nivell de corrent que flueix a través de l'òxid. En aquesta secció, a diferència de [Lombardo 99], la propagació de la ruptura s'avaluarà a escala nanomètrica i a partir de *consideracions elèctriques* (mitjançant els mapes de corrent obtinguts amb C-AFM). Amb aquesta finalitat, s'han estressat diferents posicions d'un òxid mitjançant RVS i/o CVS (amb i sense límit de corrent) i, tot seguit, s'ha obtingut un mapa de corrent a fi de determinar l'àrea afectada pel procés de ruptura (en el cas que aquesta s'hagi desencadenat). La Fig. 4.4 en mostra un exemple. Després d'estressar diferents punts d'un òxid de 5.9nm de gruix mitjançant rampes de tensió, s'ha aplicat un escombrat a tensió constant (7.5V) en la zona afectada. (a), (b) i (c) corresponen, respectivament, a la topografia, la imatge de corrent i la distribució espacial de les rampes aplicades (on s'indica la tensió màxima de cadascuna d'elles). En total s'ha estressat una matriu de 4x4 posicions mitjançant RVS de fins a una tensió de 7.6-9.2V. Els dos spots de la part superior s'han trencat intencionadament amb rampes de fins a 10V i serveixen com a referència per a identificar la posició de la matriu (requadre negre de la Fig. 4.4.a i 4.4.b). Aquest experiment s'ha realitzat amb el set-up A amb un límit de corrent de 10pA (**Article D**).



**Fig. 4.4.** Imatges (a) topogràfica i (b) de corrent (7.5V) obtingudes en un òxid on s'han aplicat rampes de tensió dins de l'àrea requadrada en negre. (c) mostra la distribució espacial de les rampes, així com la tensió màxima de cadascuna d'elles. Les posicions ombrejades corresponen a spots on s'ha desencadenat la ruptura.

El primer aspecte important a destacar en la imatge de corrent és que només els spots que s'han trencat durant l'estrés (en gris en la Fig. 4.4.c) presenten zones molt més brillants (i, per tant, amb molt més corrent) que no pas la resta de l'òxid. D'altra banda, en les zones estressades que no han patit la ruptura dielèctrica no s'aprecia cap canvi ni en la imatge de corrent ni en la topografia. Això permet concloure, tal i com era d'esperar, que només aquells spots que s'han trencat són els que presenten un nivell de corrent i, per tant, una conductivitat, molt més elevada, en comparació a les zones verges o únicament degradades. En alguns casos, un cop la ruptura dielèctrica s'ha desencadenat, a més de l'increment de conductivitat, també s'han observat canvis en la topografia de l'òxid (com per exemple, les posicions 1 i 2 de la Fig. 4.4.a). Finalment, tot i que de manera qualitativa, a partir de la imatge de corrent també s'observa que les zones afectades per la ruptura són més grans que no pas les àrees dels spots que no s'han trencat. Això suggereix una propagació lateral del fenomen BD cap a zones veïnes. En les seccions posteriors s'analitzarà amb més detall la propagació de la ruptura dielèctrica a partir de consideracions elèctriques (imatges de corrent), així com l'efecte del límit de corrent en les àrees afectades. Tanmateix, es determinarà l'origen dels canvis topogràfics observats.

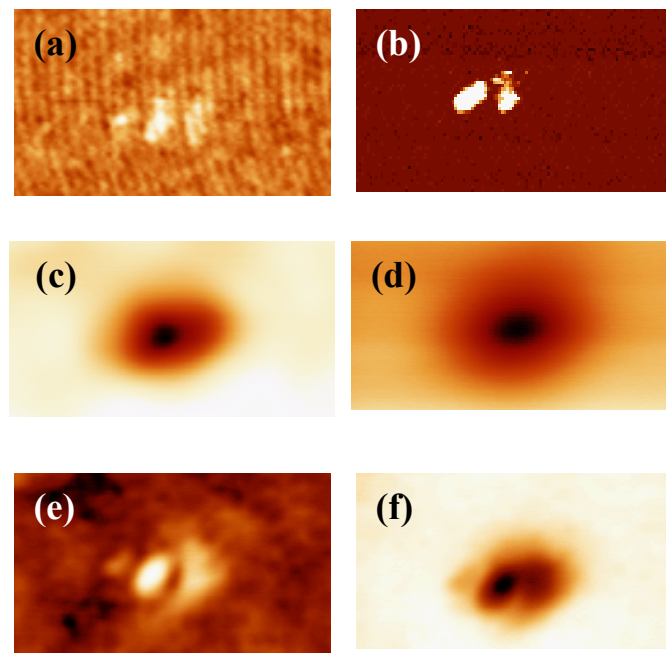
### **i) Imatges topogràfiques: càrrega induïda per la ruptura dielèctrica.**

Tot i que en un principi es va considerar que els canvis topogràfics detectats en les zones on s'ha desencadenat la ruptura corresponien a alteracions morfològiques provocades pels efectes tèrmics associats a l'esdeveniment BD, una anàlisi més detallada (mitjançant la utilització d'altres tècniques com ara el KPFM i l'AFM en mode no contacte) demostra que això no és realment així.

La Fig. 4.5 correspon a les imatges obtingudes amb diferents tècniques AFM (C-AFM, KPFM i AFM en mode no contacte) d'un spot de ruptura prèviament trencat en aplicar un RVS a un òxid de 4.2nm. En particular, (a) mostra la topografia i (b) una imatge de corrent obtingudes a tensió constant amb C-AFM (mode contacte). A més de l'increment del nivell de corrent que flueix a través de l'àrea afectada, també es poden observar canvis en la topografia que suggereixen que s'ha induït una protuberància en la superfície de l'òxid. Una anàlisi però, amb cantilevers de diferent constant de força ( $K$ ) (**Article I**) demostra que, en promig, les alçades d'aquestes protuberàncies depenen de la palanca utilitzada. Així doncs, les cantilevers més *toves* (amb una  $K$  inferior) donen lloc a protuberàncies d'alçada superior que no pas les cantilevers amb constant de força més alta. Si el mateix spot s'analitza mitjançant un AFM en mode no contacte, s'obtenen les imatges topogràfiques de la Fig. 4.5.c i 4.5.d (obtingudes en aplicar, respectivament, una tensió de +1 i -1V a l'estructura). En aquest cas, s'observa que la protuberància registrada en (a) es manifesta en forma de depressions amb una profunditat que depèn de la tensió aplicada. La dependència de la topografia d'un spot amb les condicions de mesura (mode d'operació de l'AFM, tensió aplicada i constant de força de la cantilever) suggereix que aquests canvis topogràfics no corresponen a canvis reals de la morfologia de l'òxid, sinó que són una conseqüència de forces addicionals que actuen sobre la punta. D'ara endavant, aquests canvis ficticis associats a la tècnica de mesura els anomenarem *artifacts*.

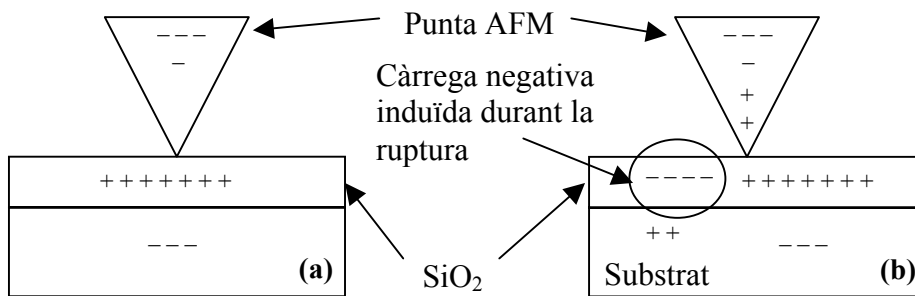
Spots de ruptura trencats localment amb punta d'AFM també s'han analitzat a partir de les imatges obtingudes amb un KPFM. Aquesta tècnica, afí a la microscopia de forces atòmiques, permet mesurar simultàniament i a escala nanomètrica la topografia (en mode no contacte) i la diferència del potencial de contacte (CPD) entre la punta i el substrat de la mostra (veure secció 2.5). La Fig. 4.5 mostra, respectivament, (e) la topografia i (f) la imatge CPD del mateix spot. A diferència de les mesures en mode no contacte (que mostren depressions, Fig. 4.5.c i 4.5.d), en aquest cas es detecta altre cop una protuberància, validant

novament la hipòtesi segons la qual les observacions topogràfiques corresponen a *artifacts* del set-up experimental. Si s'analitza la imatge CPD (Fig. 4.5.f), s'observa que la diferència del potencial de contacte és positiva en les zones verges, suggerint la presència de càrrega positiva en l'òxid (probablement a causa de la contaminació iònica). En canvi, després de la ruptura, la CPD disminueix, arribant a ser en el centre de l'spot fins a 0.4V per sota dels valors obtinguts en les zones no degradades ( $\Delta V=0.4V$ ), demostrant que l'esdeveniment BD indueix càrrega negativa en l'àrea afectada. Tenint en compte que només en les zones afectades per la ruptura s'ha observat simultàniament la presència de càrrega negativa (a partir de la imatge CPD) i, alhora, canvis en la topografia (associats a forces addicionals que actuen sobre la punta), podem concloure que els *artifacts* registrats en les imatges topogràfiques són una conseqüència de les interaccions electrostàtiques que apareixen entre la punta i la càrrega induïda durant la ruptura dielèctrica (i que, d'ara endavant, anomenarem BINC, de l'anglès *breakdown induced negative charge*). L'observació de canvis ficticis en la topografia com a conseqüència d'aquesta interacció entre la punta de l'AFM i càrregues presents en el material analitzat no és un fenomen nou, sinó que treballs anteriors ja havien utilitzat aquests *artifacts* (mesurats amb AFM) per a detectar la presència de càrrega en nanocristalls de Si en el si d'un substrat de SiO<sub>2</sub> [Boer 01].



**Fig. 4.5.** Imatges mesurades amb C-AFM, AFM (mode no contacte) i KPFM en un òxid de 4.2nm de gruix prèviament trencat mitjançant un RVS. L'àrea escombrada és de  $0.5 \times 0.25 \mu\text{m}^2$ . (a) topografia i (b) mapa de corrent mesurat amb C-AFM (mode contacte). Addicionalment a l'increment esperat de corrent en la zona afectada (1.4 nA), en la topografia també s'observa una protuberància de 1.2nm d'alçada. (c) i (d) corresponen a imatges topogràfiques del mateix spot mesurades amb AFM en mode no contacte amb una tensió de polarització aplicada a la mostra de +1V i -1V, respectivament. Es poden observar depressions amb una profunditat que depèn de la tensió (14 i 8nm, respectivament, en c i d). (e) topografia del mateix spot obtinguda amb KPFM, on s'observa novament una protuberància. La corresponent imatge CPD (f) mostra una tensió 0.4V inferior en la zona afectada, suggerint la presència de càrrega negativa. Els canvis observats en les imatges topogràfiques (a, c, d i e) són una conseqüència de la interacció electrostàtica entre la punta i aquesta càrrega.

La Fig. 4.6 (**Article I**) permet entendre l'origen d'aquests *artifacts* els quals, tal com s'ha vist, es poden manifestar en forma de protuberàncies o depressions (segons el mode d'operació utilitzat i la tensió aplicada). Abans de la ruptura, la càrrega positiva a l'òxid (determinada a partir de la imatge CPD) dona lloc a una distribució de càrregues negatives en els dos elèctrodes (Fig. 4.6.a) que origina una força electrostàtica atractiva entre la punta i la mostra. Després de l'esdeveniment BD, en canvi, la quantitat de càrrega neta present a l'estructura MOS (òxid i elèctrodes) es veu reduïda degut a la presència de la BINC (Fig. 4.6.b). Això provoca una disminució de la força atractiva, que és precisament l'origen dels *artifacts* mesurats a la topografia. En el cas del mode contacte (règim de forces repulsives), aquesta disminució s'interpreta com un augment de la força repulsiva que actua sobre la punta. Per tant, per tal de mantenir el setpoint establert per l'usuari durant l'experiment, l'electrònica de l'AFM allunya la sonda de la mostra i això dona lloc a la mesura d'una protuberància, que en realitat és fictícia (Fig. 4.4.a i Fig. 4.5.a). En el mode no contacte (règim de forces atractives), aquest mateix fenomen es manifesta de forma contrària. La disminució de la força atractiva neta que actua sobre la cantilever (degut a la presència de BINC) fa que l'electrònica de l'AFM apropi la punta encara més a la mostra. Aquest apropament dona lloc a depressions a la imatge topogràfica, que tampoc corresponen a canvis reals de la superfície de l'òxid (Fig. 4.5.c i d). Val a dir però, que aquest balanç de càrregues es pot veure alterat quan el sistema punta-mostra es polaritza a una determinada tensió. Això permet explicar, per exemple, les diferents profunditats de les depressions en funció de la tensió aplicada.



**Fig. 4.6.** Balanç de càrregues en una estructura MOS sense polaritzar (a) abans i (b) després de la ruptura. La nova distribució de càrregues després de la ruptura dielèctrica dona lloc a forces addicionals sobre la punta, que són les que originen els *artifacts* observats en les imatges topogràfiques.

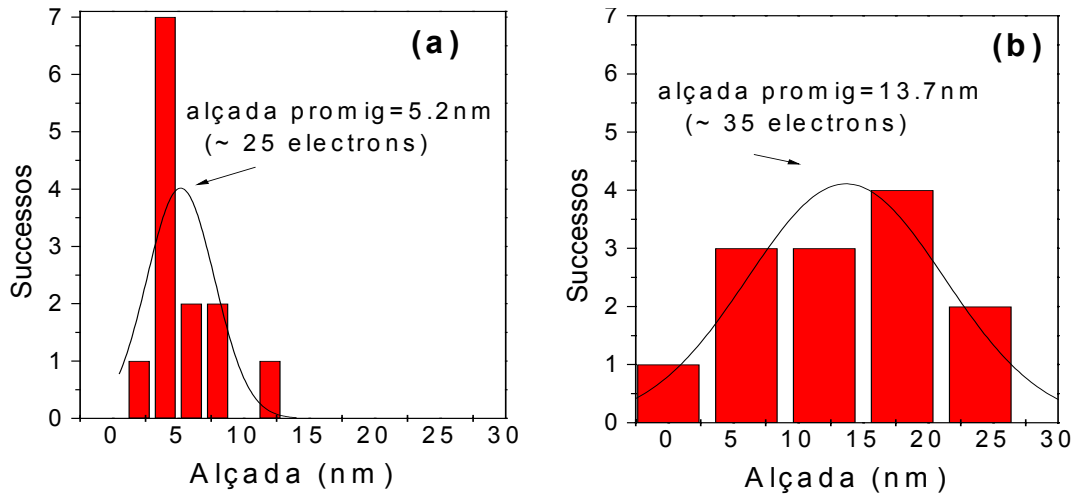
En treballs anteriors ja s'havia observat, tot i que d'una manera indirecta, la presència de càrrega negativa en dispositius MOSFET després de la ruptura [Pompl 99]. En aquesta tesi, en canvi, les imatges CPD demostren experimentalment i de manera directa la generació d'aquest tipus de càrrega durant l'esdeveniment BD. Tot i que calen més estudis per a determinar quin és el seu origen físic, podria estar relacionada amb electrons atrapats als centres E' (**Article G**). Recentment s'ha considerat que aquests centres podrien ser els defectes que donen lloc a la degradació i ruptura dielèctrica quan un òxid es sotmet a un estrès elèctric [Bersuker 02, Lenahan 01]. Si això fos cert, la quantitat de BINC es podria considerar una mesura indirecta del nombre d'enllaços trencats durant el procés de ruptura (de la mateixa manera que la càrrega atrapada en òxids prou gruixuts s'utilitza com a paràmetre indicatiu del nombre de trampes generades durant la degradació). Així doncs, quant més gran fos la quantitat de càrrega creada a l'interior de l'òxid, més gran seria el nombre d'enllaços trencats i, per tant, el mal estructural induït en l'àrea afectada. Finalment, destacar que, amb KPFM i C-AFM, no només es pot demostrar l'existència de BINC, sinó que també se'n pot determinar la seva quantitat.



La quantitat de BINC s'ha estimat de dues maneres diferents (**Article G**): directament de la imatge CPD i, de manera indirecta, a partir dels *artifacts* registrats en les imatges topogràfiques. En el primer cas, la càrrega induïda en l'spot de ruptura es pot determinar (tot i que d'una manera aproximada) si es considera que el sistema punta-mostra equival a una capacitat plano-paralela [Hong 99]. Tenint en compte això, la càrrega per unitat d'àrea ( $Q$ ) s'ha calculat a partir de l'expressió  $Q = \Delta V C_{ox}$ , essent  $C_{ox}$  la capacitat per unitat d'àrea de l'estructura MOS formada per la mostra i la punta de l'AFM. Si negligim la capacitat en sèrie corresponent a l'aire (doncs el KPFM treballa en mode no contacte i la punta es manté a una certa distància de la superfície analitzada) i considerem un òxid de 4.2nm de gruix,  $C_{ox}$  és  $8.2 \times 10^{-7} \text{F/cm}^2$ . D'altra banda, s'ha considerat que  $\Delta V$  correspon a la màxima diferència que hi ha entre la CDP obtinguda en les zones verges de l'òxid i la zona afectada per la ruptura. Tenint en compte totes aquestes consideracions, per a l'spot de la Fig. 4.5.f s'obtenen densitats de càrrega de l'ordre de  $\sim 0.3 \mu\text{C/cm}^2$  (que equivalen a  $\sim 2 \times 10^{12} \text{e/cm}^2$ ). Tot i les aproximacions utilitzades, aquests valors són compatibles amb la densitat de càrrega atrapada en el moment de la ruptura (mesurada mitjançant tests de caracterització estàndard) i que s'ha relacionat amb la densitat de defectes crítica necessària per a desencadenar l'esdeveniment BD [Dumin 94, Rodríguez 98]. Si es considera que la BINC obtinguda per a l'spot de la Fig. 4.5.f està distribuïda en una àrea de  $10^3 \text{nm}^2$  (estimada a partir de la imatge CPD) (**Article G**), aquesta correspon aproximadament a una càrrega de  $\sim 20$  electrons.

Tenint en compte que els *artifacts* observats a la topografia corresponen a la interacció electrostàtica que apareix entre la punta i la càrrega induïda durant la ruptura, la BINC també es pot estimar a partir de les seves alçades/fondàries. Concretament, la seva determinació a partir de les protuberàncies observades en les imatges topogràfiques obtingudes amb C-AFM és d'especial interès per als nostres propòsits, doncs permetria establir una relació entre la quantitat de càrrega induïda i el corrent que flueix a través de l'spot (variable que, tal i com s'ha dit, és indicativa de la severitat de la ruptura). Per a determinar la magnitud d'aquesta càrrega, s'ha considerat que la força addicional que deflexiona la cantilever degut a la presència de la BINC (i que obeeix la llei de Hooke) és igual a la força electrostàtica que apareix entre la punta i la mostra (**Article G**). Assumint això, per a l'spot de la Fig. 4.5.a s'ha estimat una càrrega de  $\sim 30$  electrons. Cal destacar que, malgrat les simplificacions utilitzades per a realitzar ambdues estimacions, la quantitat de càrrega obtinguda a partir de les imatges CPD i de topografia són molt semblants. Per tant, l'alçada de les protuberàncies observades amb C-AFM es pot utilitzar per a determinar-ne la seva quantitat.

Anteriorment hem suggerit que la càrrega negativa induïda durant la ruptura està íntimament relacionada amb els mecanismes microscòpics que donen lloc a l'esdeveniment BD i, més concretament, amb la generació de defectes. Això es pot demostrar comparant les alçades dels *artifacts* quan l'òxid es sotmet a estressos amb i sense límit de corrent. Si la hipòtesi suggerida és correcta, la quantitat de càrrega i, per tant, l'alçada de les protuberàncies, hauria d'ésser superior en el cas d'estressos sense límit de corrent. A fi de verificar-ho, s'han estressat diferents posicions d'un òxid aplicant CLS i NLCS fins a desencadenar la ruptura dielèctrica. Tot seguit, s'ha mesurat la imatge topogràfica de cadascun d'aquests spots. La Fig. 4.7 mostra la distribució de les alçades de les protuberàncies mesurades amb C-AFM pel cas de (a) CLS i (b) NLCS. Malgrat la dispersió dels resultats, associada novament al caràcter estadístic de la ruptura, es pot establir una correlació entre la severitat de l'esdeveniment BD i l'alçada dels *artifacts*. En particular, s'observa que, quan s'apliquen NLCS, aquestes alçades són superiors. A partir d'aquests resultats, es pot concloure que la quantitat de BINC i, per tant, el mal estructural induït en un CLS, és inferior que no pas quan l'òxid es sotmet a estressos sense límit de corrent.



**Fig. 4.7.** Distribució de les alçades de les protuberàncies mesurades en diferents spots trencats amb la punta del C-AFM. La ruptura va ser induïda amb (a) estressos limitats en corrent i (b) estressos sense límit de corrent. Les línies contínues corresponen a les distribucions normals que millor ajusten les dades experimentals. Les alçades promig i la seva desviació estàndard són (a)  $5.2 \pm 2.6$  nm i (b)  $13.7 \pm 7.6$  nm, les quals corresponen a una quantitat de  $\sim 25$  i  $35$  electrons, respectivament.

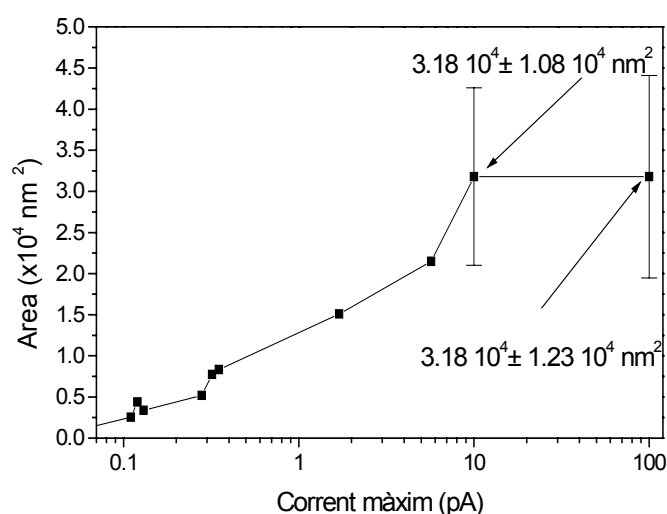
## ii) Imatges de corrent: propagació elèctrica de la ruptura.

En les seccions anteriors s'ha demostrat que la conductivitat de post-ruptura i el mal estructural induït en la zona afectada per l'esdeveniment BD depenen del límit de corrent establert durant l'estrès. D'altra banda, en l'experiment descrit en la secció 4.1.2 (Fig. 4.4) i en la Fig. 4.5.b, s'ha observat que les àrees afectades per la ruptura són més grans que no pas les àrees dels spots verges o degradats (però no trencats). Això suggereix que el fenomen BD, tot i desencadenar-se en àrees extremadament petites, es propaga als spots veïns. En aquesta secció s'avaluarà, de manera quantitativa i a partir de consideracions elèctriques (mapes de corrent), la propagació de la ruptura i l'efecte del límit de corrent.

En l'experiment que tot seguit es descriurà, la ruptura dielèctrica s'ha induït amb la punta del C-AFM del set-up A, de manera que els estressos corresponen a CLS. Concretament, s'han aplicat RVS o CVS en diferents posicions de l'òxid de porta fins a desencadenar l'esdeveniment BD. Tot seguit, s'ha obtingut una imatge de corrent (a una tensió inferior a la d'estrès a fi d'evitar qualsevol degradació addicional) de les zones que han experimentat la ruptura per tal de determinar-ne l'àrea afectada. La Fig. 4.8 mostra una gràfica on es representa l'àrea de 73 spots (com els de la Fig. 4.4) en funció de la intensitat màxima registrada en la imatge de corrent. Les dades experimentals corresponents a les intensitats de 10 i 100 pA (límits de corrent del set-up A) són, respectivament, el promig de les àrees de 49 i 16 spots. La resta de dades, en canvi, corresponen a una única mesura. Cal destacar que el corrent màxim representat en l'eix d'abscisses és el corrent que flueix en una àrea de només  $\sim 300 \text{ nm}^2$  (àrea de contacte punta-mostra). Això permet explicar, en part, perquè les intensitats mesurades són tan petites, fins i tot després de la ruptura. Per a obtenir el corrent que flueix a través de la totalitat de l'spot, caldria integrar-lo en tota l'àrea afectada (**Article H**).

El primer resultat important a destacar és que l'àrea afectada per la ruptura ( $S_{BD}$ ) és molt més gran que la resolució del C-AFM ( $\sim 300 \text{ nm}^2$ ) i l'àrea típica on la degradació té lloc ( $S_0 \sim 600 \text{ nm}^2$ ). Per tant, aquests resultats confirmen de manera quantitativa (i, a diferència de

[Lombardo 99], des d'un punt de vista elèctric) que la ruptura es propaga a spots veïns. Una anàlisi més detallada de la Fig. 4.8 permet discernir dues zones diferenciades: una primera regió per a valors petits del corrent on l'àrea creix de manera lineal (en una representació semilogarítmica), i una segona regió per a intensitats superiors on s'observa una saturació de l'àrea afectada. Assumint que el valor màxim de corrent és una dada indicativa de la severitat de la ruptura dielèctrica (tal com s'ha mostrat en la secció 4.1.1), la Fig. 4.8 mostra que l'àrea afectada creix amb el corrent que flueix a través de l'òxid i, per tant, amb el mal induït, fins que s'assoleix una àrea de  $\sim 3.2 \times 10^4 \text{ nm}^2$ . A partir d'aquí, en el rang de corrents mesurables pel set-up, l'àrea es satura. Els resultats obtinguts doncs, suggereixen que hi ha dos tipus d'spots de ruptura. Alguns d'ells (els que corresponen a la regió de saturació) tenen un canal conductor amb una resistència relativament baixa, de manera que permeten el pas d'alts nivells de corrent mantenint la mateixa àrea afectada. D'altres, en canvi (els corresponents a la regió creixent), ofereixen una resistència més gran al pas del corrent.



**Fig. 4.8.** Àrea afectada per la ruptura dielèctrica en funció del corrent màxim que flueix a través de l'spot trencat. Els punts corresponents als 10 i 100pA són el promig de 49 i 16 spots, respectivament. Les barres mostren la desviació estàndard de la distribució.

Els resultats presentats fins ara han permès determinar les àrees afectades quan la ruptura dielèctrica s'indueix amb CLS. Ara bé, en seccions anteriors, s'ha demostrat que el límit de corrent afecta tant a la conductivitat de post-ruptura [Linder 00] com al mal estructural induït en l'òxid estressat. Concretament, s'ha observat que els estressos sense límit de corrent donen lloc a esdeveniments BD més severos que no pas els CLS. Per tant, les àrees dels spots de ruptura de la Fig. 4.8 també es podrien veure afectades pel límit de corrent establert durant l'estrès. A fi d'avaluar l'efecte de la limitació del corrent en la propagació de la ruptura dielèctrica, el mateix experiment descrit anteriorment s'ha realitzat amb el set-up B, doncs és el que permet aplicar NLCS. A la taula 4.9 (**Article J**) es pot observar el promig i la desviació estàndard de les àrees afectades quan la ruptura s'ha induït amb el set-up A (que correspon a l'experiment de la Fig. 4.8) i amb el set-up B. Malgrat la dispersió dels resultats, aquests mostren que les àrees de ruptura són, en el cas dels NLCS, aproximadament un ordre de magnitud superiors a les àrees obtingudes en el cas dels estressos limitats en corrent. Cal destacar que els resultats obtinguts amb el set-up B corresponen a l'òxid de porta de 4.2nm, mentre que els del set-up A s'han mesurat en òxids de 5.9nm, de manera que no es pot establir una comparació directa entre els valors obtinguts en ambdós casos. Malgrat això, com que els fenòmens de propagació són més importants a mesura que el gruix augmenta [Lombardo 01], les àrees afectades en òxids de 5.9nm i obtingudes amb el set-up B (sense límit de corrent)

podrien ser fins i tot més grans que les mostrades a la taula 4.9. En qualsevol cas, no estem interessats en el valor absolut de les àrees sinó en la seva dependència amb el límit de corrent. Tenint en compte això, els resultats demostren experimentalment que el límit de corrent  $i$ , per tant, l'increment de corrent inicial que es produeix en el moment de la ruptura, té una influència molt important en el desenvolupament de  $S_{BD}$ .

Set-up	Àrea promig (nm <sup>2</sup> )	Desviació estàndard
A (límit de corrent: 10pA)	3.18 10 <sup>4</sup>	1.08 10 <sup>4</sup>
A (límit de corrent: 100pA)	3.18 10 <sup>4</sup>	1.23 10 <sup>4</sup>
B (sense límit de corrent)	1.61 10 <sup>5</sup>	1.15 10 <sup>5</sup>

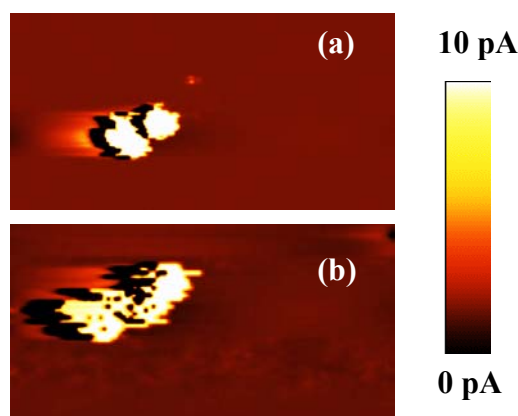
**Taula 4.9.** Promig i desviacions estàndards de les àrees afectades per la ruptura quan aquesta s'ha induït amb estressos limitats en corrent (set-up A, 10 i 100pA) i estressos sense límit de corrent (set-up B).

La propagació de la ruptura dielèctrica ja havia estat suggerida a partir d'experiments realitzats a escala macroscòpica [Alam 00b] i microscòpica (mitjançant TEM) [Lombardo 01]. Segons aquests treballs, la intensitat que flueix a través de l'òxid en el moment en què es desencadena l'esdeveniment BD, dona lloc a una reconfiguració del canal conductor que pot arribar a afectar als spots veïns. D'altra banda, en treballs anteriors ja s'havia observat amb C-AFM (tot i que d'una manera no tan directa com en els resultats presentats en aquesta tesi) que l'esdeveniment BD s'extén a les àrees circumdants. Concretament, en [Yasue 97] es van estressar diferents posicions d'un òxid de 13nm fins a provocar-ne la ruptura dielèctrica amb la finalitat d'obtenir la distribució estadística de  $V_{BD}$  (tensió de ruptura). Els resultats demostraren que aquestes distribucions mostraven una clara dependència amb la distància que hi havia entre els punts estressats degut, possiblement, a la càrrega induïda durant l'esdeveniment BD. Per tal que la distribució que no es veïés afectada per la ruptura de les zones veïnes, la distància mínima entre spots havia d'ésser de ~450nm. A partir d'aquests resultats, assumint que la zona afectada té un radi de 450nm, aquesta correspon a una àrea de ~5 10<sup>5</sup>nm<sup>2</sup> i, per tant, tot i la diferència en els gruixos analitzats, coincideix en ordre de magnitud amb els resultats presentats a la taula 4.9 (sense límit de corrent).

#### *Seqüències d'imatges a tensió constant.*

Els resultats presentats fins ara han demostrat que l'àrea afectada per la ruptura dielèctrica ve determinada en gran mesura pel nivell de corrent que inicialment flueix a través de l'spot estressat. En concret, s'ha observat que quan l'esdeveniment BD s'indueix amb un CLS, aquest s'extén a àrees més petites ( $S_{BD,CLS}$ ) que no pas quan s'indueix amb un NLCS ( $S_{BD}$ ). La següent pregunta que ens podem plantejar és, quin és "l'estat elèctric" de les zones veïnes a  $S_{BD,CLS}$ , les quals, sota unes condicions d'estrés no limitades en corrent, s'haurien vist seriosament afectades per la ruptura dielèctrica? Segueixen tenint la mateixa *robustesa dielèctrica* que abans de la ruptura o, en canvi, s'han vist debilitades degut a l'esdeveniment BD? Per a respondre aquests interrogants, spots trencats amb CLS s'han caracteritzat mitjançant l'aplicació de seqüències d'escombrats a tensió constant. Concretament, s'ha estudiat la seva evolució quan la tensió d'escombrat és inferior/comparable a la tensió d'estrés. Aquests experiments s'han realitzat amb el set-up A i en òxids de 5.9nm (**Article J**).

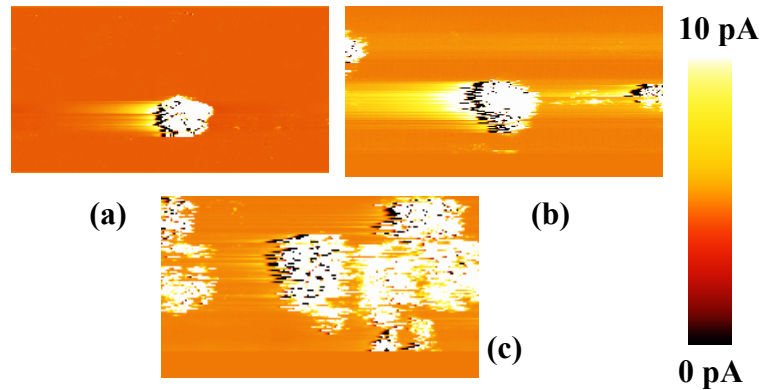
En el primer experiment, la seqüència d'imatges s'ha obtingut a una tensió més petita i amb un límit de corrent inferior al de l'estrés utilitzat per a desencadenar l'esdeveniment BD (**Article H**). D'aquesta manera, qualsevol modificació en l'àrea afectada es podrà atribuir a la ruptura inicial i no pas a la degradació induïda durant l'obtenció de les imatges. Els resultats d'aquest experiment es mostren a la Fig. 4.10. Després de trencar un òxid de 5.9nm amb un CVS de 8V i amb un límit de corrent de 100pA, s'han aplicat 13 escombrats a una tensió de 5.9V i amb un límit de 10pA. Inicialment (en la primera imatge de la seqüència, Fig. 4.10.a), l'àrea afectada és de  $\sim 2.1 \cdot 10^4 \text{nm}^2$ , la qual s'ajusta a les àrees obtingudes en la Fig. 4.8 per al cas d'estressos limitats en corrent. A mesura que el nombre d'escombrats augmenta, l'àrea afectada creix (tot i que molt lleugerament) fins a la setena imatge. A partir d'aquí es satura a un valor de  $\sim 5 \cdot 10^4 \text{nm}^2$  (aproximadament el doble del valor inicial, Fig. 4.10.b). Aquest lleuger increment de  $S_{\text{BD,CLS}}$  demostra que, en aplicar un CLS, tot i que l'àrea que experimenta la ruptura dielèctrica és més petita que en el cas dels estressos no limitats en corrent, les zones veïnes es veuen afectades. Això fa que, durant l'obtenció de la imatge, la seva conductivitat augmenti, mostrant un comportament elèctricament més feble que un òxid verge.



**Fig. 4.10** Primera (a) i última (b) imatge de corrent ( $1 \times 0.5 \mu\text{m}^2$ ) d'una seqüència de 13 escombrats a tensió constant (5.9V i límit de corrent de 10pA) aplicats a un òxid prèviament trencat amb la punta del C-AFM (CVS a 8V i un límit de 100pA). L'àrea de l'spot creix des d'uns  $\sim 2.1 \cdot 10^4 \text{nm}^2$  (a) fins a uns  $\sim 5 \cdot 10^4 \text{nm}^2$  a la setena imatge. A partir d'aquí es satura.

En el segon experiment (**Article J**), enlloc d'escombrar l'spot de ruptura a tensions baixes (per tal de no alterar l'estat de l'àrea afectada), es simularan unes condicions més properes a les que realment es donen en els dispositius electrònics (on tots els spots són estressats en paral·lel). Per a fer-ho, les imatges de corrent s'obtingueran a una tensió propera a la utilitzada per a desencadenar la ruptura de l'spot inicial. La Fig. 4.11 mostra una seqüència d'imatges de corrent obtingudes a 8.2V en un òxid prèviament trencat amb un CVS a 8.5V i un límit de corrent de 10pA. La Fig. 4.11.a correspon al primer escombrat, on s'observa que, inicialment, l'spot té una àrea de  $3.1 \cdot 10^4 \text{nm}^2$  (valor que s'ajusta a les dades de la Fig. 4.8 per un CLS). En aquest cas però, a mesura que la seqüència avança, l'àrea afectada creix progressivament, de manera que en la sisena imatge ja assoleix un valor que és aproximadament el doble de la inicial (Fig. 4.11.b) i, finalment, en la última, arriba als  $\sim 1.2 \cdot 10^5 \text{nm}^2$  (Fig. 4.11.c). A partir d'aquí, la seqüència es va aturar perquè, tal i com es pot veure a la figura, van aparèixer nous spots que es sol·lapaven amb l'spot inicial (la tensió dels escombrats era prou alta com per a induir nous esdeveniments de ruptura). Malgrat això, s'observa que l'àrea afectada s'ajusta als resultats obtinguts en la taula 4.9 (pel cas dels estressos sense límit de corrent). Tots aquests experiments suggereixen que els estressos limitats en corrent protegeixen l'òxid de tal manera que eviten que el canal percolatiu es

desenvolupi tal com ho faria en un NLCS. No obstant, l'òxid roman en un estat "metaestable" fins que canvien les condicions elèctriques a les que està sotmès. Un increment en la tensió acaba desembocant en la ruptura de les zones veïnes que havien estat protegides pel límit de corrent.



**Fig. 4.11.** (a) Primer, (b) sisè i (c) últim mapa de corrent ( $1.5 \times 0.75 \mu\text{m}^2$ ) d'una seqüència de 13 escombrats obtinguts a una tensió de 8.2V en una àrea prèviament trencada amb C-AFM. La ruptura s'ha provocat aplicant un CVS a 8.5V i amb un límit de corrent de 10pA. L'àrea de l'spot creix contínuament des de (a)  $\sim 3.1 \cdot 10^4 \text{nm}^2$  fins a (c)  $\sim 1.2 \cdot 10^5 \text{nm}^2$ , quan s'atura la seqüència. La tensió d'escombrat és tan alta que fins i tot apareixen nous spots de ruptura.

### iii) Interpretació qualitativa de l'efecte del límit de corrent en el procés de ruptura.

Tot seguit, i a partir dels resultats obtinguts en les seccions anteriors, es farà una interpretació qualitativa del que succeeix quan es desencadena la ruptura dielèctrica i de quin és l'efecte del límit de corrent (**Article J**). Tal com ja s'ha esmentat anteriorment, el model percolatiu [Degraeve 98] proposa que l'esdeveniment BD es desencadena quan les trampes creades durant l'estrès elèctric generen un canal de defectes que connecta els dos elèctrodes de l'estructura MOS. L'àrea típica d'aquest canal conductor ( $S_0$ ) s'ha estimat a partir de consideracions estadístiques [Suñe 90] i mitjançant C-AFM (secció 3.2) i s'ha trobat que és de l'ordre de pocs centenars de  $\text{nm}^2$ . Un cop creat, es produeix un increment sobtat de corrent,  $\Delta I_0$ , que flueix a través de  $S_0$  i segueix una distribució aleatòria [Alam 00b] (Fig. 4.12.a). Aquest increment afecta als spots veïns de manera que la ruptura dielèctrica s'acaba extenent a àrees molt superiors,  $S_{BD} \sim 10^5 \text{nm}^2$  (Fig. 4.12.b). Els resultats també demostren que l'àrea afectada augmenta amb  $\Delta I_0$ . Finalment, val a dir que la intensitat que flueix a través de la totalitat de l'spot,  $\Delta I$  (que és la que es mesuraria en els tests macroscòpics), depèn tant de  $\Delta I_0$  com de  $S_{BD}$ , doncs correspon al corrent que travessa l'òxid en tota l'àrea afectada per la ruptura.

En els tests limitats en corrent, en canvi, l'increment de corrent inicial que es produeix quan es forma el canal percolatiu està limitat a un valor màxim,  $\Delta I_{0,CLS}$  (Fig. 4.12.c). Això fa que l'àrea afectada per la ruptura,  $S_{BD,CLS}$ , sigui més petita i, per tant, que el corrent total que flueix a través de l'spot,  $\Delta I_{CLS}$ , també sigui inferior (Fig. 4.12.d). El CLS però, malgrat malmetre àrees inferiors al NLCS, també afecta les zones veïnes de  $S_{BD,CLS}$ . Tot i no haver experimentat la ruptura dielèctrica, tenen un comportament elèctric més feble que no pas un òxid verge. Es troben en un estat metaestable que es perllonga fins que les condicions d'estrès canvien: quan s'aplica una tensió comparable a la d'estrès, la ruptura s'indueix ràpidament fins a estendre's a àrees similars a les obtingudes quan la ruptura es desencadena sense límit de corrent ( $\sim 10^5 \text{nm}^2$ ).

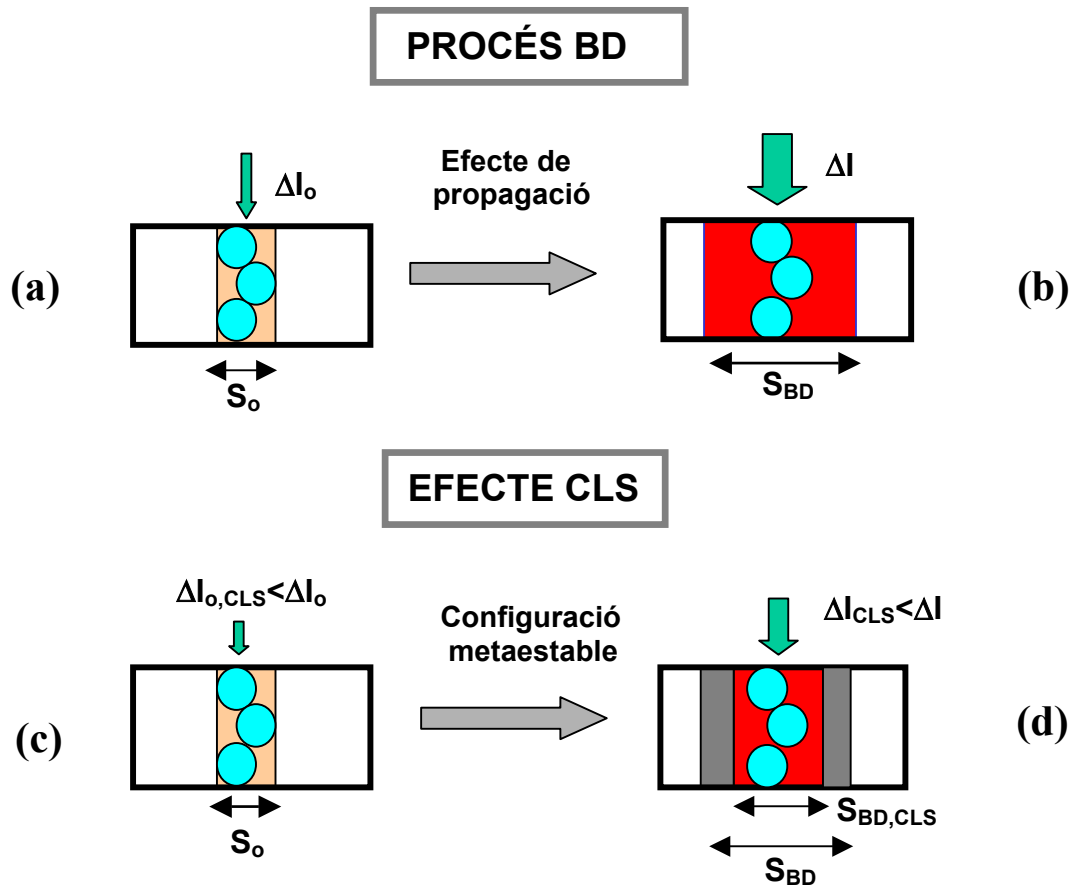


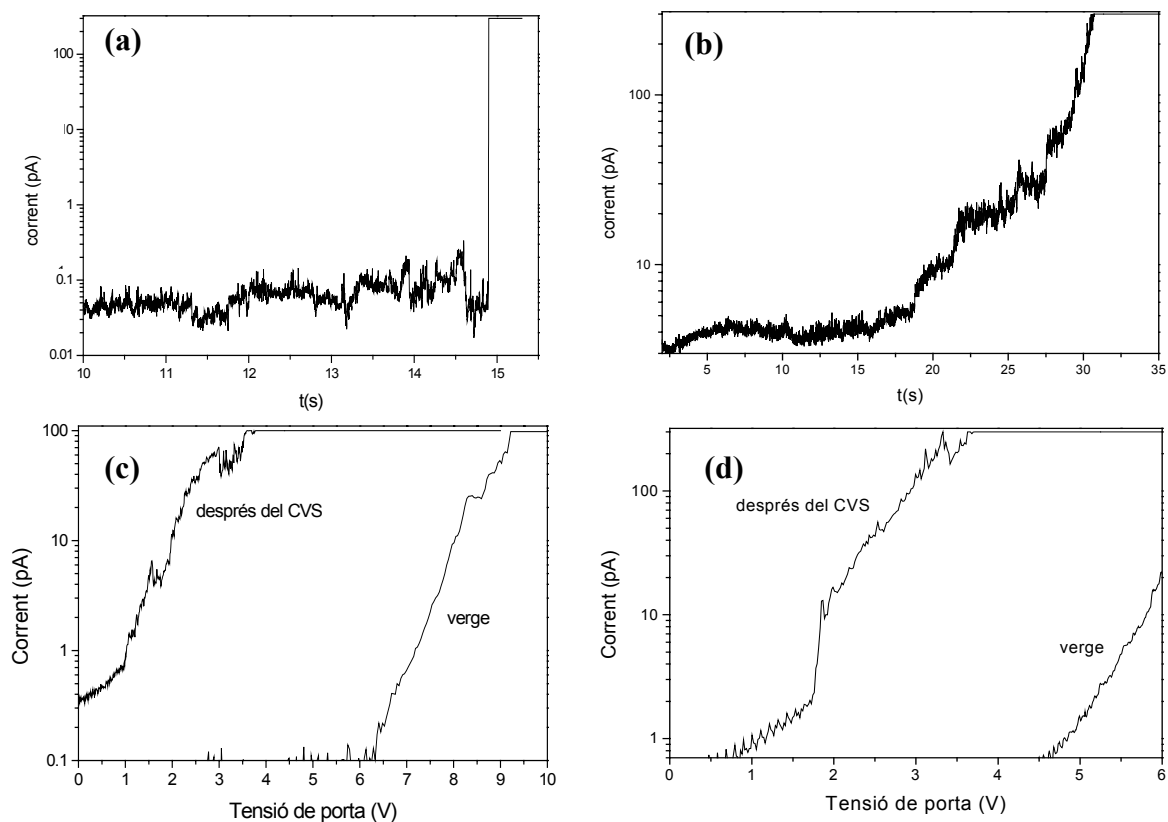
Fig. 4.12. Esquema del procés de ruptura (a i b) i de l'efecte del límit del corrent (c i d).

### 4.1.3. La ruptura progressiva.

En les seccions anteriors s'ha analitzat en detall l'efecte del límit de corrent en (i) la conductivitat de l'òxid després de l'esdeveniment BD i (ii) la propagació de la ruptura. L'anàlisi amb C-AFM ha permès estudiar ambdues variables de manera independent, a diferència de les tècniques de caracterització convencional, les quals només permeten avaluar l'spot de ruptura en la seva totalitat (doncs l'àrea caracteritzada és ordres de magnitud superior a l'àrea on el fenomen BD té lloc). En aquesta secció, el C-AFM s'utilitzarà per a estudiar la ruptura progressiva (PBD, breument introduïda en la secció 1.3). Els avantatges d'aquesta tècnica permetran, novament, obtenir informació addicional d'aquest nou mode de fallada.

La Fig. 4.13.a i 4.13.b mostra dos estressos realitzats a tensió constant mitjançant C-AFM en un òxid de 5.9nm (5.5V) i 2.9nm (5V), respectivament. Mentre que la característica I-t mostrada en (a) presenta el comportament típic d'un òxid sotmès a aquest tipus d'estrès (després d'una etapa inicial de degradació, l'òxid experimenta un increment sobtat de la conductivitat associat a la ruptura dielèctrica), en (b), s'observa un increment progressiu del corrent fins a assolir els 300pA (que correspon a la saturació de l'electrònica del set-up). Cal notar però, que abans d'aquest augment progressiu (aproximadament durant els primers 15s del CVS), el corrent és aproximadament constant (com a la Fig. 13.a, abans de la ruptura) amb un nivell de corrent similar a l'enregistrat en l'òxid verge (veure Fig. 4.13.d). Després d'aquest tram, a partir dels 20s, el corrent creix de manera contínua uns dos ordres de

magnitud, el que fa pensar que aquest augment no correspon a l'etapa de pre-ruptura, sinó a la ruptura progressiva. La característica I-V mesurada després de l'estrés demostra que, en ambdós casos, l'òxid ha patit la ruptura dielèctrica (Fig. 4.13.c i 4.13.d). Aquest augment progressiu de la conductivitat també s'ha observat en seqüències de RVS aplicades en un mateix spot. Com a exemple, la Fig. 4.14 mostra dues seqüències aplicades en un òxid de (a) 4.2 i (b) 2.9nm, respectivament. En el primer cas es va utilitzar el set-up A (amb un límit de corrent de 10pA) mentre que, en el segon, l'estrés es va aplicar amb el set-up B (sense límit de corrent). En ambdós casos s'observa que, després d'una primera corba I-V que mostra el comportament FN típic d'un òxid verge, la conductivitat va augmentant progressivament de manera que les característiques I-V posteriors mostren nivells de corrent cada cop més alts per a una determinada tensió. S'observa doncs, altre cop (i de manera similar a la Fig. 4.13), que la ruptura dielèctrica ha donat lloc a un increment progressiu de la conductivitat de l'òxid.

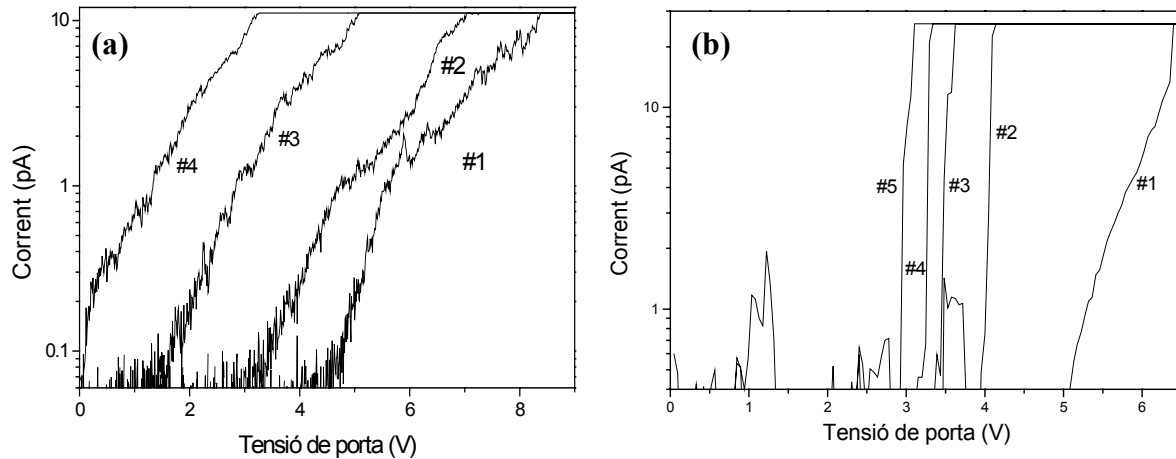


**Fig. 4.13.** (a) i (b) mostren la característica I-t obtinguda en aplicar, respectivament, un CVS a un òxid de 5.9 i 2.9nm. Mentre que en (a) la ruptura es desencadena sobtadament, (b) suggereix un increment progressiu de la conductivitat. En ambdós casos, la corba I-V obtinguda després del CVS demostra que l'òxid ha experimentat la ruptura dielèctrica, (c) i (d), respectivament.

Molt recentment s'ha observat un comportament similar en òxids ultraprims (<2.5nm) d'estructures MOS amb elèctrode metàl·lic [Monsieur 01, Monsieur 02, Linder 02], el qual s'ha atribuït a un nou mode de fallada: la ruptura progressiva (PBD). La particularitat d'aquest mode és que la ruptura dielèctrica no es manifesta mitjançant un canvi sobtat de corrent (o, si més no, és molt inferior a l'increment observat en els fenòmens SBD i HBD) que permeti discernir d'una manera clara l'etapa de degradació de la de post-ruptura. A mesura que la degradació avança, apareixen fluctuacions de corrent (associades al soroll de pre-ruptura) fins que, en un moment donat, es forma un canal percolatiu en una zona



determinada de l'òxid que dona lloc a la ruptura dielèctrica. Un cop desencadenada, i com a conseqüència de la degradació addicional que experimenta el canal conductor a causa de l'estrés aplicat, el corrent va augmentant de manera progressiva fins que s'assoleixen els corrents típics de post-ruptura [Monsieur 02]. En qualsevol cas, és important ressaltar que els resultats mostrats a les Fig. 4.13.b i 4.14 són compatibles amb els presentats en [Monsieur 01, Monsieur 02]. Per tant, això suggereix que la fenomenologia observada amb C-AFM correspon a la ruptura progressiva.



**Fig. 4.14.** Seqüències de característiques I-V mesurades en un òxid de (a) 4.2nm amb el set-up A (amb un límit de corrent de 10pA) i (b) 2.9nm amb el set-up B (sense límit de corrent). En ambdós casos, es pot observar un increment progressiu de la conductivitat de l'òxid després de la ruptura dielèctrica, que es pot associar a la ruptura progressiva.

Segons [Monsieur 01], la probabilitat d'observar la PBD depèn, entre d'altres paràmetres (com ara el camp elèctric dins de l'òxid i l'àrea de l'estructura MOS), de  $t_{ox}$ . A mesura que el gruix de l'òxid es fa més i més prim, l'energia dissipada en l'spot durant el procés BD disminueix, donant lloc a una ruptura menys severa. Això es tradueix en una disminució (o fins i tot desaparició) de l'increment sobtat de corrent, típic dels fenòmens SBD i HBD. És per aquest motiu que en [Monsieur 01] es considera que la PBD és més pròpia d'òxids ultraprims (<2.5nm). D'altra banda, en [Linder 02] es suggereix que la ruptura progressiva també es pot observar en òxids més gruixuts si se'n limita la seva severitat. Quan un òxid s'estressa mitjançant un CLS, el límit de corrent controla el desenvolupament del canal conductor (tal com també s'ha vist en la secció 4.1.2) de manera que la ruptura no es manifesta amb un increment de corrent tan gran com en el cas SBD/HBD. Això permetria explicar per què en òxids més gruixuts (com és el cas de la Fig. 4.14.a) també és possible observar la fenomenologia associada a aquest nou mode de fallada. En qualsevol cas, ja sigui en òxids molt prims o en òxids més gruixuts sota condicions d'estrés limitades en corrent, després de la ruptura, la degradació posterior del canal conductor dona lloc a un increment progressiu del corrent fins que s'assoleixen els valors típics de post-ruptura.

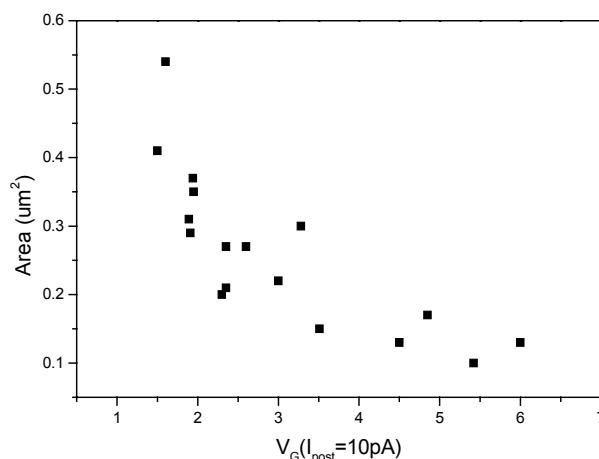
Arribats a aquest punt, la següent qüestió que ens podem plantejar és: quina és la causa de l'augment progressiu del corrent? És una conseqüència d'efectes de propagació que extenen el canal percolatiu cap a zones veïnes? O és el resultat d'una disminució de l'alçada de barrera de la zona afectada (i, per tant, d'un augment de la conductivitat de l'òxid)? Alguns treballs, com ara [Farmer 88], han suggerit que l'àrea de l'spot de ruptura creix a mesura que la seva degradació avança, donant lloc a aquest augment de la conducció de post-ruptura (mentre que l'alçada de barrera de les zones estressades roman constant). D'altres, en

canvi [Monsieur 01], consideren que l'augment progressiu del corrent és una conseqüència d'una disminució contínua del gruix efectiu  $i$ , per tant, d'un increment de la conductivitat de l'òxid afectat. Més recentment però, els mateixos autors [Monsieur 02] també han suggerit un creixement de l'àrea afectada després de la ruptura. En qualsevol cas, aquestes discrepàncies entre models són una conseqüència de la limitació de les tècniques de caracterització estàndard utilitzades fins al moment: com que només permeten analitzar l'spot de ruptura en la seva totalitat, és difícil discernir quin és el paràmetre (conductivitat o àrea afectada) que, en aquest mode de fallada, dóna lloc a l'augment progressiu del corrent. El C-AFM, en canvi, tal com hem vist anteriorment, sí permet avaluar l'impacte de cadascuna d'aquestes variables per separat (gràcies a la seva capacitat d'analitzar àrees de pocs centenars de nm<sup>2</sup>, molt menors a l'àrea afectada per l'esdeveniment BD). A continuació utilitzarem el C-AFM per a determinar la seva influència a la conducció de la PBD.

Els resultats de la Fig. 4.13.b i 4.14, a més de suggerir que la fenomenologia observada correspon a la ruptura progressiva, també permeten estudiar quin és l'efecte de la conductivitat en la conducció de post-ruptura. Convé recordar novament que en els estressos aplicats amb C-AFM sobre zones localitzades de l'òxid (RVS i CVS), l'àrea analitzada és sempre la mateixa i de l'ordre de 300 nm<sup>2</sup> (depenent del tipus de punta utilitzada). Per tant, quan s'aplica un CVS o una seqüència de RVS en un spot de ruptura, qualsevol increment en el corrent (tal com s'observa en les Fig. 4.13.b i 4.14, respectivament) és la conseqüència d'un augment de la conductivitat de l'òxid (doncs l'àrea analitzada és gairebé constant) i no pas de l'àrea afectada per la ruptura dielèctrica. Aquests resultats doncs, demostren d'una manera directa que, durant la ruptura progressiva, la conductivitat de l'òxid augmenta a mesura que l'estrés avança, just en la zona on inicialment s'ha desencadenat l'esdeveniment BD.

Tal com s'ha suggerit en alguns dels models descrits anteriorment [Farmer 88], l'augment progressiu de la conducció de post-ruptura (a nivell macroscòpic) també podria ser una conseqüència de l'augment de l'àrea afectada a mesura que l'estrés avança. L'impacte d'aquesta variable en la ruptura progressiva s'ha analitzat a partir de mapes de corrent obtinguts en spots prèviament trencats amb la punta del C-AFM. Concretament s'han aplicat 17 CVS en diferents posicions d'un òxid de 2.9nm (sense límit de corrent) fins a provocar-ne la ruptura dielèctrica. Tot seguit s'ha enregistrat una rampa de tensió i una imatge de corrent de cadascun dels spots a fi de determinar, respectivament, la conductivitat de post-ruptura i l'àrea afectada. La Fig. 4.15 mostra l'àrea de cadascun dels spots en funció de la seva conductivitat (utilitzant com a variable la tensió de porta a la que el corrent és 10pA). Cal notar que les àrees obtingudes són compatibles amb les registrades en els experiments realitzats sense límit de corrent (taula 4.9). Tot i que aquests resultats puguin resultar similars als de la Fig. 4.8, existeix una diferència que cal emfasitzar. Mentre que a la Fig. 4.8 s'avaluava l'àrea afectada per la ruptura ( $S_{BD}$ ) en funció de la *màxima intensitat* registrada en la imatge de corrent (la qual no tenia perquè correspondre al corrent que flueix pel punt on es desencadena l'esdeveniment BD), a la Fig. 4.15, es representa l'àrea en funció de la conductivitat en *el punt on inicialment es dispara la ruptura* ( $S_0$ ) mitjançant el CVS. Així doncs, en la Fig. 4.15 s'observa que, a mesura que la tensió disminueix (i, per tant, la conductivitat en  $S_0$  augmenta), la grandària del canal percolatiu també creix. D'altra banda, la Fig. 4.14 demostrava que la conductivitat de l'òxid (just on l'esdeveniment BD s'havia desencadenat), creixia a mesura que l'estrés avançava. Per tant, d'aquestes observacions podem concloure que l'increment de conductivitat durant la PBD dóna lloc a un increment de  $S_{BD}$ . D'aquesta manera, durant un test macroscòpic, en la PBD, l'augment progressiu de la conducció de post-ruptura ( $\Delta I$ ) és una conseqüència de l'augment de la conductivitat i de la grandària del canal percolatiu ( $S_{BD}$ ) creat durant el procés de ruptura.

Com a conclusió, en aquesta secció s'ha demostrat que la ruptura progressiva es pot analitzar a escala local amb C-AFM. Els resultats demostren que aquest mode de fallada es pot manifestar, de la mateixa manera que en els tests macroscòpics, en òxids molt prims (2.9nm) i en òxids més gruixuts en que la ruptura es desencadena de manera controlada (mitjançant un estrès limitat en corrent). Finalment, l'elevada resolució lateral que ofereix aquesta tècnica ha permès determinar que l'augment progressiu de la conducció que s'observa en la PBD és una conseqüència de l'augment simultani de la conductivitat i de la grandària de les zones afectades (com a conseqüència de la degradació progressiva del canal percolatiu creat durant el procés de ruptura).

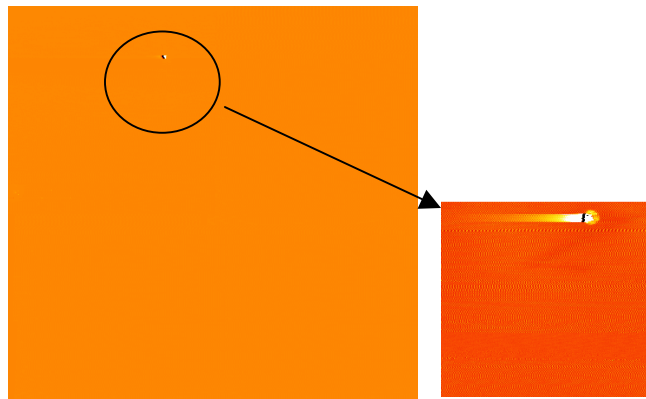


**Fig. 4.15.** Àrea afectada per la ruptura dielèctrica en funció de la conductivitat de post-ruptura. Aquests resultats, juntament amb els de la Fig. 4.14, demostren que l'increment de la conducció elèctrica durant la PBD en un estrès macroscòpic és una conseqüència de la disminució de l'alçada de barrera de la zona afectada i de la propagació de canal conductor cap a zones veïnes.

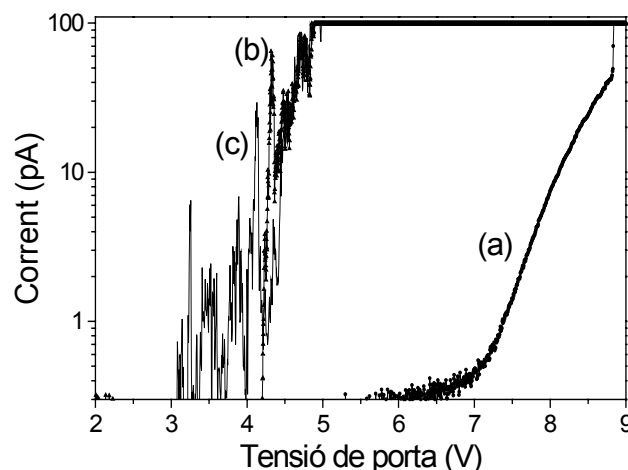
## 4.2. Caracterització d'spots de ruptura induïts amb tests macroscòpics.

En tots els experiments descrits en la secció 4.1, la ruptura dielèctrica s'ha induït amb la punta del C-AFM, de manera que només s'ha estressat una àrea de  $\sim 300nm^2$ . En condicions normals d'estrès però, tota l'àrea activa del dispositiu electrònic s'estressa de manera simultània i, per tant, tant el punt on inicialment es desencadena l'esdeveniment BD (d'àrea  $S_0$ ) com les zones circumdants, es degraden en paral·lel. Això pot fer pensar que en experiments macroscòpics, les zones veïnes de  $S_0$  poden presentar un comportament elèctricament més feble que no pas en els experiments on la ruptura s'indueix de manera localitzada amb la punta del C-AFM. Si això fos així, la següent qüestió que ens podem plantejar és, fins a quin punt els resultats obtinguts en la secció 4.1 són realment representatius del que succeeix en els dispositius de grandària microelectrònica? Les seqüències d'imatges de corrent presentades a la secció anterior van permetre simular unes condicions més properes a les condicions reals d'estrès. Ara bé, seria molt interessant poder caracteritzar amb C-AFM spots de ruptura induïts en estructures MOS mitjançant tècniques de caracterització estàndard. Aquest és l'objectiu d'aquesta secció. S'aplicaran estressos elèctrics en capacitats MOS (amb elèctrode metàl·lic) mitjançant un analitzador de semiconductors fins a desencadenar la ruptura dielèctrica. Tot seguit s'eliminarà el polisilici de l'estructura i s'escombrarà tota l'àrea activa amb la punta del C-AFM. Es pretén trobar i caracteritzar els spots de ruptura induïts macroscòpicament i comparar les seves característiques amb les dels spots trencats amb C-AFM (**Article H**).

La Fig. 4.16 mostra un mapa de corrent mesurat en una capacitat prèviament trencada amb l'analitzador de semiconductors mitjançant un CVS (8.7V i un límit de corrent de 100mA). La característica de post-ruptura obtinguda abans d'extreure el polisilici mostrava que l'òxid (de 5.9nm de gruix) havia patit una ruptura forta (**Article H**). Després d'eliminar l'elèctrode metàl·lic, es va escombrar tota l'àrea activa (80x80µm<sup>2</sup>) amb el set-up A (límit de corrent de 100pA) a una tensió de 5V. En la Fig. 4.16 s'observa una zona molt brillant amb una intensitat que assoleix el límit de corrent establert durant l'experiment i que s'ha associat a l'spot de ruptura induït durant l'estrés elèctric (doncs en capacitats verges no s'han registrat àrees amb una conductivitat tan elevada). Si s'avalua l'àrea afectada, s'observa que és de  $\sim 2.5 \cdot 10^5 \text{ nm}^2$ , valor que s'ajusta, en ordre de magnitud, a les àrees dels spots de ruptura desencadenats amb la punta del C-AFM i sense límit de corrent (Taula 4.9).



**Fig. 4.16.** Imatge de corrent obtinguda en una capacitat MOS estàndard (80x80µm<sup>2</sup>) amb C-AFM (5V) després d'haver eliminat l'elèctrode de polisilici. Prèviament, s'ha estressat mitjançant l'analitzador de semiconductors fins a desencadenar la ruptura dielèctrica. A la figura es pot observar una zona molt brillant (amb una intensitat igual o superior al límit de corrent de 100pA establert durant l'experiment) que té una àrea de  $\sim 2.5 \cdot 10^5 \text{ nm}^2$  i que s'ha associat a l'spot de ruptura induït en l'estrés macroscòpic.



**Fig. 4.17.** Característiques de post-ruptura mesurades amb C-AFM quan la ruptura s'indueix (c) amb la punta del C-AFM i (b) mitjançant un analitzador de semiconductors. En concret, (b) correspon a la corba I-V mesurada en l'spot de la Fig. 4.16. La corba (a) correspon al comportament FN d'un òxid verge.

La característica I-V de post-ruptura d'aquest spot també s'ha enregistrat amb C-AFM. La Fig. 4.17 mostra les corbes I-V mesurades amb el microscopi en (a) un òxid verge, (b) un òxid prèviament trencat amb la punta del C-AFM i (c) una posició de l'spot de la Fig. 4.16.

En tot els casos, el límit de corrent és 100pA. Tal com era d'esperar, els nivells de corrent de post-ruptura són, en (b) i (c), molt superiors als corresponents a un òxid verge. L'aspecte més important a destacar, però, és la similitud de les dues característiques sigui quina sigui la metodologia utilitzada per a desencadenar l'esdeveniment BD.

La compatibilitat entre els resultats presentats en aquesta secció (en quant a àrees afectades per la ruptura i característiques de conducció post-BD) i els obtinguts quan la ruptura s'indueix amb C-AFM, validen els experiments de la secció 4.1 i demostren que aquests són realment representatius del que succeeix en estructures amb porta metàl·lica. Però no només això, sinó que també es demostra que el C-AFM permet caracteritzar les propietats elèctriques de dispositius microelectrònics a escala nanomètrica. Concretament, s'ha demostrat que és possible localitzar i estudiar spots de ruptura de dispositius estàndard sotmesos a condicions habituals d'estrés. Això pot ajudar a determinar la relació que hi ha entre el mode de fallada de transistors MOS i la posició on s'ha produït la ruptura (canal, difusions...) o, fins i tot, establir la relació que pot haver entre el mode de fallada i les dimensions del canal. Veiem doncs, que la utilització del C-AFM com a tècnica de caracterització a escala nanomètrica obre una via alternativa per a l'estudi de la ruptura dielèctrica i del seu impacte en la fiabilitat dels dispositius microelectrònics.

## Conclusions.

En aquesta tesi s'ha utilitzat la Microscopia de Forces Atòmiques (AFM) amb punta conductora (C-AFM) amb la finalitat d'estudiar la ruptura dielèctrica (BD) del SiO<sub>2</sub> i l'etapa de degradació que la precedeix (associada a la generació de defectes). El caràcter extremadament local d'aquests fenòmens (la ruptura es desencadena en àrees de  $\sim 10^{-13}$ - $10^{-12}$  cm<sup>2</sup>) fa que sigui adequada una anàlisi a la mateixa escala on tenen lloc: a escala nanomètrica. Quan la punta del C-AFM entra en contacte amb un òxid de porta descobert, l'estructura formada correspon a una capacitat MOS amb una àrea definida per l'àrea de contacte punta-mostra. Tot i que aquesta depèn lleugerament del tipus de punta utilitzada, experimentalment s'ha trobat que és de l'ordre dels 100nm<sup>2</sup>, de manera que la resolució lateral del C-AFM és suficient com per a resoldre les àrees típiques on es desencadena la ruptura del SiO<sub>2</sub>.

En referència a la configuració experimental, s'han utilitzat dos C-AFMs diferents: un C-AFM comercial i un AFM també comercial que s'ha adaptat per a permetre la caracterització elèctrica d'òxids de porta d'estructures MOS. S'ha estudiat en detall un dels aspectes més delicats del set-up experimental d'un C-AFM: les puntes conductores. Un estudi acurat ha mostrat que, per a la caracterització elèctrica d'òxids, les puntes que ofereixen millors prestacions són les de diamant i, en particular, les superpunts d'aquest mateix material. La seva elevada resolució lateral i les seves característiques mecàniques i químiques les converteixen en les puntes idònies per a la realització d'aquest tipus de mesures. Tanmateix, en experiments on, o bé la resolució no és tan crítica, o bé el desgast mecànic és poc important (com ara els estressos aplicats en zones localitzades de l'òxid), les puntes de Silici recobertes de Co/Cr o Pt/Ir també ofereixen molt bones prestacions.

Un cop demostrada la capacitat del C-AFM de caracteritzar elèctricament òxids d'àrees nanomètriques, en primer lloc s'ha estudiat la conducció de **pre-ruptura** quan l'òxid de porta es sotmet a un estrès elèctric mitjançant la punta del microscopi. L'elevada resolució lateral d'aquesta tècnica permet registrar fluctuacions de corrent associades a l'etapa de degradació d'un únic spot de l'òxid. Els resultats obtinguts es poden resumir en els següents punts:

- S'han obtingut imatges de corrent d'òxids verges i estressats. Els resultats han demostrat que l'àrea afectada per la degradació ( $S_0 \sim 300\text{-}600\text{nm}^2$ , depenent de la punta utilitzada) és quelcom superior a l'àrea dels spots febles en òxids verges ( $\sim 100\text{-}300\text{nm}^2$ ), suggerint una lleugera propagació lateral de la degradació cap a zones veïnes.
- En aplicar seqüències de rampes de tensió (RVS) en zones localitzades de l'òxid a fi d'avaluar la conducció de pre-ruptura, s'ha observat un desplaçament de les característiques I-V a camps alts o baixos (segons el gruix de l'òxid) que s'ha associat a fenòmens d'atrapament de càrrega o d'efecte túnel assistit per les trampes creades durant l'estrés. Aquests resultats són compatibles amb els obtinguts mitjançant les tècniques de caracterització estàndard, de manera que validen la capacitat del C-AFM a l'hora de caracteritzar la dinàmica de degradació a escala nanomètrica. Addicionalment, la reduïda grandària de l'àrea analitzada ha permès observar fluctuacions en la conductivitat de l'òxid (transitòries o estables), registrades en les corbes I-V com a pics de corrent o com a commutacions entre dos estats de conductivitat diferent. La seva amplitud en corrent i l'augment de la probabilitat d'aparició a mesura que l'estrés avança suggereixen que estan relacionades amb el procés de degradació (generació de defectes) i, més concretament, amb la captura/emissió d'electrons en les trampes creades durant l'estrés. Aquesta fenomenologia s'ha associat al soroll de pre-ruptura que precedeix l'esdeveniment BD.
- En aplicar estressos a tensió constant (CVS), s'han registrat RTS (Random Telegraph Signals) a la característica I-t. Una anàlisi temporal i freqüencial d'aquestes fluctuacions ha mostrat que són compatibles amb el soroll de pre-ruptura que precedeix la ruptura dielèctrica. Els CVS però, només permeten avaluar les transicions entre diferents estats a una determinada tensió. Per aquest motiu, també s'ha utilitzat un test alternatiu inicialment desenvolupat per altres autors per a analitzar el comportament de pre-ruptura a varies tensions. El test consisteix en aplicar una seqüència de RVS a partir de la qual s'obté la característica I-t en un rang de tensions. A més, en aplicar aquest test a escala nanomètrica, és possible obtenir experimentalment la característica I-V d'un spot quan es troba en els diferents estats de conducció de pre-ruptura. En analitzar aquestes corbes, s'ha observat que les característiques I-V obtingudes amb C-AFM durant l'estat de pre-ruptura de l'òxid mostren un comportament similar a aquelles registrades en memòries flash que presenten un corrent de fuites anòmal (ALC). Per tant, s'ha conclòs que (i), el soroll de pre-ruptura i l'ALC de les memòries flash poden realment tenir el mateix origen i (ii), el C-AFM pot ajudar a avaluar amb més detall (a banda de la degradació de l'òxid de porta) l'ALC, responsable en última instància de la fallada d'aquest tipus de memòries.

En segon lloc, la **post-ruptura** del  $\text{SiO}_2$  s'ha analitzat a escala nanomètrica. Mentre que les tècniques de caracterització estàndard només permeten estudiar l'spot de ruptura en la seva totalitat, amb C-AFM és possible estudiar per separat la conductivitat de l'àrea afectada i els efectes de propagació a spots veïns. La ruptura dielèctrica s'ha caracteritzat, en primer lloc, quan aquesta s'indueix amb la punta del C-AFM. L'aplicació d'estressos limitats (CLS) i no limitats (NLCS) en corrent ha permès avaluar quin és l'efecte del límit de corrent en les propietats elèctriques de post-ruptura. Els resultats obtinguts es poden resumir en els següents punts:

- La conductivitat de post-ruptura s'ha analitzat a partir de rampes de tensió aplicades en punts localitzats de l'òxid amb la punta del C-AFM. Cal remarcar que les característiques I-V així obtingudes permeten analitzar la conducció en el punt on inicialment s'ha desencadenat la ruptura dielèctrica. Els resultats mostren (a l'igual que amb les tècniques

de caracterització convencionals) nivells de corrent més elevats que els obtinguts en òxids verges i fluctuacions entre estats de conductivitat diferent. Per tant, evidencien de manera directa el caràcter extremadament local i reversible del fenomen de ruptura.

- L'efecte del límit de corrent en la conductivitat de post-ruptura s'ha avaluat a partir de les característiques I-V mesurades en àrees prèviament trencades mitjançant CLS i NLCS. Els resultats mostren una conductivitat superior i, per tant, una ruptura més severa quan aquesta s'indueix mitjançant estressos sense límit de corrent.
- En les imatges de topografia s'han observat canvis morfològics en les posicions on s'ha desencadenat l'esdeveniment BD. Un estudi més detallat però (mitjançant C-AFM i KPFM, *Kelvin Probe Force Microscope*), ha demostrat que no corresponen a canvis reals de la morfologia de l'òxid, sinó que són una conseqüència de les interaccions electrostàtiques que apareixen entre la punta i la càrrega induïda en la zona afectada durant el procés de ruptura (BINC). La quantitat de BINC (la qual s'ha relacionat amb el mal estructural que ha experimentat l'òxid durant l'esdeveniment BD) s'ha estimat a partir de les imatges de la diferència del potencial de contacte (CPD, obtingudes amb KPFM) i de les alçades de les protuberàncies registrades en les imatges topogràfiques (obtingudes amb C-AFM) i s'ha trobat que correspon a poques desenes d'electrons. Finalment, s'ha analitzat l'efecte del límit de corrent en el dany estructural utilitzant com a paràmetre la quantitat de BINC. Els resultats mostren una correlació entre el límit de corrent i el mal estructural induït en l'òxid: quant més gran és el límit de corrent, més gran és la quantitat de BINC i, per tant, el dany induït en la zona afectada.
- La propagació elèctrica del fenomen BD s'ha analitzat a partir de les imatges de corrent. Els resultats demostren que, tot i desencadenar-se en àrees molt petites ( $\sim 100\text{nm}^2$ ), la ruptura es propaga elèctricament a spots veïns. S'ha avaluat l'efecte de la severitat de la ruptura en l'àrea afectada, prenent com a paràmetre el nivell màxim de corrent que flueix a través de l'òxid en el moment en que aquesta es desencadena. S'ha observat que, quan l'òxid es sotmet a un CLS, la ruptura s'extén a àrees que, en promig, són un ordre de magnitud inferior ( $\sim 10^4\text{nm}^2$ ) a les registrades quan no s'aplica cap límit de corrent ( $\sim 10^5\text{nm}^2$ ). Malgrat això, seqüències d'imatges obtingudes en òxids trencats amb un CLS demostren que si l'àrea circumdant a l'spot de ruptura es continua estressant, l'àrea afectada per la ruptura ( $S_{BD}$ ) creix fins a assolir els valors obtinguts en NLCS. Aquests resultats suggereixen que la limitació en corrent evita que el canal conductor es desenvolupi completament, deixant l'òxid en una configuració metaestable en la qual romandrà fins que es canviïn les condicions d'estrés a les que està sotmès. A partir de tots aquests resultats, s'ha presentat una interpretació qualitativa del procés de ruptura dielèctrica que inclou els efectes del límit de corrent. Segons aquesta interpretació, l'increment inicial de corrent que es produeix en el moment de la ruptura determina l'àrea afectada per l'esdeveniment BD i la seva conducció de post-ruptura.
- S'ha analitzat la ruptura progressiva a escala nanomètrica. Els resultats evidencien d'una manera directa que l'augment progressiu de la conducció de l'spot de ruptura observat en tests macroscòpics a mesura que l'estrés avança és una conseqüència de l'augment tant de la seva conductivitat com de l'àrea afectada per la ruptura.
- S'han caracteritzat a escala nanomètrica spots de ruptura induïts en dispositius microelectrònics amb elèctrode metàl·lic. La similitud dels resultats (en quant a conducció de post-ruptura i àrea afectada,  $S_{BD}$ ) amb els obtinguts quan la ruptura es desencadena



amb la punta del C-AFM, demostra que aquests darrers experiments són realment representatius del que succeeix en estructures amb porta metàl·lica de grandària microelectrònica.

Per tant, com a conclusió final, s'ha demostrat que el C-AFM permet analitzar en detall el procés BD i l'efecte de les condicions d'estrés en la ruptura dielèctrica. D'altra banda, donat que permet avaluar la ruptura en dispositius microelectrònics, el C-AFM també pot resultar d'utilitat a l'hora d'analitzar l'impacte de l'esdeveniment BD en la seva funcionalitat. S'obre doncs, una via alternativa per a l'estudi dels mecanismes de fallada i del seu impacte en la fiabilitat dels dispositius, capaç de superar algunes de les limitacions de les tècniques de caracterització elèctrica estàndard.

## Referències.

- [Alam 00] M.A. Alam, J. Bude i A. Ghetti, Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), p. 21 (2000).
- [Alam 00b] M. A. Alam, B. E. Weir, P. J. Silverman, Y. Ma i D. Hwang, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 529 (2000).
- [Abusch-Magder 98] D. Abusch-Magder, D. Monroe, R. N. Kleiman, F. Capasso, M. Green, P. J. Silverman i B. E. Weir, 29<sup>th</sup> IEEE Semiconductor Interface Specialists Conference (1998).
- [Bersuker 02] G. Bersuker, A. Korokin, Y. Jeon i H. R. Huff, Appl. Phys. Lett., **80**, 832 (2002).
- [Binnig 82] G. Binnig, H. Rohrer, Ch. Gerber i E. Weibel, Phys. Rev. Lett., **49**, 57 (1982).
- [Binnig 86] G. Binnig, C. F. Quate i Ch. Gerber, Phys. Rev. Lett., **56**, 930 (1986).
- [Boer 01] E. A. Boer, L. D. Bell, M. L. Brongersma, H. A. Atwater, M. L. Ostraat i R. C. Flagan, Appl. Phys. Lett., **78(20)**, 3133 (2001).
- [Cartier 97] E. Cartier, Tutorial A, International Integrated Reliability Workshop, p.1-36 (1997).
- [Crupi 98] F. Crupi, R. Degraeve, G. Groeseneken, T. Nigam i H. E. Maes, IEEE Trans. Elec. Dev., **45(11)**, 2329 (1998).
- [Crupi 00] F. Crupi, B. Neri i S. Lombardo, IEEE Elec. Dev. Lett., **21(6)**, 319 (2000).
- [Daniel 97] E. S. Daniel, J. T. Jones, O. J. Marsh i T. C. McGill., J. Vac. Sci. Technol. B, **15(4)**, 1089 (1997).
- [Day 93] H. C. Day i D. R. Allee, Appl. Phys. Lett., **62(21)**, 2691 (1993).
- [Degraeve 98] R. Degraeve, G. Groeseneken, R. Bellens, J. L. Ogier, M. Depas, P. J. Roussel i H. E. Maes, IEEE Trans. Elec. Dev., **45(4)**, 904 (1998).
- [Degraeve 01] R. Degraeve, B. Kaczer, A. D. Keersgieter i G. Groeseneken, Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), p. 360 (2001).
- [Degraeve 01b] R. Degraeve, B. Kaczer, F. Schuler, M. Lorenzini, D. Wellekens, P. Hendrickx, J. Van Houdt, L. Haspeslagh, G. Tempel i G. Groeseneken, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 121 (2001).
- [Degraeve 01c] R. Degraeve, F. Schuler, M. Lorenzini, D. Wellekens, P. Hendrickx, J. Van Houdt, L. Haspeslagh, G. Groeseneken i G. Tempel, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 699 (2001).
- [Digital] Digital Instruments, <http://www.di.com>, 112 Robin Hill Road, Santa Barbara, California 93103 US.
- [DiMaria 93] D. J. DiMaria, E. Cartier i D. Arnold, J. Appl. Phys., **73(7)**, 3367 (1993).
- [DiMaria 95] D. J. DiMaria i E. Cartier, J. Appl. Phys., **78**, 3883 (1995).
- [DiMaria 97] D. J. DiMaria i J. H. Stathis, Appl. Phys. Lett., **71**, 3230 (1997).
- [Dumin 94] D. J. Dumin, J. R. Maddux, R. S. Scott i R. Subramoniam, IEEE Trans. Elec. Dev., **41**, 1570 (1994).
- [Ebersberger 96] B. Ebersberger, C. Boit, Benzinger i E. Günther, Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), p. 126 (1996).
- [Farmer 88] K. R. Farmer, R. Saletti i R. Buhrman, Appl. Phys. Lett., **52(20)**, 1749 (1988).

- [Farmer 89] K. Farmer i R. Buhrman, *Semicond. Sci. Technol.*, **4**, 1084 (1989).
- [Femto] <http://www.femto.de>
- [Fowler 28] R. H. Fowler i L. Nordheim, *Proc. Royal Soc. London, Ser. A* **119**, 173 (1928).
- [Gordon 95] A. E. Gordon, R.T. Fayfield, D. D. Litfin i T. K. Higman, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **13(6)**, 2805 (1995).
- [Groeseneken 97] G. Groeseneken, R. Degraeve, J. D. Blauwe, P. J. Roussel, M. Depas i H. E. Maes, *Electrochem. Proc.*, **97-10**, p. 3 (1997).
- [Henson 99] W. Kirklen Henson, N. Yang i J. J. Wortman, *IEEE Elec. Dev. Lett.*, **20(12)**, 605 (1999).
- [Hmi] <http://www.hmi.de>
- [Hong 99] J. W. Hong, S. M. Shin, C. J. Kang, Y. Kuk i Z. G. Khim, *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 1760 (1999).
- [Hu 99] C. Hu i Q. Lu, *Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, p. 47 (1999).
- [Jahan 91] C. Jahan, S. Bruyère, G. Ghibaud, E. Vicent i K. Barla, *Microelectronics Reliability*, **39**, 791 (1991).
- [Kaczer 96] B. Kaczer, Z. Meng i J. P. Plez, *Phys. Rev. Lett.* **77**, 91 (1996).
- [Kaczer 02] B. Kaczer, R. Degraeve, M. Rasras, K. Van de Mierop, P. J. Rousell i G. Groeseneken, *IEEE Trans. Elect. Dev.*, **49(3)**, 500 (2002).
- [Kang 99] C. J. Kang, G. H. Buh, S. Lee, C. K. Kim, K. M. Mang, C. Im i Y. Kuk, *Appl. Phys. Lett.*, **74(13)**, 1815 (1999).
- [Keithley] Keithley, *Low Level Measurements*, 5<sup>ena</sup> edició.
- [Kirton 89] M. J. Kirton, i M. J. Uren, *Advances in Physics*, **38(4)**, 367 (1989).
- [Koch 87] R.H. Koch i R.J. Hamers, *Surf. Sci.*, **181**, 333 (1987).
- [Lantz 98] M. A. Lantz, S. J. O'Shea i M. E. Welland, *Rev. Sci. Instrum.*, **69**, 1757 (1998).
- [Lee 94] S. Lee, B. Cho, J. Kim i S. Choi, *International Electron Devices Meeting (IEDM)*, p. 605, (1994).
- [Lenahan 01] P. M. Lenahan, J. J. Mele, J. P. Campbell, A. Y. Kang, R. K. Lowry, D. Woodbury, S. T. Liu, i W. Wimer, *Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, p. 150 (2001).
- [Lenzinger 69] M. Lenzinger i E. H. Snow, *J. Appl. Phys.*, **40(1)**, 278 (1969).
- [Linder 00] B. P. Linder, J. H. Stathis, R. A. Wachnick, E. Wu, S. A. Cohen, A. Ray i A. Vayshenker, *Symp. on VLSI Technol. Dig.*, p. 214 (2000).
- [Linder 02] B. P. Linder, S. Lombardo, J. H. Stathis, A. Vayshen i D. J. Frank, *IEEE Elec. Dev. Lett.*, **23(11)**, 661 (2002).
- [Loenen 90] E. J. Van Loenen, D. Dijkkamp, A. J. Hoeven, J.M. Lensinck i J. Dieleman, *Appl. Phys. Lett.*, **56**, 1755 (1990).
- [Lombardo 99] S. Lombardo, A. La Magna, C. Spinella, C. Gerardi i F. Crupi, *J. Appl. Phys.*, **86(11)**, 6382 (1999).
- [Lombardo 01] S. Lombardo, *Microelect. Eng.*, **59**, 33 (2001).
- [Martin 89] Y. Martin, C. C. Williams i Wickramasinghe, *J. Appl. Phys.*, **6**, 4723 (1989).
- [McPherson 98] J. McPherson, V. Reddy, K. Banerjee i H. Le, *International Electron Devices Meeting (IEDM)*, p. 171 (1998).
- [Miranda 98] E. Miranda, J. Suñé, R. Rodríguez, M. Nafria i X. Aymerich, *Appl. Phys. Lett.*, **73(4)**, 490 (1998).
- [Miranda 99] E. Miranda, *Tesi doctoral*, Universitat Autònoma de Barcelona (1999).

- [Miranda 00] E. Miranda, J. Suñé, R. Rodriguez, M. Nafria, X. Aymerich, L. Fonseca i F. Campabadal, *IEEE Trans. Elec. Devices.*, **47(1)**, 82 (2000).
- [Modelli 01] A. Modelli, F. Gilardoni, D. Ielmini i A. S. Spinelli, *Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, p. 61 (2001).
- [Monsieur 01] F. Monsieur, E. Vincent, G. Pananakakis i G. Ghibaudo, *Microelectronics Reliability* **41**, 1035 (2001).
- [Monsieur 02] F. Monsieur, E. Vincent, D. Roy, S. Bruyere, J. C. Vildeuil, G. Pananakakis i G. Ghibaudo, *Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, p. 45 (2002).
- [Murrell 93] M. P. Murrell, M. E. Welland, S. J. O'Shea, T. M. H. Wong, J. R. Barnes i A. W. McKinnon, *Appl. Phys. Lett.*, **62(7)**, 786 (1993).
- [Nafria 93] M. Nafria, J. Suñé i X. Aymerich, *J. Appl. Phys.*, **73(1)**, 205 (1993).
- [Nafria 96] M. Nafria, J. Suñé, D. Yélamos i X. Aymerich, *IEEE Trans. Elec. Devices*, **43(12)**, p. 2215 (1996).
- [Nanosensors] <http://www.nanosensors.com>.
- [Nanotec] <http://www.nanotec.es>.
- [Neri 87] B. Neri, P. Olivo i B. Riccò, *Appl. Phys. Lett.*, **18**, 2167 (1987).
- [Niedermann 96] Ph. Niedermann, W. Hänni, N. Blanc, R. Christoph i J. Burger, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **14**, 1233 (1996).
- [Niedermann 98] Ph. Niedermann, W. Hänni, D. Morel, A. Perret, N. Skinner, P. -F. Indermühle, N. F. de Rooij i P. -A. Buffat, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process*, **66**, 31 (1998).
- [Nissan-Cohen 86] Y. Nissan-Cohen, J. Shappir i D. Frohmann-Bentchkowsky, *J. Appl. Phys.*, **58**, 2024 (1986).
- [Olbrich 98] A. Olbrich, B. Ebersberger i C. Boit, *Appl. Phys. Lett.*, **73(21)**, 3114 (1998).
- [Olbrich 98b] A. Olbrich, B. Ebersberger i C. Boit, *Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, p. 163 (1998).
- [Olbrich 99] A. Olbrich, B. Ebersberger, C. Boit, J. Vancea, H. Hoffmann, *Microelectronics Reliability*, **39**, 941 (1999).
- [Olbrich 99b] A. Olbrich, B. Ebersberger, C. Boit, Ph. Niedermann, W. Hänni, J. Vancea i H. Hoffmann, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **17(4)**, 1570 (1999).
- [Olbrich 99c] A. Olbrich, *Tesi Doctoral. Universitat de Regensburg* (1999).
- [Olivo 88] P. Olivo, T. N. Nguyen i B. Riccò, *IEEE Trans. Elec. Dev.*, **20**, 2259 (1988).
- [Okada 94] K. Okada, S. Kawasaki i Y. Hifofuji, *Proc. Solid State Device and Materials*, p. 565 (1994).
- [Okada 01] K. Okada, *International Electron Devices Meeting (IEDM)*, p. 707 (2001).
- [Okandan 96] M. Okandan, S. J. Fonash i O. O. Awadelkarim, *IEEE Elec. Dev.*, **17(8)**, 388 (1996).
- [O'Shea 95] S. J. O'Shea, R. M. Atta, M. P. Murrell i M. E. Welland, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **13(5)**, 1945 (1995).
- [O'Shea 95b] S. O'Shea, R. Atta i M. Welland, *Rev. Sci. Instrum.*, **66**, 2508 (1995).
- [Pantisano 01] L. Pantisano i K. P. Cheung, *IEEE Elec. Dev. Lett.*, **22(12)**, 585 (2001).
- [Pérez-Murano 95] F. Pérez-Murano, G. Abadal, N. Barniol, X. Aymerich, J. Servat, P. Gorostiza i F. Sanz, *J. Appl. Phys.*, **78(11)**, 6797 (1995).
- [Pierret 90] Robert F. Pierret, *Field Effect Devices, Volume IV, Modular Series on Solid State Devices*, Addison-Wesley Publishing company, 1990.

- [Pompl 99] T. Pompl, H. Wurzer, M. Kerber, R. C. W. Wilkins i I. Eisele, Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), p. 82 (1999).
- [Porti 00] M. Porti, Treball d'investigació de Tercer Cicle en Ciències dels Materials, Universitat Autònoma de Barcelona (2000).
- [Ralls 84] K.S. Ralls, W.J. Skocpol, L.D. Jackel, R.E. Howard, L.A. Fetter, R.W. Epworth i D.M. Tennant, Phys. Rev. Lett., **52(3)**, p. 228 (1984).
- [Rodríguez 96] R. Rodríguez, Treball d'investigació de Tercer cicle d'Enginyeria Electrònica, Universitat Autònoma de Barcelona (1996).
- [Rodríguez 98] R. Rodríguez, M. Nafria, J. Suñé i X. Aymerich, IEEE Trans. Elec. Dev., **45**, 881 (1998).
- [Rodríguez 00] R. Rodríguez, Tesi doctoral, Universitat Autònoma de Barcelona (2000).
- [Rodríguez 00b] R. Rodríguez, M. Nafria, E. Miranda, J. Suñé i X. Aymerich, IEEE Trans. Elec. Dev., **47(11)**, 2138 (2000).
- [Rodríguez 02] R. Rodríguez, J.H. Stathis, B.P. Linder, S. Kowalczyk, C.T. Chuang, R.V. Joshi, G. Northrop, K. Berstein, A.J. Bhavnagarwala i S. Lombardo, IEEE Trans. Elec. Dev., **23(9)**, 559 (2002).
- [Ruskell 96] T. G. Ruskell, R. K. Workman, D. Chen i D. Sarid, Appl. Phys. Lett., **68(1)**, 93 (1996).
- [Sarid 91] D. Sarid i V. Elings, J. Vac. Sci. Technol.B., **9(2)**, 431 (1991).
- [Schenk 97] A. Schenk i G. Heiser, J. Appl. Phys., **81**, 7900 (1997).
- [Schuegraf 94] K. F. Schuegraf i C. Hu, IEEE Trans. Elec. Dev., **41**, 761 (1994).
- [Simmons 63] J. G. Simmons, J. Appl. Phys., **34**, 1793 (1963).
- [Simmons 63b] J. G. Simmons, J. Appl. Phys., **34**, 2581 (1963).
- [Sommerhalter 99] Ch. Sommerhalter, Th. W. Matthes, Th. Glatzel, A. Jäger-Waldau i M. Ch. Lux-Steiner, Appl. Phys. Lett. **75**, 286 (1999).
- [Snauwaert 96] J. Snauwaert, N. Blanc, P. DeWolf, W. Vandervorst i L. Hellemann, J. Vac. Sci. Technol. B, **14**, 1513 (1996).
- [Streetman 00] B. G. Streetman i Banerjee, "Solid State Electronic Devices", Prentice Hall, New Jersey, 5<sup>th</sup> Edition (2000).
- [Suehle 97] J.S. Suehle i P. Chaparala, IEEE Trans. Elect. Devices, **44**, 801 (1997)
- [Suñe 89] J. Suñé, I. Placencia, N. Barniol, E. Farrés, F. Martín i X. Aymerich, Phys. Stat. Sol., (a), **111**, 675 (1989).
- [Suñe 90] J. Suñé, I. Placencia, N. Barniol, E. Farrés, F. Martín i X. Aymerich, Thin Solid Films, **185**, 347 (1990).
- [Suñe 98] J. Suñé, E. Miranda, M. Nafria i X. Aymerich, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 191 (1998).
- [Suñe 00] J. Suñé i E. Miranda, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 533 (2000).
- [Stathis 99] J. H. Stathis, J. Appl. Phys., **86(10)**, 5757 (1999).
- [Stathis 02] J. H. Stathis, IBM J. Res & Dev., **46(2/3)**, 265 (2002).
- [Takagi 99] S. Takagi, N. Yasuda i A. Toriumi, IEEE Trans. Elec. Dev., **46**, 335 (1999).
- [Tiedje 90] T. Tiedje i A. Brown, J. Appl. Phys., **68(2)**, 649 (1990).
- [Tomiye 98] H. Tomiye i T. Yao, Appl. Phys. A, **S 431** (1998).
- [Tsai 97] V. Tsai, X. -S. Wang i E. D. Williams, Appl. Phys. Lett., **71**, 1495 (1997).
- [Watanabe 98] H. Watanabe, K. Fujita i M. Ichikawa, Appl. Phys. Lett. **72(16)**, 1987 (1998).

- [Watanabe 99] H. Watanabe i T. Baba, J. Appl. Phys., **85(9)**, 6704 (1999).
- [Watanabe 00] H. Watanabe i T. Baba, J. Appl. Phys. **87(1)**, 44 (2000).
- [Weaver 91] J. M. R. Weaver i D. W. Abraham, J. Vac. Sci. Technol. B **9**, 1559 (1991)
- [Weir 97] B. E. Weir, P. J. Silverman, D. Monroe, K. S. Krisch, M. A. Alam, G. B. Alers, T. W. Sorsch, G. L. Timp, F. Baumann, C. T. Liu, Y. Ma i D. Hwang, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 73 (1997).
- [Welland 86] M.E. Welland i R.H. Koch, Appl. Phys. Lett., **48**, 724 (1986).
- [Wen 97] H. J. Wen i R. Ludeke, J. Vac. Sci. Technol. B, **15**, 1080 (1997).
- [Wienberg 82] Z. A. Wienberg i J. Appl. Phys. **53(7)**, 5052 (1982).
- [Wolters 86] D. R. Wolters i J.F. Verwey, *Breakdown and wear-out phenomena in SiO<sub>2</sub> films*, pp. 315-362 a "Instabilities in Silicon devices", editat per G. Barbottin i A. Vapaille, Elsevier Science Publishers. North-Holland (1986).
- [Wu 98] E. Wu, E. Nowak, J. Aitken, W. Abadeer, L. K. Han i S. Lo, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 187 (1998).
- [Wu 99] J. Wu, R. F. Register i E. Rosenbaum, Proceedings of the IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS), p. 389 (1999).
- [Wu 00] E. Y. Wu, J. Aitken, E. Nowak, A. Vayshenken, P. Varekamp, G. Hueckel, J. McKenna, D. Harmon, L.-K. Han, C. Montrose i R. Dufresne, International Electron Devices Meeting (IEDM), p. 541 (2000).
- [Yasue 97] T. Yasue, Y. Yoshida, H. Koyama, T. Kato i T. Nishioka, J. Vac. Sci. Technol. B, **15(6)**, 1884 (1997).
- [Zhong 93] Q. Zhong, D. Inniss, K. Kjoller i V. B. Elings, Surface Science Letters **290**, L688 (1993).

# Annex.

## Acrònims utilitzats en aquesta tesi.

$A_{\text{eff}}$ :	Àrea efectiva d'emissió de corrent.
AFM:	Microscopia de Forces Atòmiques, de l'anglès, <i>Atomic Force Microscopy</i> .
ALC:	De l'anglès, <i>Anomalous Leakage Current</i> .
BD:	Ruptura dielèctrica, de l'anglès, <i>Breakdown</i> .
BEEM:	De l'anglès, <i>Ballistic Electron Emission Microscopy</i> .
BINC:	De l'anglès, <i>Breakdown Induced Negative Charge</i> .
C-AFM:	De l'anglès, <i>Conducting Atomic Force Microscopy</i> .
CCS:	De l'anglès, <i>Constant Current Stress</i> .
CLS:	Estrés limitat en corrent, de l'anglès, <i>Current Limit Stress</i> .
CPD:	De l'anglès, <i>Contact Potential Difference</i> .
CVS:	Estrés a tensió constant, de l'anglès, <i>Constant Voltage Stress</i> .
$E_{\text{BD}}$ :	Camp elèctric de ruptura.
FN:	Fowler-Nordheim.
HBD:	Ruptura forta, de l'anglès, <i>Hard Breakdown</i> .
$I_{\text{FN}}$ :	Intensitat Fowler-Norheim.
I-t:	Característica corrent-temps.
I-V:	Característica corrent-tensió.
KPFM:	De l'anglès, <i>Kelvin Probe Force Microscope</i> .
MOS:	Metall-Òxid-Semiconductor.
MOSFET:	Transistor d'Efecte de Camp.
$N_{\text{bd}}$ :	Densitat crítica de defectes.
NLCS:	Estrés no limitat en corrent, de l'anglès, <i>Non-Limited Current Stress</i> .
PBD:	Ruptura Progressiva, de l'anglès, <i>Progressive Breakdown</i> .
PSD:	Densitat Espectral de Potència, de l'anglès, <i>Power Spectral Density</i> .
$Q_{\text{BD}}$ :	Càrrega de ruptura.
RTS:	De l'anglès, <i>Random Telegraph Signal</i> .
RVS:	De l'anglès, <i>Ramped Voltage Stress</i> .
SBD:	De l'anglès, <i>Soft-Breakdown</i> .
SCM:	De l'anglès, <i>Scanning Capacitance Microscopy</i> .
SEM:	De l'anglès, <i>Scanning Electron Microscopy</i> .
SILC:	De l'anglès, <i>Stress Induced Leakage Current</i> .
SPM:	De l'anglès, <i>Scanning Probe Microscope</i> .
STM:	De l'anglès, <i>Scanning Tunnelling Microscope</i> .
$t_{\text{BD}}$ :	Temps de ruptura.
$t_{\text{eff}}$ :	Gruix elèctric o efectiu.
TEM:	De l'anglès, <i>Transmission Electron Microscopy</i> .
$t_{\text{ox}}$ :	Gruix de l'òxid.
$V_{\text{BD}}$ :	Tensió de ruptura.
$V_{\text{G}}$ :	Tensió de porta.

# **Articles.**



- Article A: Feasibility of the electrical characterization of single SiO<sub>2</sub> breakdown spots using C-AFM.**  
M. Porti, R. Rodríguez, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Journal of non-crystalline solids, Vol. 280/1-3, pp. 138-142 (2001).
- Article B: Pre- and post-breakdown switching behaviour in ultrathin SiO<sub>2</sub> layers detected by C-AFM.**  
M. Porti, X. Blasco, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Nanotechnology, Vol. 12, pp. 164-167 (2001).
- Article C: Nanometer-scale electrical characterization of stressed ultrathin SiO<sub>2</sub> films using conducting atomic force microscopy.**  
M. Porti, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Appl. Phys. Lett., Vol. 78/26, pp. 4181-4183 (2001).
- Article D: Propagation of the SiO<sub>2</sub> breakdown event on MOS structures observed with conductive atomic force microscopy.**  
M. Porti, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Microelectronic Engineering, Vol. 59/1-4, pp. 265-269 (2001).
- Article E: Electrical characterization of stressed and broken down SiO<sub>2</sub> films at a nanometer scale using a conductive atomic force microscope.**  
M. Porti, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Journal of Applied Physics, Vol. 91(4), pp. 2071-2079 (2002).
- Article F: Post-breakdown electrical characterization of ultrathin SiO<sub>2</sub> films with conductive atomic force microscopy.**  
M. Porti, M. Nafría, X. Aymerich, A. Olbrich i B. Ebersberger.  
Nanotechnology, Vol. 13, pp. 388-391 (2002).
- Article G: Breakdown-induced negative charge in ultrathin SiO<sub>2</sub> films measured by atomic force microscopy.**  
M. Porti, M. Nafría, M. C. Blüm, X. Aymerich i S. Sadewasser.  
Appl. Phys. Lett., Vol. 81/19, pp. 3615-3617 (2002).
- Article H: Imaging breakdown spots in SiO<sub>2</sub> films and MOS devices with a Conductive Atomic Force Microscope.**  
M. Porti, M. C. Blüm, M. Nafría i X. Aymerich.  
Acceptat per a publicació a IEEE Transactions on Device and Materials Reliability.
- Article I: Atomic Force Microscope topographical artifacts after the dielectric breakdown of ultrathin SiO<sub>2</sub> films.**  
M. Porti, M. Nafría, M. C. Blüm, X. Aymerich i S. Sadewasser.  
Acceptat per a publicació a Surface Science.
- Article J: Current limit stresses of SiO<sub>2</sub> gate oxides with Conductive Atomic Force Microscope.**  
M. Porti, M. Nafría i X. Aymerich.  
Enviat per a la seva publicació a IEEE Transactions on Electron Devices.
- Article K: Pre-breakdown noise in SiO<sub>2</sub> gate oxides observed with Conductive Atomic Force Microscope.**  
M. Porti, S. Meli, M. Nafría i X. Aymerich.  
Enviat per a la seva publicació a Microelectronics Reliability.