



INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY
UNITED NATIONS EDUCATIONAL, SCIENTIFIC AND CULTURAL ORGANIZATION



INTERNATIONAL CENTRE FOR THEORETICAL PHYSICS
34100 TRIESTE (ITALY) - P.O. B. 589 - MIRAMARE - STRADA COSTIERA 11 - TELEPHONE: 2240-1
CABLE: CENTRATOM - TELEX 490892 - I

H4.SMR/193 - 52

"COLLOQUE INTERNATIONAL SUR LA SCIENCE DES MATERIAUX POUR L'ENERGIE".
(26 août - 11 septembre 1986).

"LES FILIERES DE CELLULES PHOTOVOLTAIQUES ALTERNATIVES
A LA FILIERE SILICIUM".

Michel Cadene
Université des Sciences et Techniques
du Languedoc
G.D.P.C. (U.A. CNRS 233)
Place Eugène Bataillon
34060 Montpellier, France

Ces notes de recherche provisoires, sont destinées aux participants. Eventuellement, d'autres copies seront disponibles au bureau 231.

L'industrie photovoltaïque n'arrive pas à s'unifier. Des usines importantes disparaissent, telles SOLAR POWER et PHOTOWATT aux USA, d'autres se regroupent comme Photowatt International et Plénum Photon en France. La production de 6 MWatts en 1983 du plus grand producteur américain de silicium monocristallin ARCO SOLAR diminue. La production des USA de 13 MWatts en 1983 diminue à 11,7 MW en 1984. Aucun nouveau fabricant n'apparaît. La production de la Communauté Européenne stagne autour de 3 MW par an. Seul le Japon annonce une production en croissance spectaculaire de 5 à 9 MW sur un an, ceci grâce à un développement foudroyant d'une nouvelle filière, en s'appuyant pendant de nombreuses années, celle du silicium amorphe hydrogéné.

Pourquoi cette stagnation ? Certainement des raisons économiques liées à la diminution actuelle du prix des énergies fossiles classiques, mais surtout des raisons scientifiques et technologiques peuvent fournir une explication. Malgré les efforts financiers importants consentis, le rendement des cellules au silicium pour applications terrestres en 1985, voisin de 12% (cellules) et de 10% (panneaux), est le même que celui des cellules pour utilisation spatiale fabriquées il y a plus de 20 ans. Evidemment les prix ne sont pas les mêmes, mais l'abaissement des coûts résultent essentiellement d'une rationalisation industrielle liée au développement du marché photovoltaïque.

L'avènement du silicium polycristallin n'a pas apporté d'abaissement substantiel des prix, compte tenu d'un rendement plus faible et du problème de la purification et du sciage des plaquettes qui subsistent pour ce matériau.

Le silicium "qualité solaire" n'est pas encore bien défini, et les cellules fabriquées avec ce matériau, de moindre rendement, en sont encore au stade des recherches de laboratoires. Enfin la faible absorptivité du matériau de "gap" indirect implique l'utilisation, dans la structure optique classique actuelle, d'une épaisseur de matériau de 300 à 500 μ m.

Sur le plan économique, il apparaît que dans le domaine des puissances utiles inférieures à 100 watts, le rendement peut rester de l'ordre de 9 à 10%, le coût de système est supérieur à celui des panneaux; pour des puissances utiles supérieures à 1000 watts, dignes de bus, il faudra utiliser des modules plus à haut rendement, de l'ordre de 15%, et avec un rendement cellule de 18% et une grande stabilité. De nouveaux concepts, mis en œuvre dans les réalisations de laboratoires, devront donc enfin être appliqués par l'industrie, pour réaliser ces cellules évidemment beaucoup plus complexes, et ceci avec des coûts d'élaboration raisonnables. Le marché photovoltaïque terrestre pourra alors se développer à grande échelle.

Ces nouveaux concepts, amélioration du matériau de base photosensible, amélioration du système optique complet qui est la cellule, doivent tendre "à fermer le gap" qui existe entre rendement expérimental et rendement théorique. Ils sont aussi valables pour la filière silicium que pour les filières alternatives actuelles dont nous allons maintenant parler.

① Facteurs intervenant dans le choix d'un matériau photovoltaïque

I.1 Il importera de bien connaître le matériau de base quant à :

a) ses propriétés physiques-chimiques

- structure ordonnée (système cristallographique, paramètre de maille, coefficients de dilatation et de cisaillement), ou désordonnée (micro-structure)
- Homogénéité de composition, écart à la stoechiométrie
- Stabilité

b) ses propriétés liées à la structure de bande

- Gap direct ou indirect. Gap de mobilité (mat. amorphe)
- États diloculins - Densité d'états localisés
→ absorptivité dans le spectre visible
- Densité de porteurs intrinsèques
→ absorptivité en proche et moyen infrarouge

c) ses propriétés électro-optiques

- Aptitude au dopage p ou n
- Mobilité des porteurs minoritaires. Durée de vie
- Longueur de diffusion (mat. mono ou polycristallin), longueur de collecte fonction du champ électrique (mat. amorphe).
- Photoconductivité et stabilité des propriétés sous illumination.

d) ses caractéristiques économiques

- disponibilité du matériau de base

- méthodes d'obtention et de purification
- techniques de fabrication des jonctions et des cellules

I.2. Il importera de choisir la structure de conversion la mieux adaptée au matériau.

Unijonction (2 niveaux) : la jonction a un rendement théorique limite de 20 à 25%

Multijonction (multiniveaux) : mise en série de jonctions réalisées avec différents matériaux. Rendement théorique limite de 30 à 40% (liée au)

⇒ Homojonction ou Hétérojonction P-N = meilleure structure.

I.3. Adaptation des matériaux au spectre solaire dans le cas d'une structure unijonction

La figure 1 donne l'absorption optique de quelques matériaux semi-conducteurs bien adaptés au spectre solaire.

Une cellule unijonction (utilisant un seul matériau) utilise seulement une fraction du spectre (Fig. 2). De ce fait et du fait d'une mauvaise collection des paires électrons-trous photocréées, le rendement d'une telle cellule est limité à 25% pour un matériau dont le gap serait de l'ordre de 1,4 à 1,5 eV. (Tableau 1, Fig. 3).

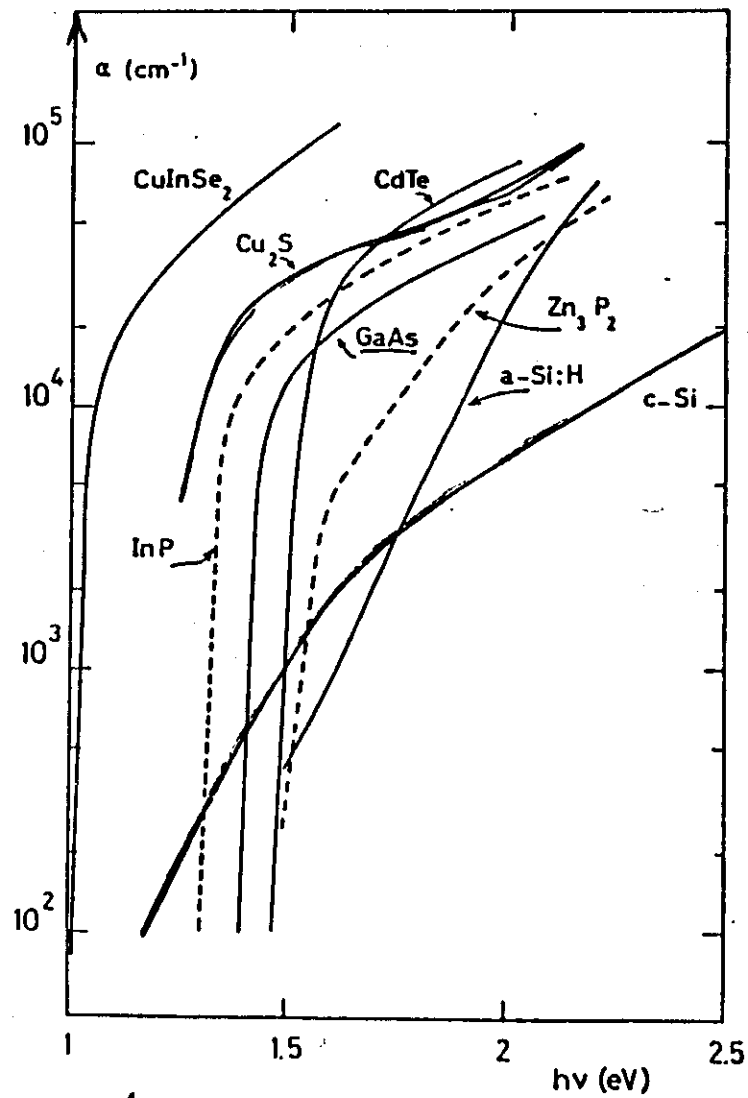


Fig. 1. Absorption Optique de différents matériaux semi-conducteurs.

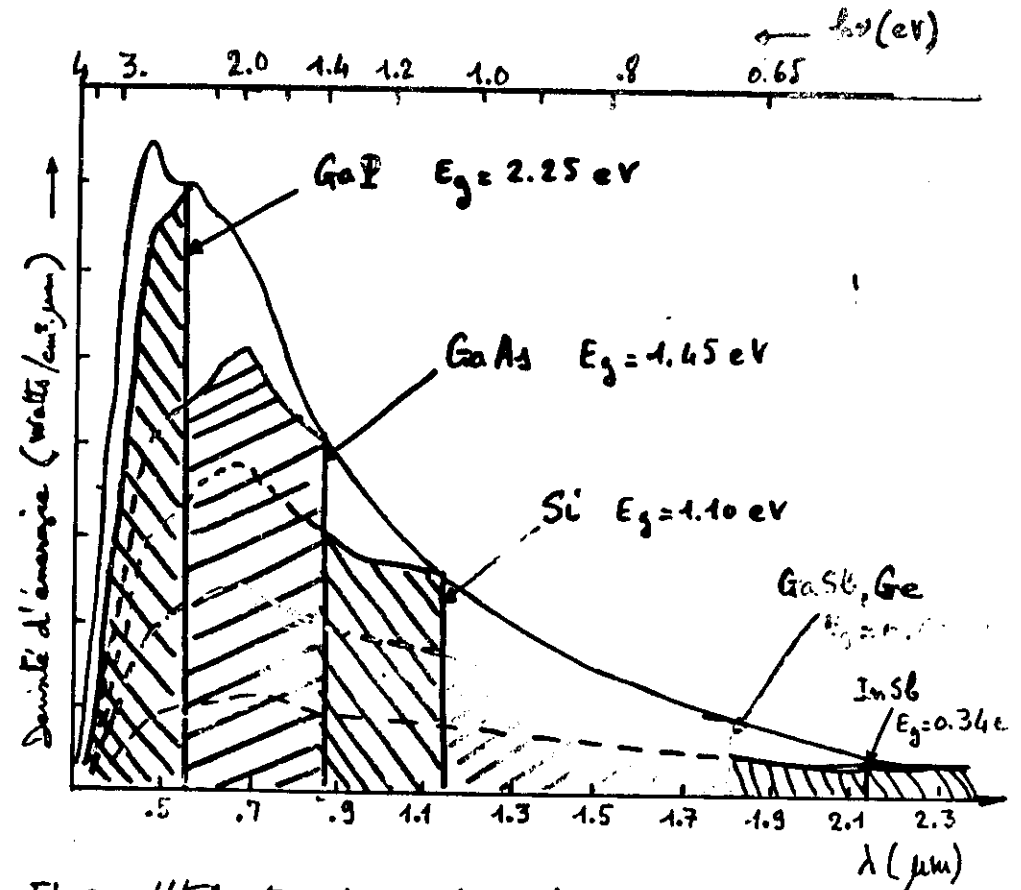
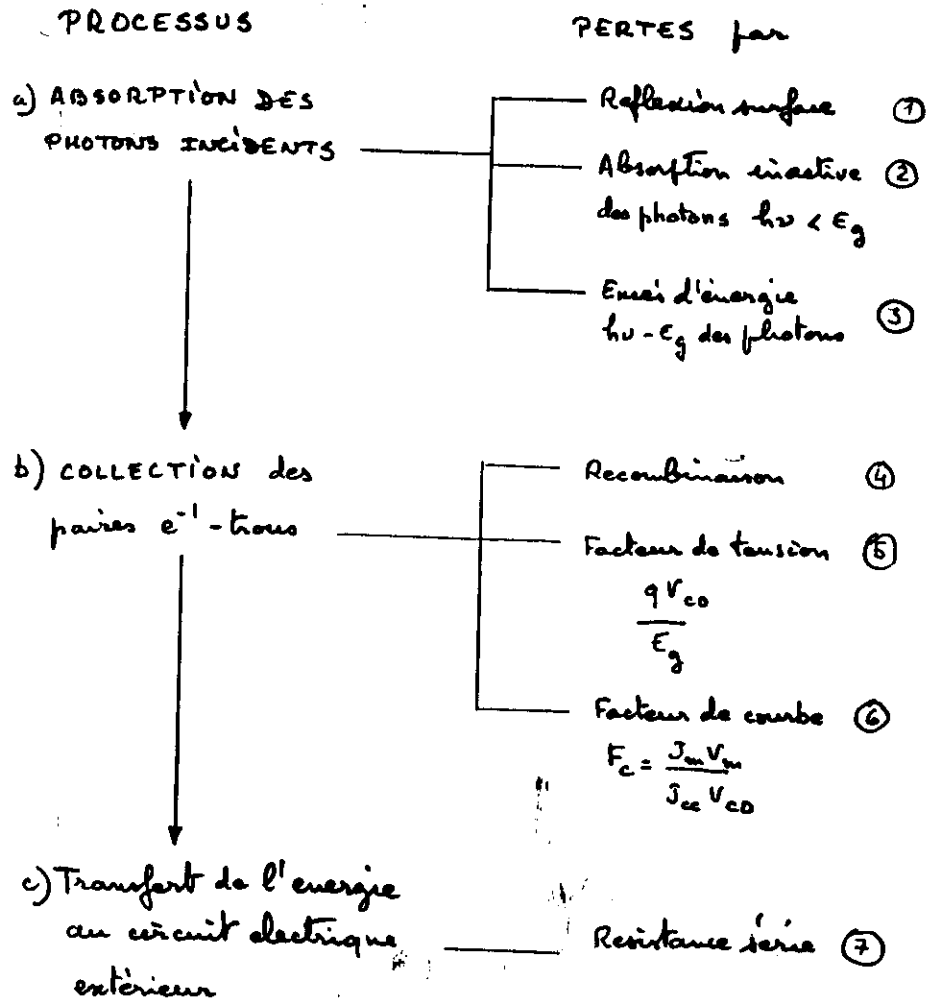


Fig. 2. Utilisation du spectre solaire par une cellule à deux niveaux suivant la E_g du semi-conducteur absorbeur.

7
TABLEAU 1

CAUSES d'abaissement du Rendement d'une cellule photovoltaïque



$N(\lambda_i) =$ densité intégrée de photons de $\lambda < \lambda_c$

$$\left\{ \begin{aligned} K_g &= \frac{\lambda_i}{\lambda_{ph}} \\ I_{ph} &= q N(\lambda_i) \cos \theta \\ I_c &= q (1-R) N(\lambda_i) \end{aligned} \right.$$

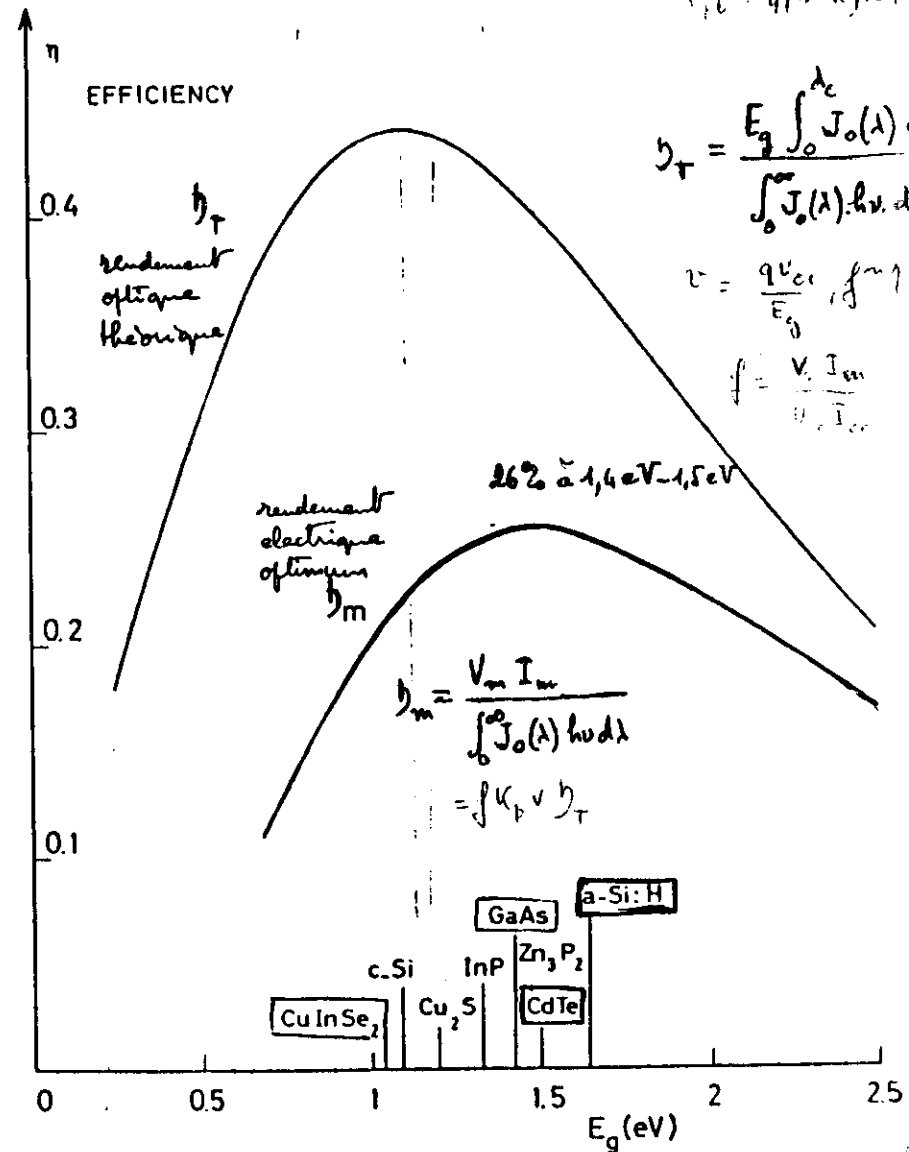


Fig.3. Estimation du rendement électrique optimum η_m d'une jonction idéale à 2 niveaux. Comparaison avec le rendement optique théorique η_T en fonction de E_g .

II Etat actuel et perspectives de quelques filières alternatives avancées.

II.1. Les semi-conducteurs à gap direct en couches minces polycristallines (tableau 2)

Comme on l'a vu fig. 1, la profondeur d'absorption des photons solaires dans les semi-conducteurs à gap direct, tel que CuInSe_2 , InP , CdTe , GaAs est de l'ordre de quelques μm . Les longueurs de diffusion seront beaucoup plus faibles que dans le Si mono., de l'ordre de 10μ , à quelques dizaines de μm dans les monocristaux, inférieures à ces valeurs dans les couches minces polycristallines.

1.1 Le CuInSe_2 (composé I-III-VI)

Le rendement théorique d'une hétérojonction monocristalline mince $n\text{-CdS}/p\text{-CuInSe}_2$ de surface autour de 25%. De tels rendements n'ont jamais été obtenus.

Les résultats actuels, suivant le type de préparation sont :

Monocristal	12%	WAGNER et al (1975)
"	12%	ARYA (1983)
Cocristallisation	10%	Boring Labs (1981)
"	11%	SERI (1983)
"	10% sur 1cm^2	SERI (1985)
"	11,6%	ARCO SOLAR (1985)

Il apparaît certainement important de contrôler la stoechiométrie de CuInSe_2 & ses propriétés électriques.

TABLEAU 2 (10) FILIERES COUCHES MINCES POLYCRISTALLINES

Matériaux possibles : InSe , Cu_2O , Cu_2S , CdTe , GaAs , Zn_3P_2 , CuInSe_2 ,

Sélection de quelques matériaux : CuInSe_2 , CdTe , GaAs

① CuInSe_2

- cocristallisation des 3 éléments et association à CdS ou CdZnS

$p\text{-CuInSe}_2/n\text{-CdS}$ ou CdZnS $\eta = 10\%$ BORING (1981)
10% sur 1cm^2 SERI (1985)
11,6% ARCO SOLAR (1985)

- spray : en cours à Montpellier (CERN)

② CdTe

CdTe/CdS 12,78% sur $0,7\text{cm}^2$
8,5% sur 900cm^2

③ GaAs

- couches monocristallines épitaxiales et décollées de leur support

$\text{GaAlAs}/n\text{-GaAs}(\text{Ga}) - p\text{-GaAs}(\text{Ge})$
épaisseur 95 à 65 μm
[BRACCIOCUATI et al, 1985]

$\eta = 13\%$ sans couche AR
sur $0,45\text{cm}^2$

- couches polycristallines

$p^+/n/n^+\text{GaAs}$ [CHU] $\eta = 8\%$ sans AR
[TURNER] $\eta = 13\%$ avec AR

Propriétés et cellule photovolt. avec $CuInSe_2$

Techniques de préparation de films minces de $CuInSe_2$:

- Evaporation thermique $\begin{cases} Cu_2Se \text{ et } In_2Se_3 \\ Cu + In + Se \\ CuInSe_2 \end{cases}$
- rf-sputtering
- pulvérisation chim. réactive "spray"

→ Meilleur contrôle de la couche par coévaporation 3 éléments
[NOUFI, 1985] → $E_g = 1,02 \text{ eV}$

Se/M > 1		Se/M < 1	
Cu/In > 1	Cu/In < 1	Cu/In > 1	Cu/In < 1
type p p faible	type p p faible ou type n p élevée	type p p faible	type p* p élevée ou type n p faible
M = métal (Cu + In)		* film mince	

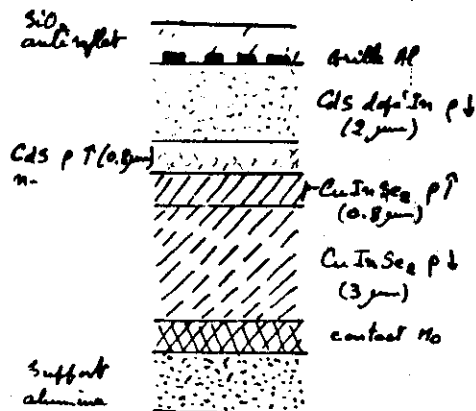
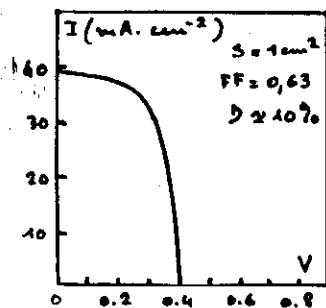


Fig. 4

NOUFI, Phot. Sol. En. Conf., Londres (1985)



sont directement liées à la présence de défauts pontifs (lacunes ou interstitiels). La cellule performante de la S.E.E.I. est une cellule multicouche (Fig. 4). La couche p- $CuInSe_2$ haute résistivité bloque la diffusion de molécules de Cuivre. Les couches faibles résistivité permettent d'abaisser la résistance série. L'optimisation de la composition de couches minces obtenues par "SPRAY" est en cours (F. Noufi, 1985-86).

1.2. Le Tellure de Cadmium

Homojonction, Diode Schottky et hétérojonctions avec Cu_2Te , ITO, ZnO , CdO , CdS , ont été étudiées. $CdS/CdTe$ et $ITO/CdTe$, sont les meilleures configurations, réalisées par le semi-conducteur de plus grand gap. Parmi les meilleurs résultats on citera

- n-ITO évaporé au canon à électrons sur un monoc. de $CdTe$: $V_{oc} = 0,87 \text{ V}$, $J_{sc} = 20 \text{ mA/cm}^2$, $\eta = 19,5\%$ (en 1983)
- n- CdS /p- $CdTe$, couches minces par C.S.V.T.: $V_{oc} = 0,75 \text{ V}$, $J_{sc} = 17 \text{ mA/cm}^2$, $\eta = 10,5\%$ (en 1982)
- verre - p- $CdTe$ (5-10 μm)/n- CdS (25 μm), électrode $\ominus = (Ag + In)$, électrode $\oplus =$ grille $Ag + C$ avec Cu
 $V_{oc} = 0,75 \text{ volts}$, $J_{sc} = 27,9 \text{ mA/cm}^2$, $\eta = 12,78\%$ sur $0,78 \text{ cm}^2$
 $V_{oc} = 20,6 \text{ volts}$, $\eta = 8,5\%$ sur 900 cm^2
avec une très bonne stabilité (en 1983). Fig. 5-6 et 7.

Cellule CdTe/CdS



Fig. 5: Vue d'un faisceau de cellules CdS/CdTe
 $S = 30 \times 30 \text{ cm}^2$

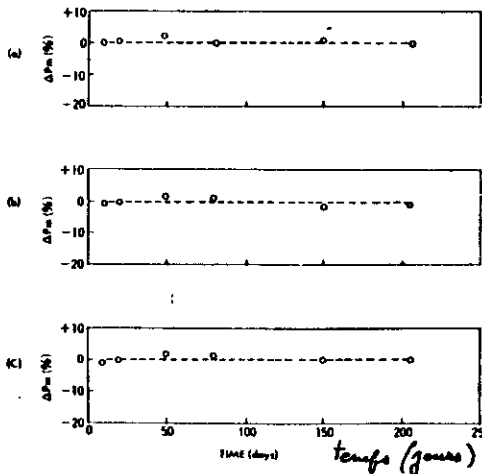


Fig. 6: Stabilité des cellules dans le temps. CdS/CdTe
 (a) en circuit ouvert
 (b) en court-circuit
 (c) au point de puissance maximum

Coupe du faisceau

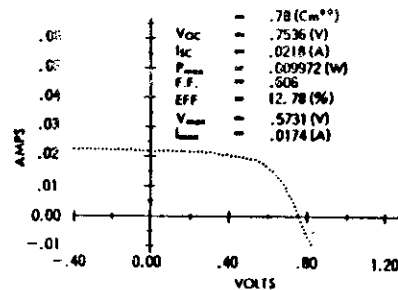
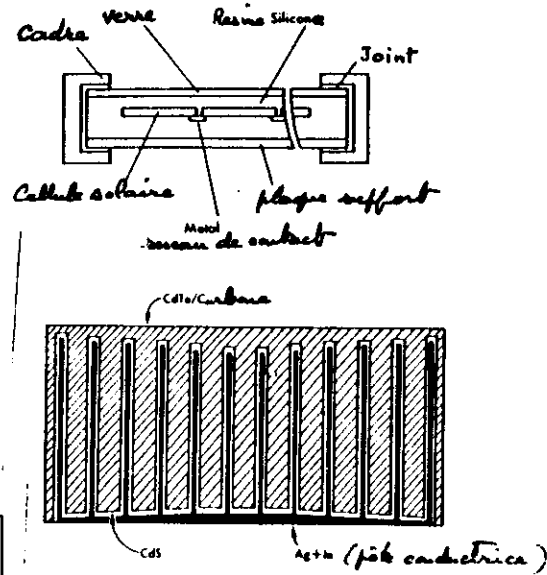


Fig. 7: Caractéristique I-V de la cellule CdS/CdTe

II.2. Cellules photovoltaïques au Silicium amorphe
 Développement impressionnant

1976	RCA	2%
1982		10% sur 1 cm^2
1985	ARCO SAA	7-8% sur 100 cm^2 stable
	SANYO	11,5% sur 1 cm^2
		9% sur 100 cm^2

Photofila SANYO [1985 Londres]

- 1. par confinement optique : contact transparent avant texture'
- par amélioration de la couche i

Structure : - texturée TCO / p-SiC:H / i-n / Ag

- p-SiC fabriqué par photo-CVD : la diffusion de In de TCO est réduite.

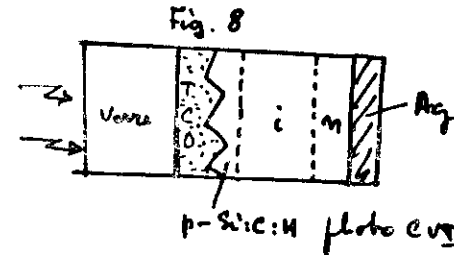


Fig. 8

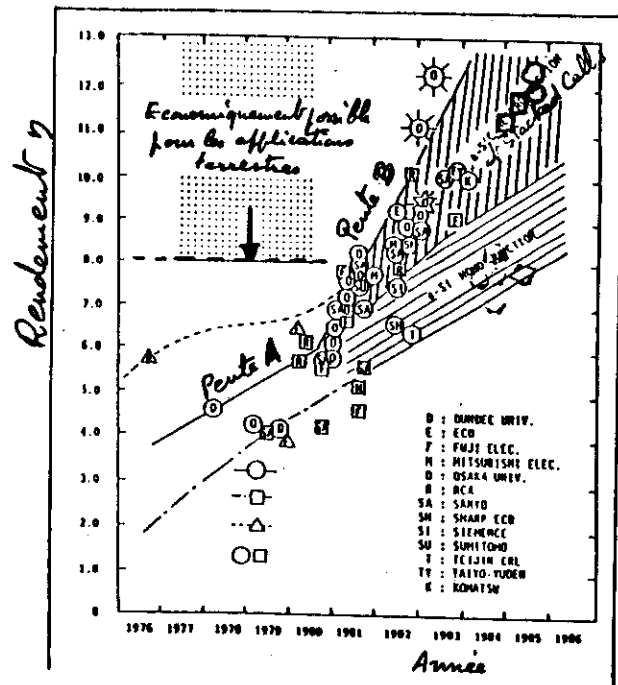
Parameters for the SANYO photofila:

- $V_{oc} = 0.869 \text{ V}$
- $I_{sc} = 43.1 \text{ mA cm}^{-2}$
- FF = 0.7
- $S = 2 \text{ cm}^2$
- $\eta = 11.5\%$

• Epaisseur totale cellule $\approx 0,6 \mu\text{m}$

$= \frac{1}{500}$ ie celle d'une cellule au Si monocristallin

• Tempér. de fabrication de cellule $\approx 200 - 300^\circ \text{C}$



Surface cellule
> 100 cm²

Fig. 9 : Evolution du rendement de conversion des cellules au Silicium amorphe []

→ accélération de l'↑ de η autour de 1980-1987
correspond à l'élaboration d'hétérojonctions
avec $a\text{-SiC:H}$ et $a\text{-SiGe:H}$

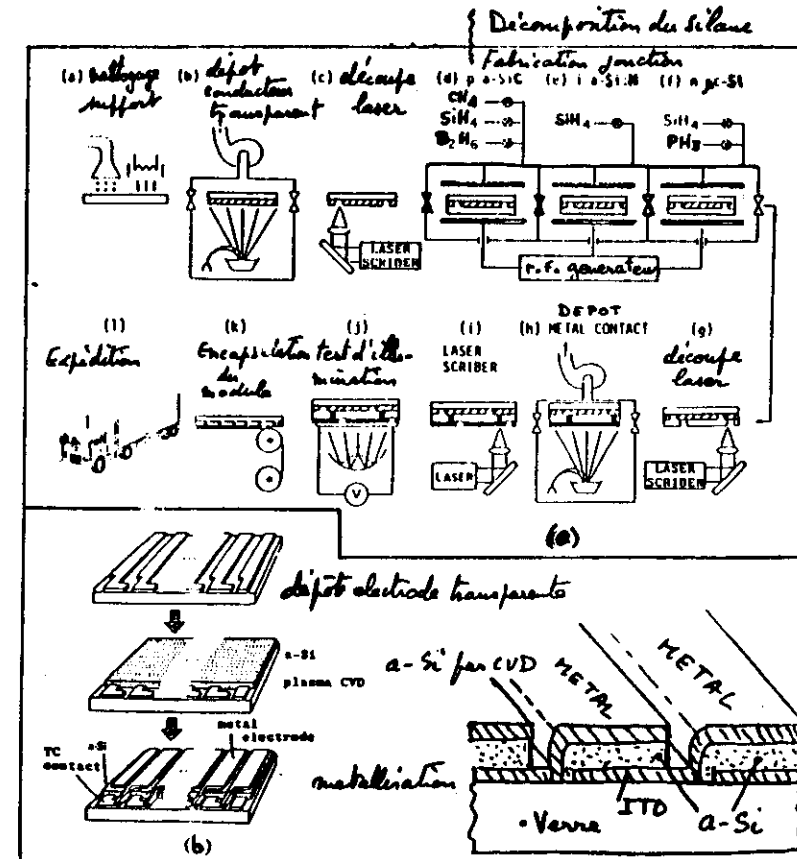
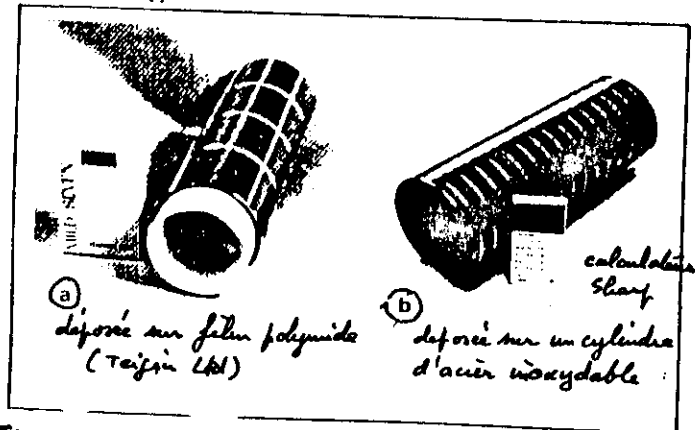
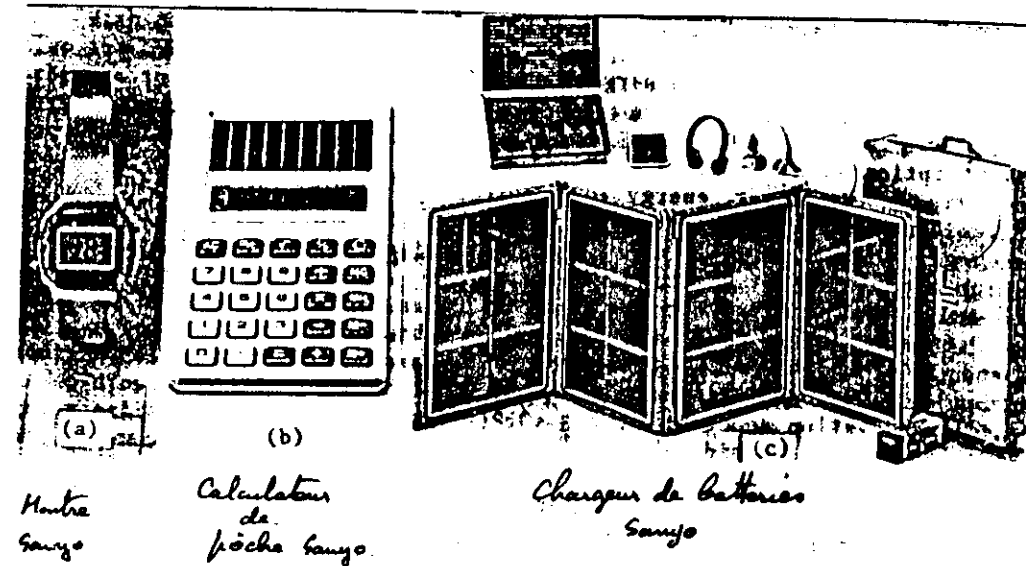
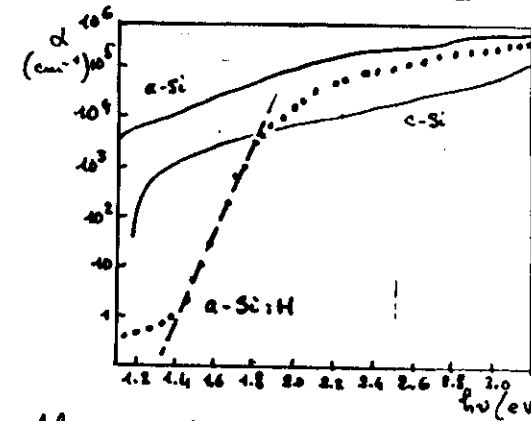


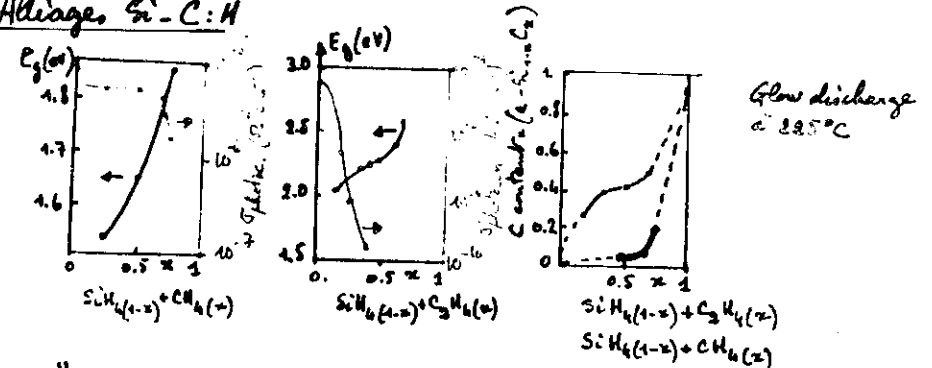
Fig. 10 : Chaîne de production de masse de cellules solaires au Silicium amorphe [HANA KAWA, 1983]

(a) chaîne de fabrication de panneaux de cellules $a\text{-SiC}-a\text{Si}$ (hétérojonction)

(b) Technologie intégrée : localisation des cellules et interconnexions (techno. circuits intégrés aux basses- η)

Fig. 11.. Applications des cellules solaires au a-SiFig. 12: Cellules solaires flexibles au a-SiFig. 13: Absorption optique a-Si-H préparé par "glow discharge" à 210°C
/ COZY, ABELIS, WRONSKI, et al., Sol. Cells 2 (1980) 227 /

Alliage Si-C:H

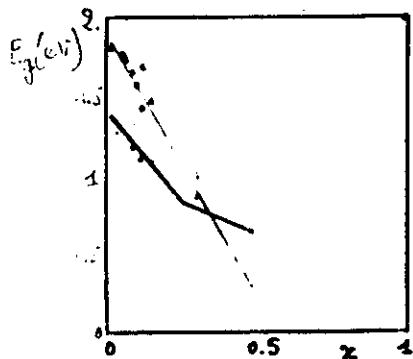
Fig. 14: "Gap" optique en fonction du rapport des flux de gaz (a) CH_4 , b) (C_2H_6) -
Proportion de Carbone " " " " " " — CH_4 , — C_2H_6 .
[J. SHEETS et al. J. Chim. Phys., Strasbourg (1984) p. 695]. $E_g \uparrow$

Eg ↓

Fig. 15:

Alliages amorphes $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$

(19)



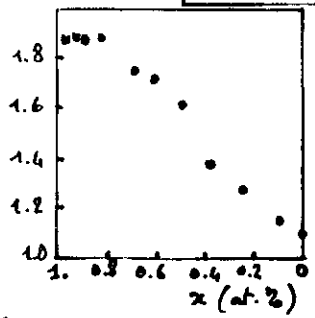
Graf optique en fonction de la concentration d'étain $\text{Si}_{1-x}\text{Sn}_x$
— VERGNAT et al (sans H)
--- VERIE (avec H)

Cocristallisation sous ultraviolet à 77 K, d'étain dans orosmat en tungstène et de Si par canon à électrons.
Variation de E_g de 1,4 eV à 0 pour x de 0 à 0,5.

VERGNAT et al, Polymicrosc. am. Semicond. Strasbourg (1984) p. 707
VERIE et al., J. Phys. C4, 10 (1981) 667
ITOZAKI et al, J. non cryst. solids, 59-60 (1983), 589
MAHAN, Appl. Phys. Lett. 46 (1986) 220

Fig. 16:

Alliages amorphes $\alpha\text{-Si}_x\text{Ge}_{1-x}:\text{H}$

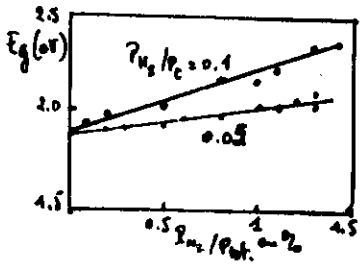


Graf optique en fonction de la concentration x en Si

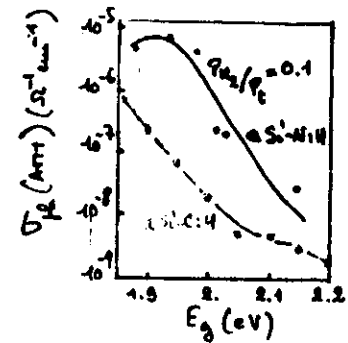
[C. GIOVANELLA et al, Polymicrosc. am. Semicond., Strasbourg (1984) p. 713].

Préparation par "glow discharge" à 7-190°C SiH_4 et GeH_4 .

Fig. 17: Propriétés des films $\alpha\text{-Si-N:H}$ préparés par pulvérisation diode continue [HEAUDRE et al].



Graf optique en fonction de la pression d'azote, pour deux valeurs de la pression d' H_2 [HEAUDRE]



Photoconductivité en fonction de E_g pour films $\alpha\text{-Si-N:H}$ [] et $\alpha\text{-Si-C:H}$ [TAWADA] non dopés.

1.5. Les films $\alpha\text{-Si-N:H}$ et $\alpha\text{-Si-C:H}$ sont des matériaux à large bande interdite, mais leur conductivité est élevée à cause de la présence de défauts.

Augmentation du "gap" par incorporation d'azote dans les couches de $\alpha\text{-Si:H}$.

[] R. HEAUDRE et al, Polymicrosc. am. Semicond., Strasbourg (1984) p. 707
Ed. de Phys. 1984.

II.3. Les cellules photovoltaïques multispectrales

Une cellule multispectrale idéale parfaitement accordée au spectre solaire aurait un rendement maximum de 73% (cellule à 36 éléments). Les difficultés de la croissance épitaxiale limitent actuellement les structures multispectrales à 2 ou 3 éléments.

On peut envisager plusieurs types de cellules suivant le couplage des cellules unicolores réalisées :

a) un croissance séquentielle de cellules par gap décroissant de l'absorbeur, à partir de la face recevant les photons lumineux, sur le même support

→ cellule multijonction monolithique. Haute technologie. Actuellement on ne connaît en laboratoire que des cellules bi-jonctions,

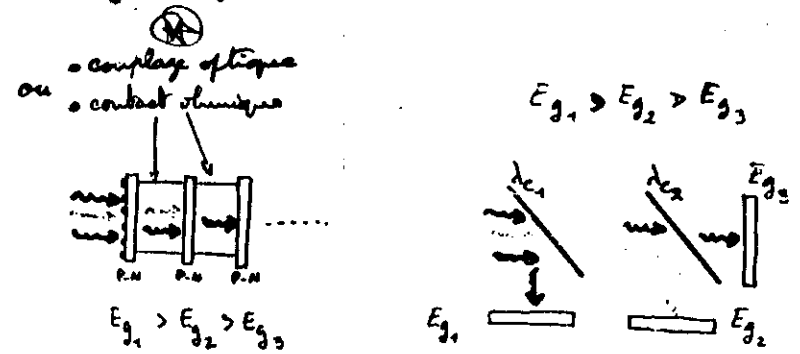
b) un couplage par miroirs diélectriques de structures unicolores ou multicolores,

c) un couplage optique direct de cellules unicolores par empilement mécanique.

Les cellules monolithiques relèvent d'une technologie de pointes. Elles ont en général une structure couches minces monocristallines. Elles imposent de se placer dans des conditions de fabrication de couches épitaxiales : matériaux de même système cristallographique, avec un accord de paramètres de réseau et de constantes élastiques le plus parfait possible.

Elles imposent une optimisation des gaps des matériaux et une mise en série ELECTRIQUE des cellules (contact ohmique entre cellules, courant identique généré dans chaque cellule de l'empilement).

Fig. 18: Types de cellules multispectrales



a) Structure à empilements "tandem" b) Structure multifeuilles à miroirs sélectifs

$$\text{avec } \begin{cases} R=1 & \text{pour } \lambda < \lambda_c \\ R=0 \\ T=1 \end{cases} \text{ pour } \lambda > \lambda_c$$

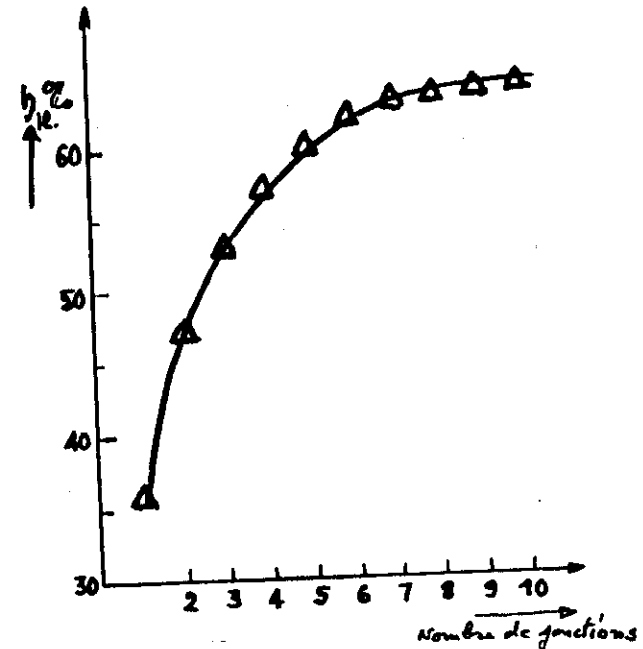


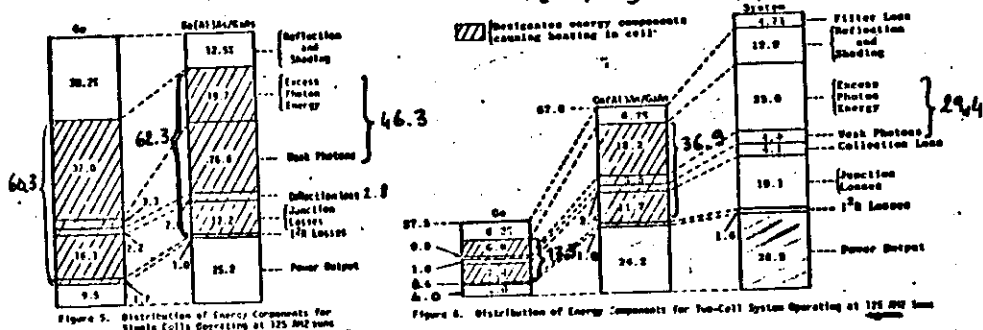
Fig. 19: Rendement théorique des photovoltaïques "Arc en ciel" ou multispectrales
Concentration 1000 AM 1,5

Fig. 20

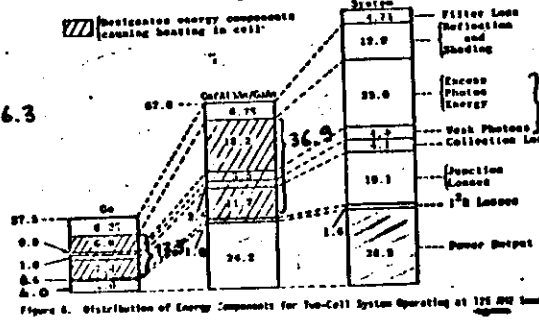
Structure à cellules multiples et miroirs sélectifs

① Modélisation

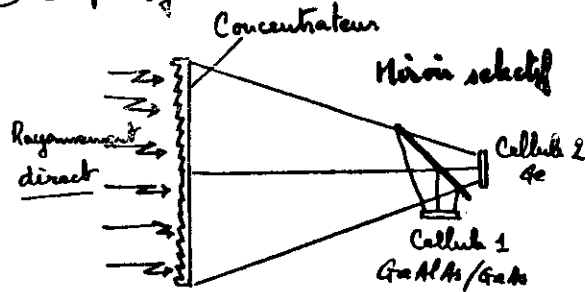
1. Cellules séparées



1.2. Système à 2 cellules avec filtre $\lambda_c \approx 0,850 \mu m$

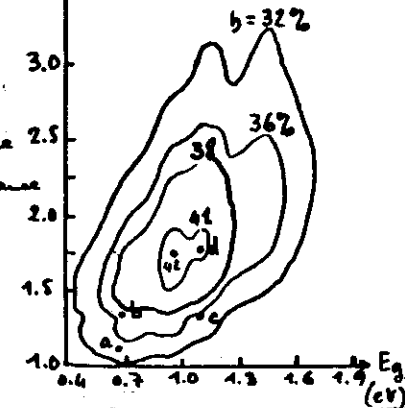
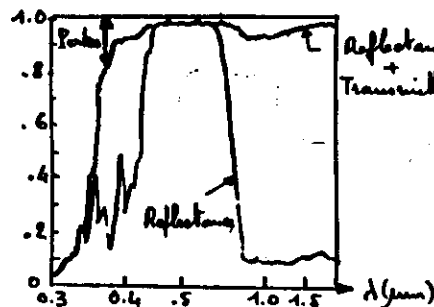


② Dispositif



③ Rendement théorique

Distribution spectrale par miroir filtrant dans un dispositif à deux cellules.



Courbes types d'un miroir sélectif

- a. Si-Ge 34%
- b. GaAs-Ge 37%
- c. GaAs-Si 45%
- d. I-Si 41%

Rendement actuel des cellules multispectrales

Problème : — ↑ du rendement par le multispectral, MAIS :

— ↓ par le système concentrateur et le miroir dichroïque imparfaits.

• ou par les pertes par réflexion dans le cas de couplage mécanique (MSMO)

• ou par les pertes électriques dans le cas d'une structure monolithique.

Cellule	Rapport concentr.	Rendement	Conseigneur	Type
GaAs/Si	165 AM1,23	25%	VARIAN	Miroir dichr.
GaAs/Si	70	24,7%	SANDIA	Couplage mécan.
GaAs/Si	1	19,5%	M.I.T.	" "
CdTe/CuInSe ₂	1	6,1%	Delaware	monolithique
a-Si:H/a-Si:H-poly-Si	1	12,5%	HAMAKAWA	monolithique

Cellules de base pour structure "tandem"

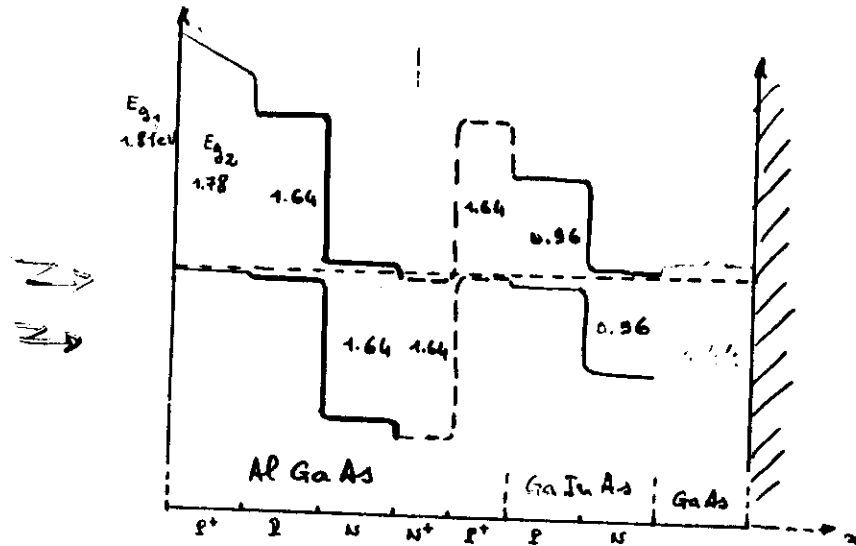
GaAs/GaAs	130	19,2%	VARIAN
GaAsP/GaAsSb/GaAs	200	21%	CHEVRON
AlGaInAs/GaInAs/GaAs	380	21,4%	

Valeur des "gaps" : GaAs_{0.65}P_{0.35} 1,85 eV

GaAlAs 1,67 à 1,72 eV

Fig. 21: Cellule solaire tricolore

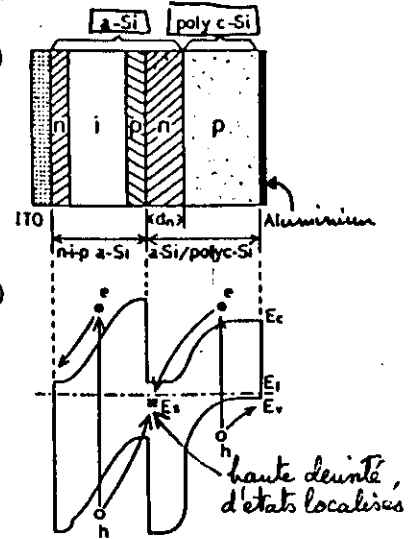
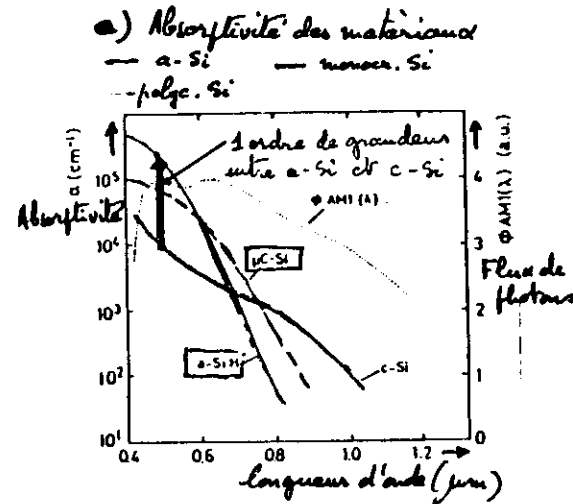
(p) AlGaAs / (n) AlGaAs / (p) GaInAs / (n) GaInAs
à couplage électrique par diode tunnel



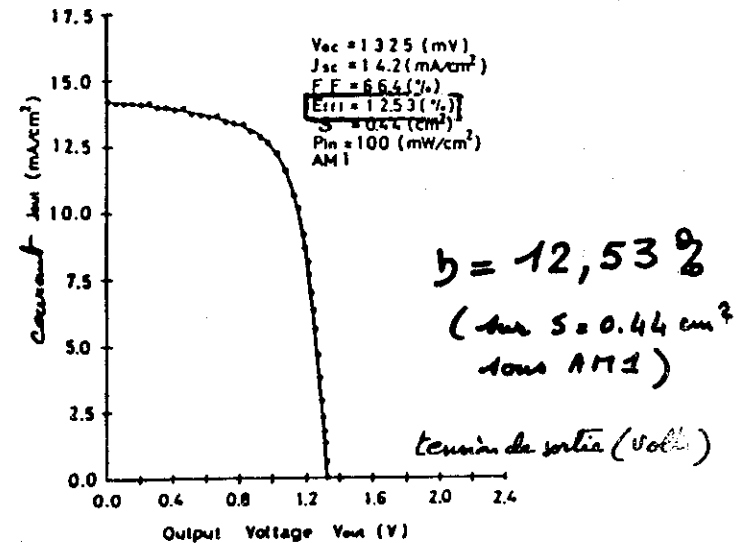
A temp. ambiante 1,64 eV } seraient les gaps optimisés
0,96 eV }
A 150°C 1,80 eV }
1,20 eV }

Fig. 21: Cellule "TANDEM" a-Si — a-Si-polyc. Si (bicolore)

formation continue de (a) couches n et p de a-Si



b) Structure de la cellule et diagramme d'énergie



c) Caractéristique courant-tension de la cellule tandem a-Si — a-Si-polyc. Si

Un projet actuel de couplage par miroir dichroïque de 2 structures à 2 éléments de matériaux III-V ou II-VI devrait permettre d'atteindre un rendement de 30 à 35% sous haute concentration.

Compte tenu des difficultés précédemment citées, on peut enfin envisager un empilement micrométrique avec couplage optique de cellules unicolores performantes (de gap 1,1 eV et 1,75 eV) fabriquées sur des supports séparés.

Les problèmes posés sont l'optimisation de la transmission optique du support, l'alignement des grilles de collection des deux cellules, la réduction des pertes par réflexion au niveau des faces des cellules et de l'adhésif de liaison mécanique. L'avantage d'une telle structure est que les cellules sont électriquement isolées et peuvent opérer individuellement à leur point de fonctionnement optimum.

Actuellement aucune cellule monolithique multispectrale n'a réussi à dépasser le rendement de 26% d'une cellule mono cristalline à l'AsGa. On peut penser que la cellule bicouleur à couplage optique proposée Fig. 24 sera une des premières réalisations à dépasser ce rendement.

III. Perspectives

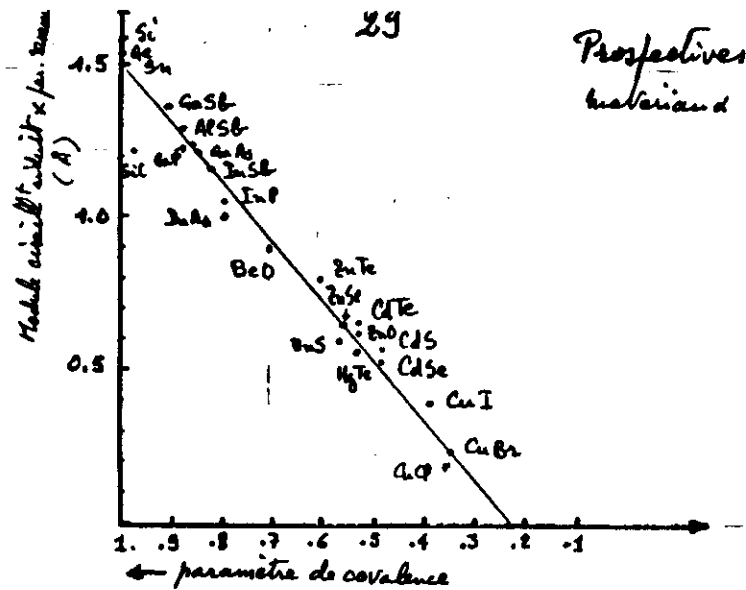
III-1. Les nouveaux matériaux (Fig. 22)

Les composés quaternaires III-V, ou ternaires II-VI peuvent être les composés de l'avenir des cellules de haute technologie.

Ils permettent en effet d'obtenir des "gaps" directs de valeur variable entre celles des composés de base avec un accord de paramètre de réseau avec un composé donné.

Par exemple, on peut citer l'arséniure ternaire AlGaInAs , présentant un gap direct variant de 0,68 eV à 1,45 eV, parfaitement accordé au réseau de InP.

De même le phosphure ternaire AlGaInP présentera un gap variant de 1,9 eV à 2,1 eV en restant parfaitement accordé au réseau de GaAs. (Fig. 22)



Lien entre le degré de covalence et le paramètre de cisaillement

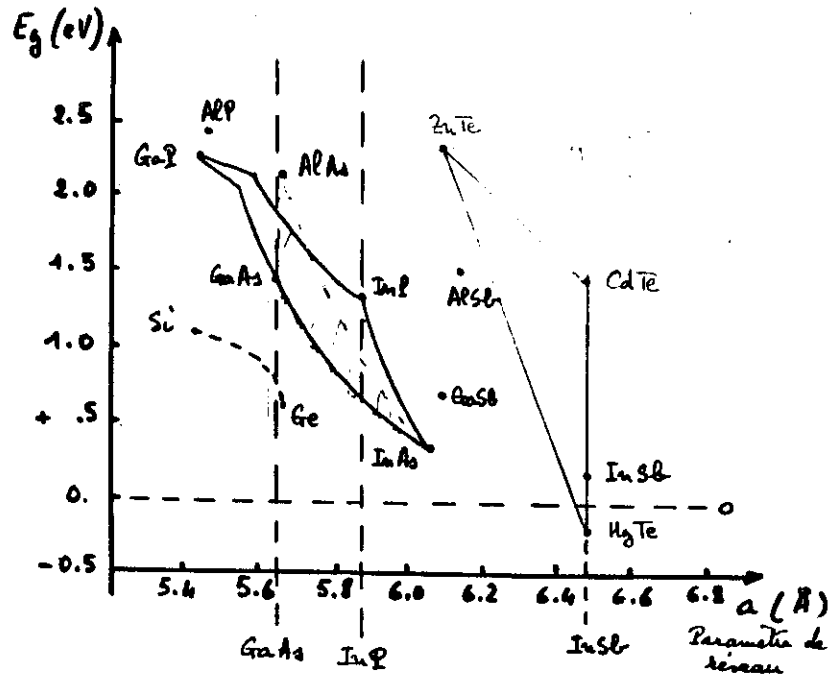


Fig. 22 : Intérêt des composés quaternaires

III.2. Exemples de nouvelles structures OPTIQUES

2.1. Amélioration optique d'une cellule photovoltaïque

Cellule avec miroir sélectif arrière (Back surface reflector)

⇒ abaissement de la température de fonctionnement du module par réflexion arrière des photons solaires d'énergie $< E_g$ (24% de l'énergie reçue)

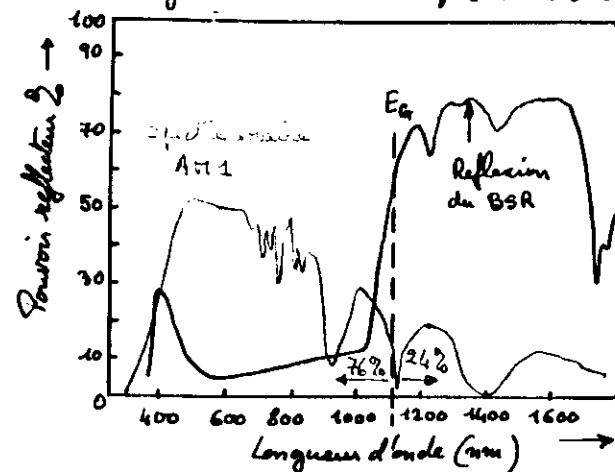
sur cellule Si mono : métallisation arrière Al-Ti-Pd-Ag

Al réfléchit à 80% ces photons

⇒ cellule Si monocristalline de $\eta_{max} = 17,1\%$ sur 53 cm^2

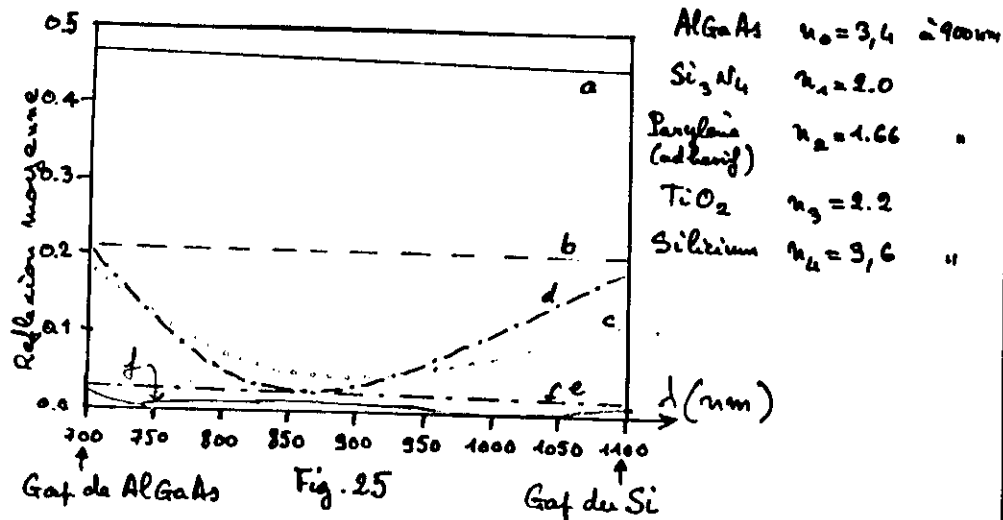
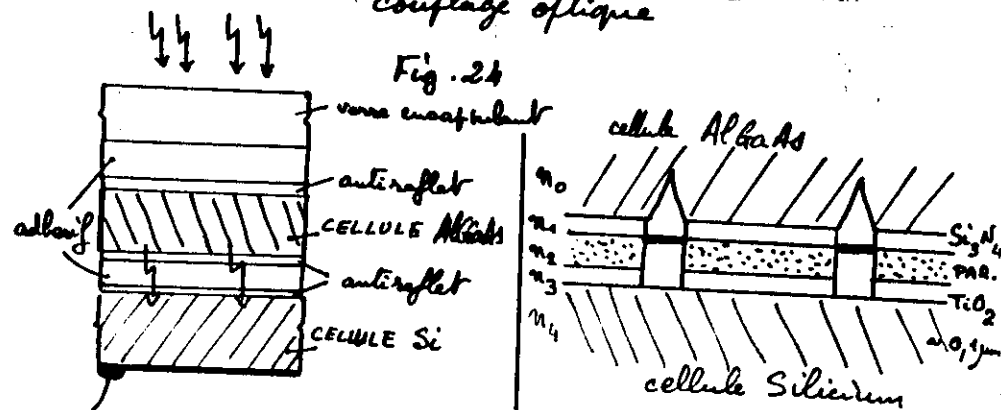
⇒ panneau de $1 \text{ m} \times 0,5 \text{ m}$ de $\eta = 13,4\%$

Fig. 23: Caractéristiques BSR à base Al-Ti-Pd-Ag



⇒ augmente le rendement et la durée de vie du panneau (Barre 7).

2.2. Exemple de cellule bicolore à couplage optique



- RESULTATS :
- a) air entre cellules $T_{\text{transm.}} = 0,54$
 - b) Parylene (multifilm) $T = 0,79$
 - c) air + 2 couches antireflet $T_{\text{moy}} = 0,90$
 - d) multifilm fin Parylene $T_{\text{moy}} = 0,99$
 - e) cellule monolithique $T = 0,986$
 - f) système 3 films fins $T = 0,992$

Un tel système devrait permettre d'atteindre $\eta \approx 30\%$ supérieur au η d'une cellule AsGa unicolore.

BURGESS, Sandia Lab. 1985

CONCLUSION : Il est très difficile de prévoir quelle est la filière qui prévaudra. A court terme la filière Silicium monocristallin ou polycristallin est la seule offrant actuellement une garantie parfaite de stabilité des performances dans le temps. A moyen terme, les cellules couches minces, au Silicium amorphe ou du type CdTe/CdS risquent de prendre une part importante du marché photovoltaïque, les problèmes de stabilité ayant été résolus et les coûts de fabrication étant moindres. Leur rendement de 10% les rendra compétitives aux cellules au Silicium monocristallin de faible rendement dans toutes les applications de faible puissance. Pour les grandes puissances, un Silicium monocristallin haut rendement devrait cependant prévaloir. Il semble ainsi que, dans un avenir, il puisse y avoir complémentarité et non concurrence entre les filières couches minces alternatives et la filière ~~Si~~ monocristal.

Références

1. Sixth. E.C. Photovoltaic Solar Energy Conference, Londres 15-19 April 1985; Reidel Publishing Company (1985)
2. Polycr., mirror. and amorphous semiconductors, Strasbourg (1984), Editions Phys., Paris (1984).

