

## EIGENSCHAPPEN VAN AMALGAAM

W. P. F. A. M. OMLOO

Uit het laboratorium voor  
Materia Technica van de  
rijksuniversiteit te Groningen.  
Hoofd: Prof. Dr. J. Arends.

## 1. Inleiding

Amalgaam is een verbinding van kwik met andere metalen. Het zilver-tin amalgaam is het meest gebruikte materiaal in de tandheelkunde.

Reeds in 1826 werd in Frankrijk melding gemaakt van een zilver-kwik pasta, die voor tandheelkundige toepassingen gebruikt kon worden, terwijl hij in 1833 in de V.S. werd geïntroduceerd.

De samenstelling van de tegenwoordig gebruikte amalgaamsorten wordt weergegeven door de American Dental Association Specification (A.D.A.S.)<sup>1</sup>.

In tabel 1 zijn enige waarden gegeven.

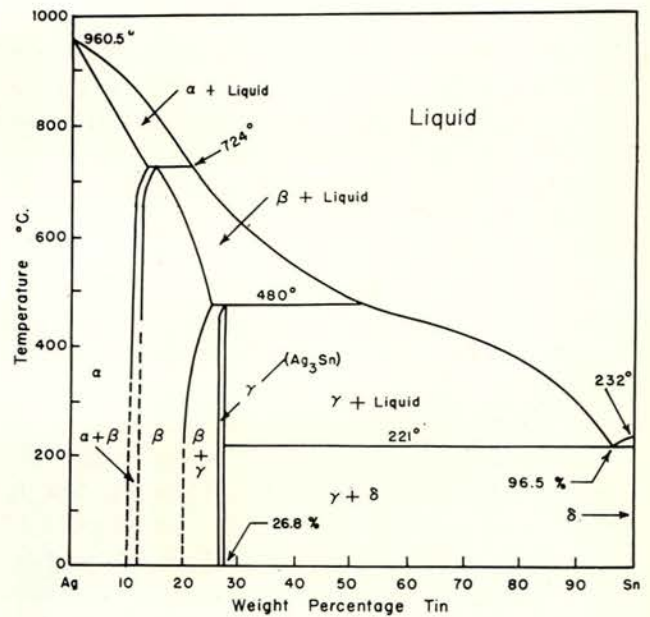
Bij het aanmaken van amalgaam wordt kwik gemengd met een zilverlegering, die tin en eventueel koper en zink bevat. Vers aangemaakt amalgaam is zeer kneedbaar en kan dientengevolge goed in de caviteit worden gebracht, waar het verhardt.

## 2. Effect van de in amalgaam aanwezig zijnde metalen op de eigenschappen van amalgaam

De belangrijkste fase van de zinklegering is  $Ag_3Sn$ . Het fasendiagram van  $Ag_3Sn$  is in fig. 1 weergegeven.

Het hier van belang zijnde gebied, is het gebied waar de  $\gamma$ -fase optreedt, nl. beneden  $480^\circ C$  bij een tin-inhoud van  $\sim 26$  tot  $\sim 28\%$ . Tenzij anders vermeld, zijn steeds gewichtsprocenten bedoeld. De  $\gamma$ -fase is een intermetallische fase met samenstelling  $Ag_3Sn$ .

In het vervolg zal steeds met amalgaam het conventionele amalgaam bedoeld zijn, tenzij anders vermeld. Het effect van de metalen op de mechanische eigenschappen<sup>3</sup> van amalgaam is in tabel 2 weergegeven.

Fig. 1. Zilver-tin fasendiagram<sup>2</sup>.

Tabel 1. Samenstellingen van zilverlegering.

METAAL	GEMIDDELD %	VARIATIEGRENEN % *	SPECIFICATIE NO. 1.
ZILVER	69.4	66.7 - 74.5	MIN. 65
TIN	26.2	25.3 - 27.0	MAX. 29
KOPER	3.6	0.0 - 6.0	MAX. 6
ZINK	0.8	0.0 - 1.9	MAX. 3

\* gewichts %

Tabel 2. Invloed van de metalen op de mechanische eigenschappen van het amalgaam.

METAAL	EXPANSIE	VLOEI	DRUKSTERKTE
ZILVER	+	-	+
TIN	-	+	-
KOPER	+	-	+
ZINK	- (?)	+ (?)	- (?)
KWIK	+	+	-

+ = vermeerderd

- = vermindert

+ = geen duidelijke invloed

? = bepaling onzeker

In tabel 2 staat aangegeven dat zilver de druksterkte vermeerderd en de vloeï vermindert. Een te kleine zilver-inhoud (of een te grote tin-inhoud) kan een contractie in plaats van een expansie geven. Het verminderen van de vloeï en het verhogen van de druksterkte zijn zeer gunstige eigenschappen. Toch houdt dit niet in, dat onbepaalde hoeveelheden zilver gebruikt kunnen worden, aangezien een te hoog zilverpercentage (> 70 %) een te grote verhardingsexpansie geeft.

Tin heeft een nadelige invloed op de mechanische eigenschappen van amalgaam (verkleining van de expansie, vermindering van de druksterkte, vergroting van de vloeï). Toch is tin onmisbaar, vanwege zijn grote affiniteit ten opzichte van kwik, waardoor de aanmaaktijd van het amalgaam binnen toepasbare grenzen komt<sup>4, 30</sup>.

Het koper kan het zilver ten dele vervangen in de  $\gamma$ -fase onder vorming van  $Cu_3Sn$ . Te veel koper vermeerderd echter de neiging tot verkleuring. Zink is meestal aanwezig vanwege het feit, dat het bij de fabricage van de zilver-tin-koper verbinding een beschermende werking heeft t.a.v. de oxydatie van deze verbinding. De invloed van zink op de eigenschappen van amalgaam is nog niet duidelijk bepaald. Tot dusverre zijn geen voordelen te voorschijn gekomen. Een ernstig nadeel van zink is het veroorzaken van secundaire expansie (zie verder).

Soms zijn elementen als goud, platina en palladium toegevoegd in sporen hoeveelheden. Hun aanwezigheid biedt geen uitgesproken voordelen. Dikwijls wordt gesteld dat ze een kleinere verkleuring geven en dat in het geval van goud, de sterkte en de hardheid zal toenemen.

Het kwik dient voor het aanmaken. Het moet goed in contact komen met de  $Ag_3Sn$  deeltjes, aangezien an-

ders de kans op een onvolledige reactie groot is. Het contact tussen het kwik en de deeltjes kan worden uitgedrukt in een contacthoek, die gerekend van het vaste oppervlak zo klein mogelijk dient te zijn.

3. De eigenlijke reactie bij het aanmaken van amalgaam  
Zodra het kwik in contact komt met de  $Ag_3Sn$  deeltjes, begint de eigenlijke reactie, waarbij uiteindelijk twee nieuwe fasen worden gevormd, te weten de kwik-zilver ( $\gamma_1$ ) en de kwik-tin fase ( $\gamma_2$ ). Deze reactie gaat gepaard met een volumeverandering; de verschillende stadia zijn in fig. 2 weergegeven.

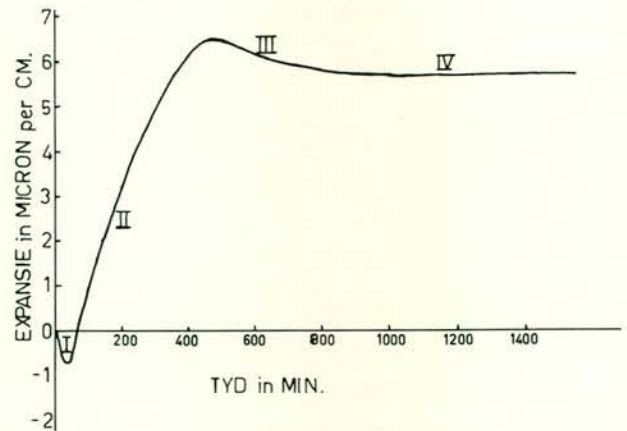


Fig. 2. Dimensieveranderingen tijdens de verhardingsreactie van amalgaam.

I. Contractie; kwik vormt met het  $Ag_3Sn$  een oplossing, hetgeen een volumevermindering met zich meebrengt.

II. Expansie; er worden twee nieuwe fasen gevormd.



Fig. 3.  $Ag_3Sn$  deeltjes, conventioneel\*) (Novalgam).

De totale reactie kan als volgt worden weergegeven:  
 $Ag_3Sn + Hg \rightarrow Ag-Hg\text{-fase} (\gamma_1) + Sn-Hg\text{-fase} (\gamma_2) + \text{ongereageerd } Ag_3Sn$ .

Meestal wordt aangenomen, dat de samenstelling van de  $\gamma_1$ -fase  $Ag_2Hg_3$  is<sup>5</sup>, alhoewel ook andere formules zoals  $Ag_3Hg_4$ ,  $Ag_4Hg_5$  en  $Ag_5Hg_8$  worden genoemd<sup>6, 7</sup>. Fairhurst e.a.<sup>8</sup> vonden een b.c.c.-rooster met een parameterwaarde van 10 Å. Voor de  $\gamma_2$ -fase werd een hexagonaal rooster gevonden<sup>9</sup> met roosterparameters  $a = 3.206$  Å en  $c = 2.992$  Å. Voor de oorspronkelijke deeltjes werd een orthorombische cel gevonden<sup>8, 9</sup> met parameters  $a = 2.995$  Å,  $b = 5.159$  Å en  $c =$

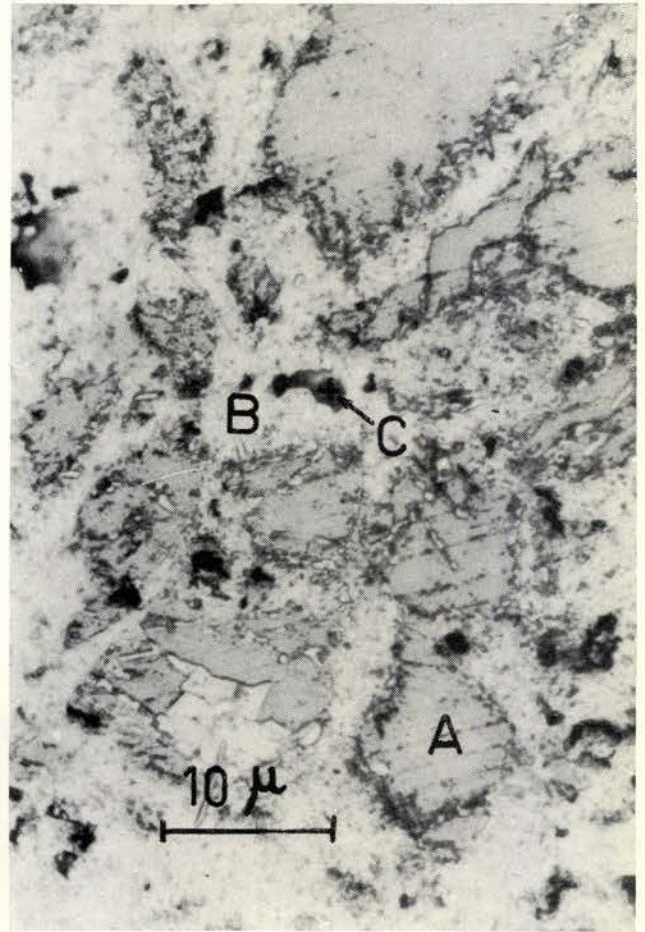


Fig. 4. Structuur van het verharde conventioneel amalgaam\*) (Novalgam). A: ongereageerd  $Ag_3Sn$ ; B:  $\gamma_1$ -fase; C:  $\gamma_2$ -fase.

4.781 Å. Er ontstaan  $\gamma_1$  en  $\gamma_2$  kristalletjes, die elkaar wegduwen. Dit wegduwen wordt gezien als oorzaak van expansie.

Wanneer oude amalgaamrestauraties röntgenografisch worden onderzocht<sup>9</sup> vertonen deze naast het lijnenpatroon van de genoemde fasen nog een aantal andere lijnen, waarover echter nog geen duidelijkheid bestaat.

III. Het groeien van de  $\gamma_1$ - en  $\gamma_2$ -fase is ongeveer beëindigd, terwijl wel nog kwik in  $Ag_3Sn$  oplost, hetgeen een kleine contractie veroorzaakt.

IV. Einde van de dimensieverandering.

De uiteindelijke expansie is waarschijnlijk gunstig. Er zal een betere adaptatie tussen de caviteitwand en het amalgaam ontstaan; daarnaast komt de expansie van het amalgaam tegemoet aan het bezwaar, dat het amalgaam een tweemaal zo grote thermische uitzettingscoëf-

\*) De foto's van fig. 3 en 4 zijn gemaakt in het laboratorium voor Materia Technica te Groningen, met een Leitz-Wezlar, Metalloplan, Grossfeld-Metallmikroskop en een Leica M4 camera.

Als etsmiddel werd een oplossing van KCN en  $J_2$  in water gebruikt (2 gram KCN, 1 gram  $J_2$  in 25 ml gedestilleerd water).

ficiënt heeft als dentine. Door de verhardingsexpansie drukt het amalgaam tegen de caviteitwand aan en wekt een zekere veerkracht op. Bij afkoeling zal de veerkracht in het tandweefsel de caviteitwand tegen het sterker krimpend amalgaam blijven aandrukken. Volgens de moderne visie is expansie *niet* strikt noodzakelijk. Wanneer een contractie optreedt van enkele  $\mu/cm$ , zou dit te tolereren zijn, zoals bij sferisch amalgaam (zie 7). De A.D.A.S. <sup>11</sup> bepalen dat de dimensieverandering tijdens het verharden een toename moet zijn, niet kleiner dan nul en niet groter dan 20  $\mu/cm$ , indien gemeten wordt op de door A.D.A.S. aangegeven wijze (omgeving 37°C, cylindertje van 10 mm lengte en 5 mm  $\phi$ , beginmeting na 15 minuten, eindmeting na 24 uur).

*Vertraagde expansie*

Indien zinkhoudend amalgaam gebruikt wordt, dient absoluut vochtvrij gewerkt te worden. Men mag het amalgaam dus niet met de handen aanraken, contact met speeksel dient vermeden te worden, de caviteit moet geheel drooggelegd zijn. Immers het in het verharde amalgaam ingesloten vocht doet een galvanisch element ontstaan tussen het sterk elektropositieve zink en de meer elektronegatieve andere legeringscomponenten (Ag, Hg en Sn). Hierdoor ontstaat waterstof, waarbij gasdrukken van 100 à 150 atmosfeer geen uitzondering vormen. Dit leidt tot vertraagde expansie, waardoor eventueel schilfervorming optreedt aan het oppervlak, hetgeen de weerstand tegen corrosie weer verlaagt.

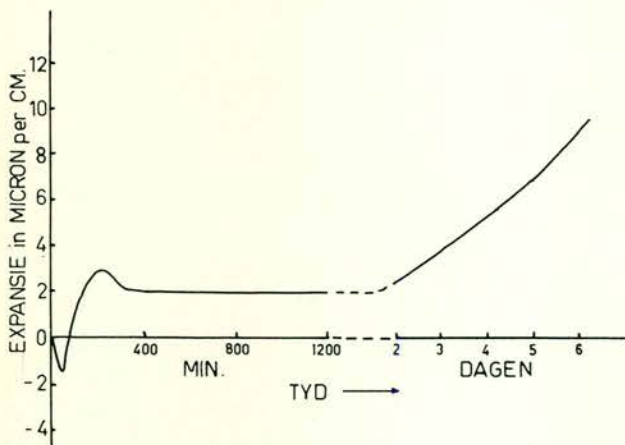


Fig. 5. Vertraagde expansie van een amalgaam.

4. Enige factoren, welke de dimensieveranderingen van het amalgaam beïnvloeden

A. Aanmaken

Het effect van de aanmaaktijd is in fig. 6 algemeen aangegeven.

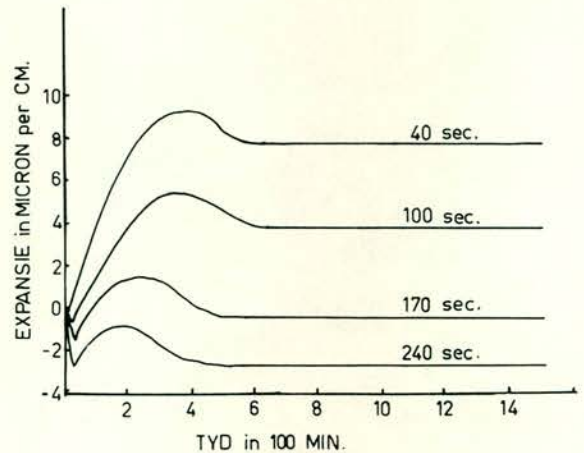


Fig. 6. Invloed van de aanmaaktijd op de dimensieveranderingen tijdens het verharden van amalgaam.

Uit de figuur volgt, dat bij langer aanmaken de eindexpansie kleiner en de begincontractie groter wordt. De begincontractie zal bij langer aanmaken groter zijn, aangezien het kwik beter in contact kan komen met de  $Ag_3Sn$  deeltjes, waardoor de kwik-diffusie in de deeltjes wellicht beter verloopt. De reactie, het vormen van de  $\gamma_1$ - en de  $\gamma_2$ -fase, zal meteen optreden bij het bevochtigen van de deeltjes door het kwik. Bij langer aanmaken zal een zeer aanzienlijk deel van de  $\gamma_1$  en  $\gamma_2$  kristallen reeds gevormd worden tijdens het aanmaken. Een expansie gedurende deze periode zal niet effectief zijn in het veroorzaken van expansie na condensatie, met als gevolg dat de waargenomen expansie kleiner zal zijn naarmate langer aangemaakt wordt. Het feit dat de maxima van de curves van fig. 6 eerder komen bij langer aanmaken, is eveneens te wijten aan het groter aantal kristalliatiekernen, dat bij langer aanmaken ontstaat.

B. Effect van de legering-kwik verhouding

Gesteld kan worden, dat een grotere hoeveelheid kwik een grotere expansie veroorzaakt<sup>29</sup>.

C. Condensatiedruk

In fig. 7 is het effect van de condensatiedruk weerge-

geven. Ook hier is de oorzaak te vinden in de vorming van  $\gamma_1$  en  $\gamma_2$  kristalletjes. Als de condensatiedruk toeneemt, zal het kwik als het ware uit de amalgaam geperst worden, waardoor het oplossen van kwik in  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  minder goed gaat, hetgeen een kleinere begincontractie veroorzaakt; ook zullen minder  $\gamma_1$  en  $\gamma_2$  kristalletjes gevormd worden, ten gevolge waarvan de eindexpansie kleiner wordt<sup>11</sup>.

#### D. Deeltjesgrootte

De deeltjesgrootte is een zeer belangrijke variabele. Het gaat niet zozeer om het volume van de deeltjes<sup>12</sup>, als wel om het oppervlak. In het algemeen zal het totale oppervlak per volume-eenheid toenemen als men de deeltjes kleiner maakt.

In figuur 8 is de invloed van de grootte van de  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  korrels op de dimensieveranderingen tijdens het verharden weergegeven. Hieruit volgt, dat de begincontractie bij kleinere deeltjes groter en de eindexpansie kleiner is.

Een amalgaam dat kleinere deeltjes bevat hoeft minder lang aangemaakt te worden dan een amalgaam met grotere deeltjes, om dezelfde eindexpansie te verkrijgen, aangezien er al een kleinere eindexpansie zal optreden ten gevolge van de kleinere deeltjes. Evenzo kan in het geval van kleinere deeltjes met lagere condensatiedrukken volstaan worden.

De sterkte van het amalgaam wordt eveneens bepaald door de genoemde factoren. Immers er ontstaat steeds een reactiematrix van  $\gamma_1$ - en  $\gamma_2$ -fasen, waarin ongereageerde deeltjes  $\text{Ag}_3\text{Sn}$  opgesloten zitten. De hardheid van de  $\gamma_1$ - en  $\gamma_2$ -fase is aanzienlijk kleiner dan de hardheid van de ongereageerde deeltjes<sup>13</sup>. Van dit laatste maakt men ook gebruik bij het zichtbaar maken van de macrostructuur van amalgaam. De zachtste fase (zeer waarschijnlijk  $\gamma_2$ ) zal door een etsmiddel (b.v. KCN en  $\text{J}_2$ ) het snelst worden weggeëtsd en op een microscopfoto het donkerste zijn. Hoe groter de volumefractie van de ongereageerde deeltjes, die in de vrij zwakke matrix van reactie-producten zit, des te sterker zal het amalgaam zijn.

Als de condensatiedruk toeneemt, zal evenals bij toenemende aanmaaktijd de sterkte van het amalgaam toenemen. Wellicht is de meest belangrijke factor voor de sterkte van het amalgaam de legering-kwik verhouding. Een overmaat aan kwik reduceert de sterkte aanzienlijk.

De druksterkte ( $\pm 45.000$  psi) is bij amalgaam veel hoger dan de treksterkte ( $\pm 10.000$  psi); de verhouding tussen druk- en treksterkte is nog steeds die, welke karakteristiek is voor een bros materiaal.

De druksterkte ( $\pm 45.000$  psi) is bij amalgaam veel hoger dan de treksterkte ( $\pm 10.000$  psi); de verhouding tussen druk- en treksterkte is nog steeds die, welke karakteristiek is voor een bros materiaal.

#### 5. Vloei

Men verstaat hieronder de afname van de lengte, wanneer een amalgaamrestauratie gedurende lange tijd onder een constante druk wordt gezet. De A.D.A.S. no. 1<sup>1</sup> schrijft voor, dat een staafje amalgaam (8 mm lang, diameter 4 mm) bij 37°C drie uur na het aanmaken gedurende 21 uur belast dient te worden met een druk van 105 kg/mm<sup>2</sup>. De lengtevermindering mag niet groter zijn dan 4 %. Een klinisch nadeel van deze vloe-

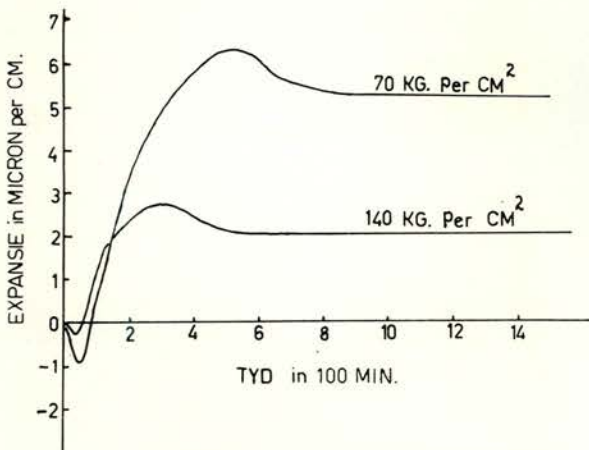


Fig. 7. Invloed van de condensatiedruk op de dimensieveranderingen tijdens het verharden van een amalgaam.

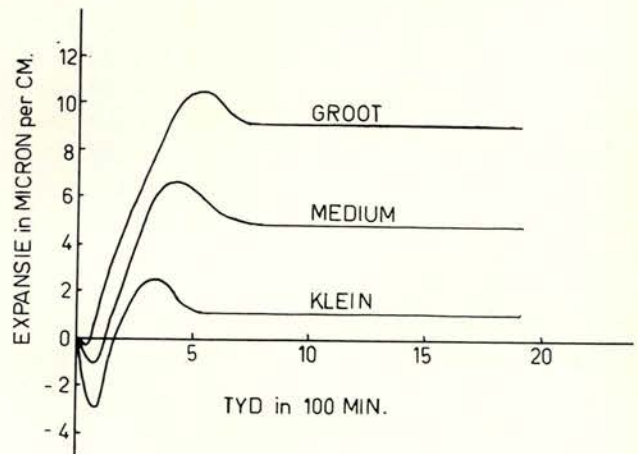


Fig. 8. Invloed van de deeltjesgrootte op de dimensieveranderingen tijdens het verharden van een amalgaam.

eigenschap is dat een amalgaamvulling op den duur over de randen van de caviteit kan vloeien, hetgeen een „overhangende” vulling veroorzaakt.

De vloeï kan nauwelijks vermeden worden. Een kleinere hoeveelheid kwik zal de vloeï in het algemeen verminderen; een snel verhard amalgaam zal tijdens de eerste uren de vloeï ook verminderen ten opzichte van een langzaam verhard amalgaam. De vloeï-eigenschappen van amalgaam zijn zo complex, dat een aparte beschouwing hiervan op zijn plaats lijkt. Elders zal hierop verder worden ingegaan.

### 6. Corrosie

Het is algemeen bekend, dat tandheelkundige restauraties corrosie vertonen. In het geval van verkleuring is dit meestal te wijten aan het bedekken van de stof met een laagje sulfiden ((Hg, Ag)S). Daarnaast ontstaat corrosie door breuk en elektrolytische dissociatie.

Het verharde amalgaam bevat vaak inhomogeniteiten ten gevolge van de verschillende fasen, die verschillende elektrodepotentialen hebben en daardoor een corrosiecel vormen met speeksel als elektrolyt.

De homogeniteit van het materiaal zal dus een belangrijke factor zijn. Door juist aanmaken en condenseren zal de homogeniteit toenemen. Eveneens wordt de homogeniteit en de weerstand tegen corrosie vergroot door polijsten. Een homogeen gepolijste laag heeft een grote weerstand tegen corrosie. De laag zal in het algemeen wel verkleuring gaan vertonen. Het polijsten, dat eigenlijk pas na 24 uur mag gebeuren, is dus evengoed een variabele als het aanmaken.

Vele auteurs<sup>3, 11</sup> bevelen polijsten dan ook aan 24 uur nadat de caviteit gevuld is. (In de praktijk zal dit nagenoeg nooit gebeuren.) De verhardingsreactie is dan in essentie beëindigd. Anderen tonen aan, dat<sup>34, 35, 36</sup> bruneren onmiddellijk na het vullen ook effectief is en resulteert in een glad oppervlak, waardoor de corrosieweerstand wordt vergroot.

Enige microscopopnamen<sup>36</sup> (zowel met een gewone microscoop als met een „scanning electron microscope”) zijn gemaakt door Hayashi e.a. De gladheid van de randen van een doorsnee zijn bekeken, nadat een vulling was behandeld op diverse wijzen. Gebruikt werd „non-zinc, Shofu Alloy”, conventioneel en sferisch. Foto's tonen aan dat de randen van onmiddellijk gesneden vullingen zeer ruw zijn, van gesneden, maar gebruneerde glad en van na 24 uur gepolijste vullingen nog iets gladder. Er was geen verschil tussen het conventioneel en het sferisch amalgaam, wat betreft dit gedrag.

Ook secundaire expansie is een van de factoren, die corrosie kunnen veroorzaken. Als bij Zn-houdend amalgaam het waterstofgas ontsnapt, zullen er schilfers ontstaan, waardoor inhomogeniteiten in het oppervlak komen. Twee verschillende metalen (of legeringen) in de mond zullen via het speeksel eveneens een galvanische cel kunnen vormen<sup>27</sup>. Wanneer ze niet met elkaar in contact zijn, is de weerstand over het algemeen te hoog om nog een merkbaar stroompje te veroorzaken<sup>14</sup>. Komen de materialen wel met elkaar in contact, dan zal een aanzienlijk stroompje kunnen ontstaan, welk het grootst is bij een goud-amalgaam contact, maar ook bij een amalgaam-amalgaam contact zal een merkbaar effect optreden.

Corrosie treedt vooral op langs de randen van de restauratie en langs de breukvlakken. Het is gebleken, dat vooral de  $\gamma_2$ -fase wordt aangetast, terwijl de  $\gamma_1$ -nauwelijks en de  $\gamma$ -fase geheel niet corrodeert<sup>15</sup>; wel wordt de  $\gamma$ -fase omgezet.

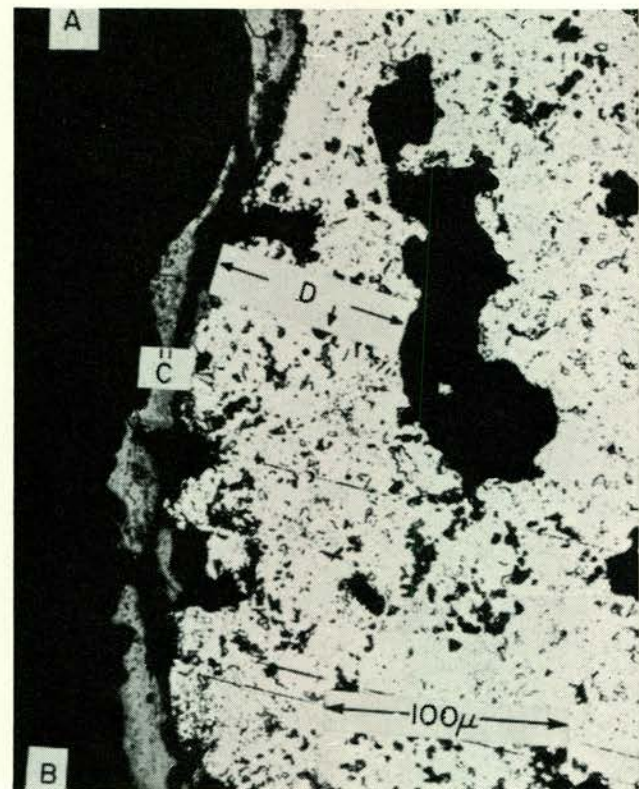


Fig. 9. Doorsnede van een amalgaamrestauratie in een geëxtraheerd element, A, B is resp. glazuur, dentine; lichtgrijze corrosieproducten (C) hebben zich afgezet tegen de caviteitwand. Donkergrijze corrosieproducten (D), ten dele tegen de wand, ten dele via gebieden, die reeds verbonden waren ( $\gamma_2$  en poreusiteit)<sup>31</sup>.



Fig. 10.  $Ag_3Sn$ -deeltjes, sferisch\*) (Shofu-non-zinc).

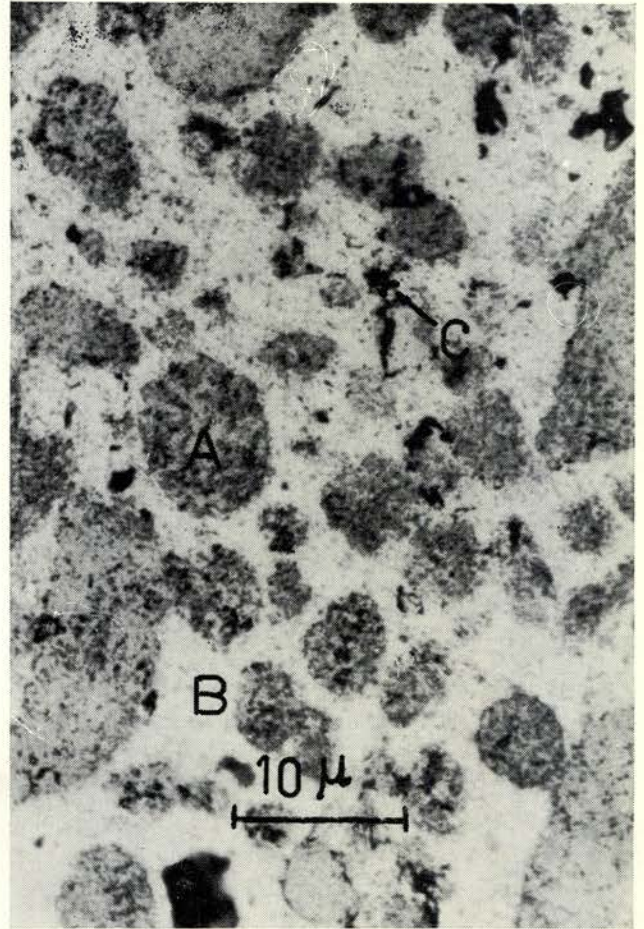


Fig. 11. Structuur van het verharde, sferische amalgaam\*) (Shofu-non-zinc). A: ongereageerd  $Ag_3Sn$ ; B:  $\gamma_1$ -fase; C:  $\gamma_2$ -fase.

Er treedt langs de wand van de restauratie (zie fig. 9) een omzetting op van de  $\gamma_2$ -fase in  $\beta-SnO_2$  en  $Sn_2S_3$ . Het kwik zal daardoor naar binnen trekken en gaat reageren met de  $\gamma$ -fase. Er ontstaat dan weer een  $\gamma_2$ - en een  $\gamma_1$ -fase<sup>16</sup>. Men treft in de buitenste laag dus minder deeltjes van de  $\gamma$ -fase aan, wel van de  $\gamma_1$ -fase, maar deze zijn redelijk bestendig tegen corrosie. De  $\gamma_2$ -fase en de tin-rijke delen zijn dus meer corrosief. Europees amalgaam bevat over het algemeen meer tin dan Amerikaans amalgaam en zal dus meer  $\gamma_2$ -fase

\*) De foto's van fig. 10 en 11 zijn gemaakt in het laboratorium voor Materia Technica te Groningen, met een Leitz-Wezlar, Metalloplan, Grossfeld-Metallmikroskop en een Leica M4 camera.

Als etsmiddel werd een oplossing van KCN en  $J_2$  in water gebruikt (2 gram KCN, 1 gram  $J_2$  in 25 ml gedestilleerd water).

vormen, dus meer corroderen. Daarentegen zijn andere mechanische eigenschappen van Europees amalgaam superieur aan die van Amerikaans amalgaam<sup>31</sup>.

Een tweede soort corrosie kan vermoeidheidsbreuk genoemd worden, welke waarschijnlijk door het bovengenoemde versneld wordt; het plant zich voort via de  $\gamma_2$ -fase<sup>17</sup>.

### 7. Sferisch amalgaam

In 1961 slaagde Probst e.d.<sup>37</sup> erin om een sferisch amalgaam te bereiden. De interesse in sferisch amalgaam neemt de laatste jaren sterk toe. Bij het sferisch amalgaam bestaat de legering ( $Ag_3Sn$ ) uit kleine bolletjes (fig. 10) met meestal een diameter tussen 4 tot  $40\mu$ . De chemische kant van de optredende reactie bij het samenvoegen van kwik is dezelfde als in het geval van conventioneel amalgaam<sup>19</sup> (fig. 10 en 11).

Het conventionele amalgaam wordt verkregen door van een gegoten blok legering stukjes af te vijlen; het sferisch amalgaam door versproeien van de smelt. Bekend is, dat deeltjes van het sferisch amalgaam een groot volume en een klein oppervlak hebben ten opzichte van het conventionele, welk laatste door zijn onregelmatige, fijngewreven vorm een essentieel groter oppervlak hebben<sup>33</sup>.

Taylor<sup>18</sup> e.a. vonden onder meer dat bij sferisch amalgaam grotere deeltjes een toename van de verhardingsexpansie gaven, en een vermindering van de overblijvende hoeveelheid kwik. De deeltjesgrootte had nauwelijks invloed op de eigenschappen, wel op de sterkte; deeltjes tussen 15 en 30  $\mu$   $\phi$  gaven de maximale sterkte. Deeltjes van sferisch amalgaam hebben, zoals reeds gezegd, een kleiner oppervlak per volume-eenheid dan deeltjes van conventioneel amalgaam en vereisen dientengevolge minder kwik ter volledige bevochtiging.

Het sferisch amalgaam, samengedrukt onder een kleine condensatiedruk, heeft dezelfde sterkte als het conventionele amalgaam, samengedrukt onder grotere condensatiedrukken<sup>20, 21</sup>. Deze conclusie kan van praktisch voordeel zijn, vooral als men deze eigenschap beschouwt ten aanzien van corrosieweerstand. Het sferisch amalgaam toont geen duidelijk verschil in corrosieweerstand bij condensatiedrukken tussen 10 en 60 kg/cm<sup>2</sup>; bij het conventionele amalgaam wordt de weerstand tegen corrosie kleiner met toenemende condensatiedruk<sup>22</sup>. Het voordeel van sferisch amalgaam ten opzichte van het conventionele is, dat het sferisch amalgaam met veel kleinere condensatiedrukken kan worden aangemaakt dan het conventionele, terwijl toch een goede sterkte en een hoge weerstand tegen corrosie wordt verkregen. Daarnaast lijkt een betere pakking op te treden, hetgeen geconcludeerd kan worden uit „Scanning Electron Microscope” onderzoekingen<sup>32</sup>, en een snellere verharding; de binding tussen ongereageerde korrels en de matrix bij sferisch amalgaam lijkt beter dan bij conventioneel amalgaam. In Japan wordt thans door 85 % van de tandartsen regelmatig sferisch amalgaam gebruikt.

Het sferische amalgaam heeft vaak een kleine contractie (1 $\mu$  per cm). Deze dimensieverandering blijkt, alhoewel in strijd met de specificaties geen klinische nadelen op te leveren<sup>28</sup>.

### 8. Gallium legeringen

Het materiaal gallium heeft enige unieke eigenschappen. Het expandeert tijdens het stollen en heeft de nei-

ging om de meeste metaaloppervlakken goed te bevochtigen. Het smeltpunt van het metaal is laag (29.78°C). Gemengd met een weinig tin ( $\pm 11$  %) vormt het een eutecticum welk, bij kamertemperatuur vloeibaar is en als mogelijke vervanger van kwik kan dienen.

Een aantal gallium-tin-metaal legeringen zijn onderzocht op basis van hun mechanische en fysische eigenschappen, welke over het algemeen voordelen boden boven de kwik-amalgaam legeringen. Geen van deze legeringen is echter biologisch en klinisch voldoende onderzocht<sup>23, 24, 25</sup>.

Onlangs is een gallium-palladium-tin legering gevonden<sup>26</sup>, die veelbelovende mechanische en fysische eigenschappen bezit in verband met het gebruik als restauratie materiaal. Zo zijn bijvoorbeeld sterkte, weerstand tegen vloeï, bevochtigingsgraad met de tandstructuur enz. zeer gunstig in vergelijking met het conventionele amalgaam. Onderzoek betreffende de klinische eigenschappen dient nog te worden verricht.

Gaarne wil ik Prof. Dr. J. Arends, Drs. G. J. Flim en de heer J. Schuthof dank zeggen voor de stimulerende discussies tijdens de bewerking van dit artikel.

#### Samenvatting:

Op grond van een literatuurstudie en enige eigen waarnemingen is een overzicht van eigenschappen van tandheelkundig amalgaam samengesteld. Het verband tussen de chemische samenstelling en de eigenschappen van amalgaam is besproken; de verhardingsreactie is weergegeven. Aanmaken, legering-kwik verhouding, condensatiedruk, deeltjesgrootte van de oorspronkelijke zilverlegering beïnvloeden de uiteindelijke dimensieveranderingen van het amalgaam.

Speciale aandacht is besteed aan corrosie. Naast het conventionele is het sferische amalgaam besproken. Enige andere legeringen, welke als mogelijke vervanger van kwik kunnen optreden, zijn genoemd.

#### Summary:

Title: Properties of amalgam.

On the basis of the present knowledge of dental amalgam some properties are reviewed. The relation between chemical composition and properties of the amalgam is given; the setting mechanism is summarized.

Factors, which are of influence on the dimensional changes of the dental amalgam, such as trituration, alloy-mercury ratio, condensation pressure and alloy particle size, are discussed.

Special attention is given to corrosive problems. Some comparative data are given between conventional and spherical amalgam. Furthermore, some gallium alloys with possible applications in restorative dentistry, are mentioned.

#### Literatuur:

1. Guide to Dental Materials, 4th edition, American Dental Association (1968-1969).



2. Murphy, A. J. (1926): J. Inst. Metals 35: 107.
3. Peyton, F. A. (1968): Restorative dental materials. 3rd edition. The C. V. Mosby Co.
4. Tekenbroek, J. N.: Tandheelkundige materiaalkennis. Deel II. G. J. & D. Tholen, Utrecht.
5. Rijge, G., Fairhurst, C. W., Fisher, C. H. (1961): Internat. D. J. 11: 181.
6. Murphy, A. G., Preston, G. D. (1931): J. Inst. Metals 46: 507.
7. Gayler, M. L. V. (1937): J. Inst. Metals. 60: 379.
8. Fairhurst, C. W., Cohen, J. B.: Crystallography of dental amalgam. Abstracted I.A.D.R. Reprinted abstract.
9. Pihl, C. E., Beasley, W. M. (1968): J. Dent. Res. 47: 418.
10. Schoonover, J. C., Souder, W., Beall, J. R. (1942): J.A.D.A. 29: 1852.
11. Skinner, E. W., Phillips, R. W. (1969): The science of dental materials. 6th edition. W. B. Saunders Company.
12. Crowell, W. S., Phillips, R. W. (1951): J. Dent. Res. 30: 845.
13. Greener, E. H., Yang, J. K., Grant, A. A., Meshii, M. (1968): Aust. Dent. J. 13: 363.
14. Farrell, J. H. (1958): Brit. Dent. J. 104: 128.
15. Johnson, L. B., Lawless, K. R. (1968): J. Dent. Res. 47: 1194.
16. Jorgensen, K. D. (1965): Acta Odont. Scand. 23: 347.
17. Wilkinson, E., Haack, D. (1958): J. Dent. Res. 37: 136.
18. Taylor, D. F., Burnham, J. B. (1967): I.A.D.R. Annual meeting.
19. Wing, G., Rijge, G. (1965): J. Dent. Res. 44: 1325.
20. Nagai, K., Ohashi, M., Habu, H. (1968): J. Nihon Univ. Sch. Dent. 10: 1.
21. Koran, N., Asgar, K. (1967): J.A.D.A. 75: 912.
22. Nagai, N., Masayoshi, O. (1967): J. Nihon Univ. Sch. Dent. 9: 143.
23. Smith, D. L., Caul, H. J. (1956): J.A.D.A. 53: 315.
24. Smith, D. L., Caul, H. J., Sweeney, W. T. (1956): J.A.D.A. 53: 667.
25. Waterstrat, R. M., Longton, R. W. (1964): Publ. Hth. Repts. 79: 638.
26. Waterstrat, R. M. (1969): J.A.D.A. 78: 536.
27. Mueller, H. J., Greener, E. H., Crimmins, D. S. (1968): J. Biomed. Mater. Res. 2: 95.
28. Nagai, K., Ohashi, M., Miyazu, H. (1966): J. Nihon Univ. Sch. Dent. 8: 149.
29. Anderson, J. N. (1969): Brit. Dent. J. 1: 313.
30. Gruber, R. G., Skinner, E. W., Greener, E. H. (1967): J. Dent. Res. 46: 497.
31. Mateer, R. S., Reitz, D. (1970): J. Dent. Res. 49: 399.
32. Suftin, L. V., O'Gilvie, R. E. (1970): J. Dent. Res. 49: 1011.
33. Viohl, J. von (1968): D.Z.Z. 23: 1432.
34. Fusayama, T., Hosada, H., Hayashi, K., Okuda, K., Matono, R. (1967): J. Dent. Res. 46: 1019.
35. Charbeneau, G. T. (1965): J. Mich. Dent. Ass. 47: 320.
36. Fusayama, T., Hayashi, K. (1970): J. Dent. Res. 49: 733.
37. Probst, R. L., Karp, P. I., Sayre, C. H., Beebe, A. R. (1961): U.S. Patent No. 2,968,062, Januari 17.

Adres: Dr. W. P. F. A. M. Omloo,  
Antillenstraat 11-13,  
Groningen.

## UITEN VOOR DE PRAKTIJK

*Uit de afdeling Tandheelkundige Röntgenologie  
van de Katholieke Universiteit te Nijmegen.  
Hoofd: A. C. M. van de Poel.*

### „EEN NIEUWE WANDARM”

A. C. M. VAN DE POEL

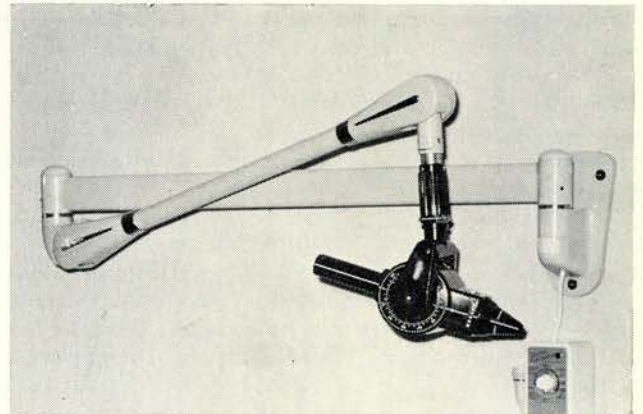
Bij het inrichten van een praktijkkamer voor zittend werken zal men momenteel – ten einde deze ruimte zo ruim, rustig en eenvoudig mogelijk te houden – het liefst géén of anders een zo eenvoudig en compact mogelijke unit opstellen.

Waarmee dan tevens het probleem ontstaat hoe nu het röntgenapparaat moet worden opgehangen, want dit type units zijn hiervoor over het algemeen niet geschikt.

Het werkt het prettigst wanneer de patiënt voor een aanvullende röntgenfoto (bijv. een lengtebepaling) tijdens de behandeling in de stoel kan blijven zitten. Ook het pla-fondstatief is, afgezien nog van het feit dat deze oplossing

weinig fraai is, hiervoor niet te gebruiken. Om het toestel goed te kunnen hanteren moet het betrekkelijk laag worden opgehangen met als gevolg dat het in en uit de stoel stappen er ernstig door wordt bemoeilijkt.

Een oplossing zou kunnen zijn het röntgenapparaat aan de wand achter het hoofdeinde van de behandelstoel te monteren, maar hier zal men veelal weer een kastenwand



De eenvoudige arm van Philips N.V.