

## EFFET DES PARAMETRES ELASTIQUES ET DE LA CONTRAINTE DE PEIERLS SUR LA MOBILITE DES DISLOCATIONS DANS DES BICRISTAUX HEXAGONAUX

AYADI AICHA ET KHALFALLAH OMAR

Laboratoire des Microstructures et Défauts dans les Matériaux, Université des Frères Mentouri Constantine, Algérie

Reçu le 13/04/2013 – Accepté le 15/06/2015

### Résumé

Le mouvement d'une dislocation en interaction avec une interface, en l'absence de contraintes extérieures, est contrôlé par le bilan des contraintes internes. Ce bilan comprend la force de frottement du réseau où contrainte de Peierls-Nabarro et une force due à l'anisotropie du matériau dite force image. Nous étudions la mobilité de la dislocation parfaite  $1/3 \langle 11-20 \rangle$  dans le plan de glissement basal (0001) de la structure hexagonale. Les dislocations sont parallèles au plan de l'interface sont en interaction élastique avec cette interface et située à une distance  $d$  de celui-ci. Elles sont situées dans le cristal (1) d'un bicristal constitué de deux métaux parmi Zn, Be, Co, Hf, Ti, Zr, Cd, Y, Mg et Tl qui sont élastiquement anisotropes. Chaque dislocation est caractérisée par la direction de sa ligne et son vecteur de Burgers  $b$ . L'interface est définie par son plan qui est le plan basal pour les deux cristaux et une désorientation nulle.

La mise en mouvement de la dislocation sous l'effet de la force image dépend de l'intensité de l'énergie d'interaction élastique dislocation-joint interphase et de la distance à laquelle se trouve la dislocation. La mise en mouvement est effective si l'intensité de la force image ( $F_i = -\Delta E/d$ ,  $\Delta E$  est l'énergie d'interaction élastique) est supérieure à la contrainte de Peierls. La dislocation est attirée ou repoussée selon le sens de la force image. Une distance critique,  $d_c$ , est définie quand la force image est égale à la force de Peierls. Les résultats montrent que la dislocation est attirée vers l'interface quand le cristal 2 est plus mou que le cristal 1, elle est repoussée quand le cristal 2 est le plus dur.

**Mots clés :** Dislocation ; force image; Energie d'interaction élastique, Contrainte de Peierls

### Abstract

The movement of a dislocation in interaction with an interface, in the absence of external stresses, is controlled by the balance of internal stresses. This assessment includes the friction force in the Peierls-Nabarro network stress and a force due to the anisotropy of the material called image force. We study the mobility of the perfect dislocation  $1/3 \langle 11-20 \rangle$  in the (0001) basal slip plane of the hexagonal structure. The dislocations are located in crystal (1) of a bicrystal among Zn, Be, Co, Hf, Ti, Zr, Cd, Y, Mg and Tl which are elastically anisotropic metals. They are parallel to the interface plane and are in elastic interaction with this interfaces and situated at a distance  $d$  therefrom. Each dislocation is characterized by its line direction and Burgers vector  $b$ . The interface is defined by its plane which is basal one for the two crystals and a null disorientation. The setting of the dislocation movement under the effect of the image force depends on the intensity of the elastic energy interaction of dislocation with interphase boundary and of the distance  $d$  where the dislocation is located.

The setting in motion is effective if the intensity of the image force ( $F_i = -\Delta E / d$ ,  $\Delta E$  is the elastic interaction energy) is greater than the Peierls constraint. The dislocation is attracted or repelled upon the direction of image force. A critical distance,  $d_c$ , is defined when image force is equal to the Peierls force. The results show that the dislocation is attracted to the interface when the crystal (2) is softer than the crystal (1), it is repelled when the crystal (2) is the hardest.

**Keywords :** Dislocation; Image Force; Elastic interaction energy, Peierls stress

### ملخص

إن حركة إنخلاع في تفاعل مع سطوح بينية في غياب إجهادات خارجية، والتي تسيطر عليها حالة من الإجهاد الداخلي. تشمل الوضعية قوة إحتكاك في الشبكة (إجهاد Peierls Nabarro) وقوة ناتجة من تباين الخواص تسمى قوة الصورة.

نقوم بدراسة إنتقال الإنخلاع المثالي  $1/3 \langle 11-20 \rangle$  في مستوى الانزلاق القاعدي (0001) في بلورة ذات بنية سداسية. الإنخلاع موازيا لمستوى الحد الحبيبي وفي تفاعل مرن معه ويقع على مسافة  $d$  منه. الإنخلاع في البلورة (1) من ثنائي البلور متكون من إثنين من بين المعادن (Zn, Be, Co, Ti, Zr, Mg, Tl, .....). البلورتان متباينا الخواص المرونية ومفصولة بسطوح بينية. كل إنخلاع يتميز بإتجاه الخط و شعاعه Burgers  $b$ . السطوح البينية تعرف بمستوي وهو المستوي القاعدي لكلا البلورتين وعديمة الانحراف. لدراسة حركة إنخلاع تحت تأثير قوة الصورة نعتمد على شدة طاقة المرونية لتفاعل الإنخلاع مع الحد بين الأطوار والمسافة الفاصلة بين الإنخلاع والحد بين الأطوار.

تكون هذه الحركة فعالة إذا كانت شدة قوة الصورة ( $F_i = -\Delta E / d$ ،  $\Delta E$  هي طاقة التفاعل مرن) أكبر من إجهاد Peierls. يكون جذب أو دفع الإنخلاع حسب إتجاه قوة الصورة. نعرف المسافة الحرجة  $d_c$  عندما تتساوى قوة الصورة مع قوة Peierls. يكون الإنخلاع في حالة حركة إذا كانت مسافته  $d$  أقل من المسافة الحرجة  $d_c$ . يبين النتائج أن الإنخلاع ينجذب نحو الحد الفاصل بين الأطوار عندما تكون البلورة (2) أصغر صلادة من البلورة (1) ويبعد الإنخلاع عندما تكون البلورة (2) أكثر صلادة.

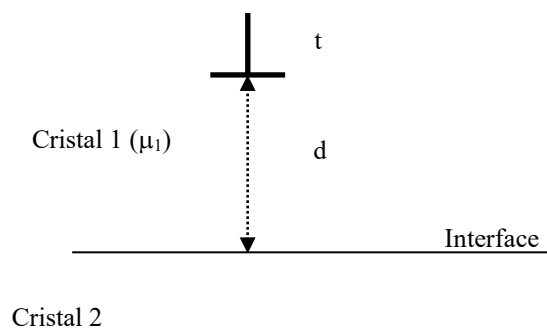
**الكلمات المفتاحية:** إنخلاع، قوة الصورة، طاقة التفاعل المرن، إجهاد Peierls.

**Introduction :**

De nombreuses études ont été consacrées au comportement des dislocations dans les matériaux de structure hexagonale qui sont souvent utilisés dans les industries aéronautique et nucléaire. La simulation au niveau atomique permet de déterminer le mouvement des dislocations, R.E. Voskoboinikov et al [1] ont déterminé l'énergie d'une dislocation coin,  $1/3\langle 11-20 \rangle$  dans les plans de glissement (0001) et (1-100), et la contrainte de Peierls dans le matériau de structure hexagonale  $\alpha$ -Zr. Des études sur les interactions élastiques entre dislocations et interface faites par L. Priester et al [2-4] ont montré que la force image, dans les matériaux élastiquement anisotropes, joue un rôle important sur le mouvement des dislocations. La force image exercée sur une dislocation est dérivée de l'énergie d'interaction élastique,  $\Delta E$ , entre la dislocation et l'interface.

Dans le cadre de la théorie de l'élasticité linéaire anisotrope des milieux continus, l'énergie d'interaction élastique  $\Delta E$  est obtenue à l'aide du théorème de Barnett et Lothe [5-9]. Elle est calculée comme la différence entre le facteur prélogarithmique de l'énergie de la dislocation dans un cristal infini,  $E_1$ , et  $E_{1/2}$  le même facteur pour la dislocation située à l'interface  $1/2$ . La force image est égale à :

$$F_i = - \frac{[E_{1/2} - E_1]}{d} = - \frac{\Delta E}{d} \dots\dots\dots(1)$$



**Figure 1:** Configuration géométrique utilisée dans le calcul de la force image pour une dislocation proche et parallèle d'une interface : cristal 1 ( $\mu_1$ ) and cristal 2 ( $\mu_2$ ), d est la distance entre la dislocation et le plan de l'interface, t est la direction de la ligne de dislocation. La désorientation entre les deux cristaux est caractérisée par un axe et un angle  $[R,\theta]$ .  $\mu_1$  et  $\mu_2$  sont les modules de cisaillement du cristal 1 et cristal 2 respectivement.

La force image dépend des paramètres élastiques et cristallographiques de la configuration étudiée : les constantes élastiques des matériaux constituant le bicristal, la désorientation du bicristal et le plan de l'interface, la

direction de la ligne de dislocation et son vecteur de Burgers. Elle est attractive ou répulsive selon le signe de  $\Delta E$ , son intensité dépend de la distance d entre la dislocation et l'interface (Fig. 1). Cette distance doit être suffisamment grande pour que la dislocation ne ressente pas les effets de la structure atomique de l'interface et que la théorie de l'élasticité linéaire des milieux continus reste valide. Pour un vecteur de Burgers et un bicristal donnés, le terme  $E^{(1/2)}$  ne dépend que de l'orientation de la ligne de dislocation dans le plan parallèle à l'interface; il en découle que la force image est identique pour toutes les interfaces ayant la ligne de dislocation pour axe de zone. L'intensité de la force image est d'un ordre de grandeur comparable à celle des autres forces élastiques telle que l'énergie d'interaction entre deux dislocations. Elle doit être prise en compte dans l'analyse de l'interaction entre le joint de grains et la dislocation.

La force de freinage du réseau ou contrainte de Peierls – Nabarro,  $\sigma_{P-N}$ , est la force nécessaire pour vaincre les frottements du réseau dans un plan atomique. La contrainte de Peierls dépend du vecteur de Burgers b et de la largeur de cœur de la dislocation. [10,11]

$$\sigma_{P-N} = \frac{2\mu}{K} \exp\left(\frac{-2\pi w}{b}\right)$$

avec  $K = \frac{1-\nu}{1-(\nu \cos^2 \rho)} \dots\dots\dots(2)$

Où  $\mu$  est le module de cisaillement du matériau

$\nu$  est le module de Poisson.

$K=1$  pour les dislocations vis ( $\rho=0^\circ$ )

$K=1-\nu$  pour les dislocations coin ( $\rho=90^\circ$ )

w est la largeur de cœur de la dislocation :  $w=b/(1-\nu)$

Une dislocation proche d'une interface sera mise en mouvement ou non selon le bilan des effets de la force image et de la force de freinage du réseau ou contrainte de Peierls - Nabarro. Ce bilan permet de définir une distance critique  $d_c$ , entre la dislocation et l'interface, pour la mise en mouvement de la dislocation. Dans cette étude nous calculons le terme d'interaction élastique  $\Delta E$  qui permet de déterminer la force image exercée sur une dislocation située à une distance d de l'interface. Nous calculons également la force de freinage dans le cristal où est située la dislocation et en dérivons les distances critiques de mise en mouvement des dislocations dans différentes familles de bicristaux.

**1- Dislocations, interfaces et Matériaux des bicristaux**

L'énergie d'interaction élastique dont dérive la force image est calculée pour les configurations suivantes. La dislocation coin,  $t = [1-100]$ , et la dislocation vis,  $t = [11-20]$ , toutes deux ayant pour vecteur de Burgers  $b=a/3[11-20]$ . Le module du vecteur de Burgers est  $b=a$ . La dislocation est située dans le plan de glissement basal. Le joint interphase a une désorientation nulle et son plan est le plan basal. On considère 3 familles de bi cristaux qui diffèrent par la nature du cristal 1 où est située la

## EFFET DES PARAMETRES ELASTIQUES ET DE LA CONTRAINTE DE PEIERLS SUR LA MOBILITE DES DISLOCATIONS DANS DES BICRISTAUX HEXAGONAUX

dislocation, soient Zn, Be et Tl. Le cristal 2 constituant le bicristal est l'un des métaux de structure hexagonale parmi Zn, Be, Co, Ti, Zr, Mg et Tl.

Les caractéristiques cristallographiques et élastiques des métaux considérés sont résumées dans le tableau 1 :

Metal	a	c	$\mu$	$\nu$	b
Be	2.29	3.58	149.4	0.045	2.29
Co	2.51	4.07	84.4	0.30	2.51
Zn	2.66	4.95	46.6	0.25	2.66
Ti	2.95	4.68	44.0	0.32	2.95
Zr	3.23	5.15	36.6	0.33	3.23
Mg	3.21	5.21	17.3	0.29	3.21
Tl	3.65	5.12	6.2	0.42	3.65

**Tableau 1 :** Paramètres structuraux et élastiques des métaux de structure hexagonale considérés : paramètres structuraux a et c en (Å) , module de cisaillement  $\mu$  en (G Pa) [ 12- 15]

### 2. Effet des paramètres élastiques sur la mobilité des dislocations:

Sous les effets combinés de la force image et de la force de freinage de Peierls, la dislocation est mise en mouvement pour une distance inférieure à la distance critique  $d_c$  :

$$d_c = \frac{|bE|}{2(\sigma_{P-N})} \dots\dots\dots (3)$$

Le tableau 2 présente les forces de freinage pour la dislocation vis [11-20] et la dislocation coin [1-100].

Métal	Be	Co	Zn	Ti	Zr	Mg	Tl
$\sigma_{P-N}$ (MPa) pour la dislocation vis	416.4	21.4	21.5	8.6	6.2	5.0	0.25
$F_{P-N}$ (m N/m) pour la dislocation vis	95.3	5.2	5.7	2.5	2.0	1.6	0.09
$\sigma_{P-N}$ (MPa) pour la dislocation coin	436.0	30.6	28.7	12.6	9.2	7.0	0.43
$F_{P-N}$ (mN/m) pour la dislocation coin	99.8	7.7	7.6	3.7	3.0	2.2	0.16

**Tableau 2.** Contrainte de Peierls – Nabarro  $\sigma_{P-N}$  et force de freinage du réseau  $F_{P-N}$  pour les métaux de structure hexagonale étudiés.

La plus faible force de freinage est obtenue pour le Thallium et la plus forte pour le Béryllium

### 3. Résultats et discussion

#### 3.1. Bicristaux Zn- X où X = Be, Co, Ti, Zr, Mg et Tl

Les dislocations sont situées dans le cristal 1 (Zn) d'un bicristal constitué de deux métaux de structure hexagonale.

La contrainte de Peierls dans le zinc est déterminée à partir du tableau 2. Elle est égale à 28.7 MPa dans le cas d'une dislocation coin et 21.5 MPa pour une dislocation vis. La variation de la distance critique,  $d_c$ , avec l'écart des modules de cisaillement des deux cristaux constituant un bicristal est examinée. Le tableau 3 indique le signe de l'interaction et le sens de la force image pour les bicristaux étudiés. Pour ceux dont la différence des modules de cisaillement  $\Delta\mu$  est positive, l'énergie d'interaction élastique dislocation - interface est positive ce qui est le cas des bicristaux Zn-Be et Zn-Co. La force image est répulsive pour la dislocation coin et la dislocation vis.

Pour les bicristaux de différence de modules de cisaillement négative, l'énergie d'interaction élastique dislocation-interface est négative et la force image est alors attractive pour les dislocations vis et coin (Zn-Zr, Zn-Mg et Zn-Tl). Dans le cas de bicristal Zn-Ti il présente un  $\Delta\mu$  négative est une énergie d'interaction élastique positive et très faible la répulsion des dislocations et faible comme la force image est presque nulle. Tableau 3

Bicristal	Zn-Be	Zn-Co	Zn-Ti	Zn-Zr	Zn-Mg	Zn-Tl
$\Delta\mu$ (GPa)	102,7	37,8	-2,6	-10	-29,3	-40,4
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation coin	194	140	21	-18	-143	-250
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation vis	172	108	3	-40	-193	-298

**Tableau 3 :** Energies d'interaction élastique,  $\Delta E$ , pour les bicristaux rangés en fonction des écarts de leurs modules de cisaillement  $\Delta\mu$ .

Les distances critiques d'efficacité de la force image sont résumées dans le tableau 4. Les plus petites distances critiques,  $2b$  et  $9b$ , sont obtenues pour les bicristaux Zn-Ti et Zn-Zr pour lesquels les écarts des modules de cisaillement  $\Delta\mu$  sont négatifs et sont les plus petits de la série. La plus grande distance critique,  $196b$ , est obtenue pour le bicristal Zn-Tl pour lequel  $\Delta\mu$  est négatif et le plus grand.

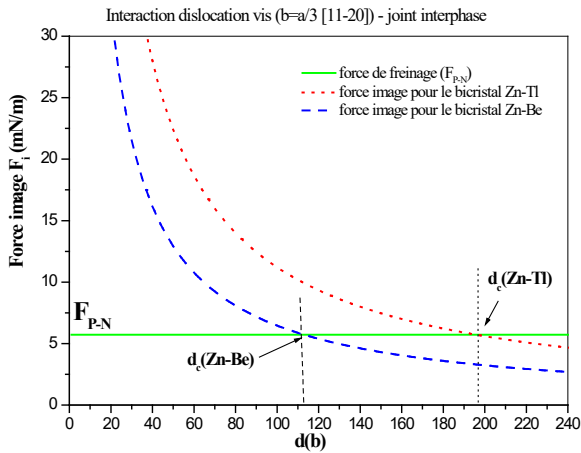
Bicristal	Zn-Be	Zn-Co	Zn-Ti	Zn-Zr	Zn-Mg	Zn-Tl
$\Delta\mu$ (GPa)	102,7	37,8	-2,6	-10	-29,3	-40,4
$d_c$ (b) pour la dislocation vis	113	71	2	26	127	196
$d_c$ (b) pour la dislocation coin	95	69	10	9	70	123

**Tableau 4 :** Distances critiques d'efficacité de la force image  $d_c$  pour les bicristaux classés en fonction des écarts de leurs modules de cisaillement  $\Delta\mu$ .

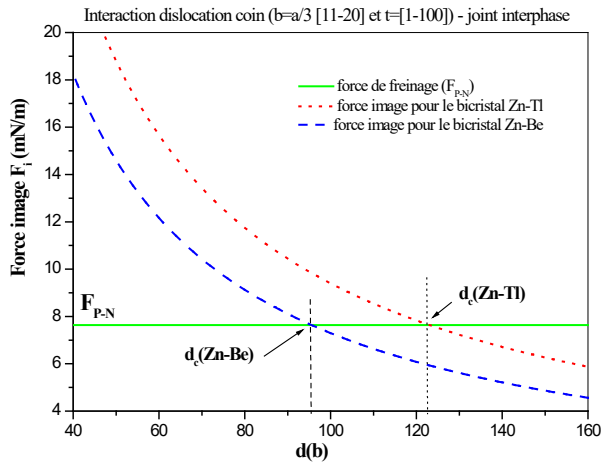
D'après le tableau 4, les bicristaux dont les écarts des modules de cisaillement sont les plus grands, les distances d'efficacité de la force image sont les plus élevées. Pour la même interface la distance critique pour la dislocation vis est supérieure à celle de la dislocation coin.

La plus petite distance critique,  $2b$ , est obtenue pour le bicristal Zn-Ti dont l'écart des modules de cisaillement  $\Delta\mu$  est négatif et le plus faible. La dislocation est alors trop proche du joint ( $d \leq 2b$ ) et l'élasticité linéaire des milieux continus n'est plus applicable. Dans le bicristal Zn-Ti la dislocation vis ne peut être mise en mouvement sous l'effet de la force image.

L'intersection entre la courbe de la force image et la droite de la force de Peierls-Nabarro (Fig. 2) permet d'obtenir la distance critique pour chaque bicristal et différentes distances de la dislocation. Quand  $\Delta\mu$  augmente en module la distance critique devient plus grande : cas des bicristaux Zn-Tl et Zn-Be



(a)



(b)

**Figure 2.** Intensité de la force image : (a) sur une dislocation vis et (b) sur une dislocation coin. La distance critique  $d_c$  de mise en mouvement de la dislocation est indiquée par l'intersection des courbes  $F_i$  et  $F_{P-N}$ .

Dans le bicristal Zn-Tl, où Tl est plus mou que le zinc, l'énergie d'interaction est négative, la force image est attractive. Les dislocations situées à une distance  $d$  inférieure à la distance d'efficacité de la force image sont attirées vers l'interface. Dans le bicristal Zn-Be, où Be est plus dur que le zinc, l'énergie d'interaction élastique est positive, la force image est répulsive. Les dislocations situées à des distances de l'interface inférieures à la distance d'efficacité de la force image sont repoussées.

Il est à noter que pour deux bicristaux dont les écarts en modules sont opposés en signes, les distances critiques sont plus grandes pour le bicristal à écart négatif et ce même si l'écart est moins fort, cas de Zn-Be ( $\Delta\mu = 102,7$  GPa) et Zn-Tl ( $\Delta\mu = -40,4$  GPa).

**3.2 Bicristaux Be- X avec X = Zn, Co, Ti, Zr, Mg et Tl**

La dislocation est située dans le cristal 1 (Be) d'un bicristal dont le cristal 2 est choisi parmi Co, Zn, Ti, Zr, Mg et Tl.

Les bicristaux Be-X ont une différence de module de cisaillement négative ( $\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Be} < 0$ ), tableau 5. Ils présentent une énergie d'interaction élastique négative qui augmente en intensité avec la valeur absolue de l'écart des modules de cisaillement. La force image est attractive pour les dislocations coin et vis et ce pour tous les bicristaux Be-X.

Bicristal	Be-Co	Be-Zn	Be-Ti	Be-Zr	Be-Mg	Be-Tl
$\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Be}$ (GPa)	-65	102.8	105.4	112.8	132.1	143.2
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation coin [1-100]	-133	-380	-352	-413	-577	-696
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation vis [11-20]	-216	-373	-367	-435	-616	-717

**Tableau 5.** Energies d'interaction élastique des dislocations vis et coin pour les bicristaux Be-X.

Le béryllium présente une importante force de freinage par rapport aux autres métaux hexagonaux étudiés, tableau 2. La distance critique,  $d_c$ , est étudiée en relation avec l'écart des modules de cisaillement des deux cristaux pour la dislocation coin et la dislocation vis. Les distances d'efficacité de la force image  $d_c$  sont calculées et résumées dans le tableau 6.

**EFFET DES PARAMETRES ELASTIQUES ET DE LA CONTRAINTE DE PEIERLS SUR LA MOBILITE DES DISLOCATIONS DANS DES BICRISTAUX HEXAGONAUX**

Bicristal	Be-Co	Be-Zn	Be-Ti	Be-Zr	Be-Mg	Be-Tl
$\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Be}$ (G Pa)	-65	-102.8	-105.4	-112.8	-132.1	-143.2
$d_c$ (b) pour la dislocation vis [11-20]	10	17	17	20	28	33
$d_c$ (b) pour la dislocation coin [1-100]	6	17	15	18	25	30

**Tableau 6 :** Distances critiques  $d_c$  classées en fonction des écarts des modules de cisaillement  $\Delta\mu$ .

La plus petite distance critique  $6b$  est obtenue pour le bicristal Be-Co dont l'écart des modules de cisaillement en valeur absolue  $|\Delta\mu|$  est le plus petit de la série. La plus grande distance critique,  $33b$ , est obtenue pour le bicristal Be-Tl pour lequel  $|\Delta\mu|$  est le plus grand.

Pour les écarts des modules de cisaillement faibles en valeur absolue, la distance critique  $d_c$  est très faible.

**3.3 Bicristaux Tl- X où X =Be, Co, Zn, Ti, Zr, Mg et Tl**

La dislocation est située dans le cristal 1 (Tl) d'un bicristal dont le cristal 2 est choisi parmi Be, Co, Zn, Ti, Zr et Mg. Les bicristaux Tl-X ont une différence de module de cisaillement positive ( $\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Tl} > 0$ ), tableau 7. Ils présentent une énergie d'interaction élastique positive qui augmente avec l'écart des modules de cisaillement. La force image est alors répulsive pour les dislocations coin et vis et ce pour tous les bicristaux Tl-X.

Bicristal	Tl-Be	Tl-Co	Tl-Zn	Tl-Ti	Tl-Zr	Tl-Mg
$\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Tl}$ (G Pa)	14 3.2	78.2	40. 4	37.8	30.4	11. 1
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation coin [1-100]	14 5	136	10 6	112	102	57
$\Delta E$ (pJ/m) pour la dislocation vis [11-20]	56	54	49	49	47	32

**Tableau 7.** Energies d'interaction élastique des dislocations vis et coin pour les bicristaux Tl-X.

Le thallium présente une contrainte de freinage ( $\sigma_{p,N}$ ) très faible par rapport aux autres métaux hexagonaux étudiés, tableau 2. Elle est de l'ordre de 0.25 MPa pour une dislocation vis et 0.43MPa pour une dislocation coin. La distance critique  $d_c$  est étudiée en relation avec l'écart des modules de cisaillement des deux cristaux pour la dislocation coin [1-100] et la dislocation vis [11-20]. Les distances d'efficacité de la force image  $d_c$  sont calculées et résumées dans le tableau 8.

Bicristal	Tl-Be	Tl-Co	Tl-Zn	Tl-Ti	Tl-Zr	Tl-Mg
$\Delta\mu = \mu_X - \mu_{Tl}$ (G Pa)	143.2	78.2	40.4	37.8	30.4	11.1
$d_c$ (b) pour la dislocation coin [1-100]	2524.5	2377	1345.6	1949	1177	1003
$d_c$ (b) pour la dislocation vis [11-20]	1666	1611	1482	1487	1416	953

**Tableau 8 :** Les distances critiques,  $d_c$  pour les bicristaux sont classées en fonction des écarts des modules de cisaillement  $\Delta\mu$ .

Les distances critiques  $d_c$  dans les bicristaux Tl-X sont très importantes, elles sont de l'ordre de  $1000b$  à  $2000b$ .

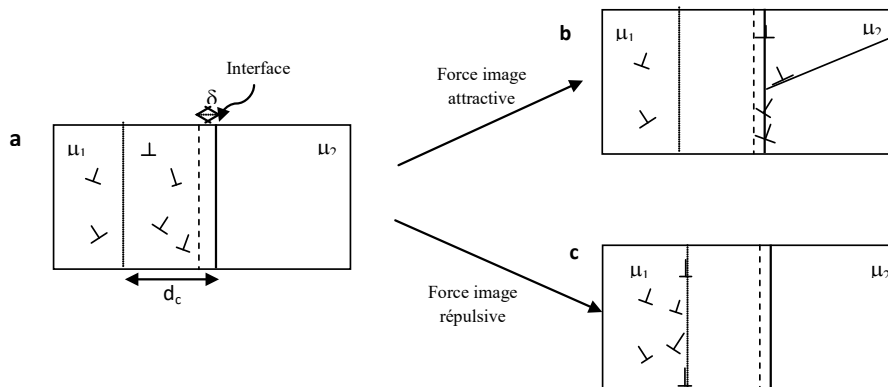
**3.4 Discussion**

Pour un bicristal Zn-X dont le deuxième cristal est plus mou que le zinc, l'énergie d'interaction élastique est négative et la force image est alors attractive. Toutes les dislocations présentes à une distance de l'interface inférieure à  $d_c$ , figure 3a, sont attirées vers l'interface, figure 3b. Il apparaît dans le cristal de zinc une zone libre de dislocations dont la profondeur varie comme l'écart des modules de cisaillement. Les mêmes conséquences sont présentées pour les bicristaux Be-X où les distances d'efficacité de la force image  $d_c$  sont faibles à celle présenté dans le cas de Zn-X de  $\Delta\mu$  négative.

Après leur entrée dans l'interface, les dislocations peuvent intégrer la structure de l'interface après dissociation ou non, ou bien passer dans le deuxième cristal si la configuration cristallographique est favorable. (Fig. 3b).

Quand le deuxième cristal est plus dur que le zinc, l'énergie d'interaction élastique est positive, la force image est alors répulsive. Les dislocations situées à des distances inférieures à  $d_c$  sont repoussées, figure 4a. De nouveau une zone libre de dislocations de largeur  $d_c$  apparaît dans le cristal de zinc même configuration présenté pour les bicristaux Tl-X avec une bande de largeur énorme de distance  $d_c$  figure 3c.

**Figure 3.** Création d'une zone libre de dislocations de largeur  $d_c$  dans le cristal 1 sous l'effet de la force image. (a) : dislocations en interaction avec une interface. (b) : effet d'une force image attractive, (c) : effet d'une force image répulsive. Dans la zone de largeur  $\delta = 2b$  l'élasticité linéaire des milieux continus n'est pas valide



### CONCLUSION :

Les dislocations est soit mise en mouvement selon l'effet combinée de la force image et la force de freinage

Pour les bicristaux de  $\Delta\mu$  positive Be-X. l'énergie d'interaction élastique est négative, la force image est attractive pour toutes les dislocations situées à  $d < d_c$ , le mouvement des dislocations vis et coin existant dans le cristal le plus dur est faible pour que elles soient les dislocations attirées vers l'interface sous l'effet de la force image.

Pour les bicristaux avec  $\Delta\mu$  positif, cas des bicristaux TI-X, l'énergie d'interaction élastique est positive donc la force image est répulsive, les résultants présentant que toutes les dislocations vis et coin existant dans le cristal le plus mou sont tous repoussées de l'interface

L'ordre de grandeur de la distance d'efficacité de la force image est plus grand dans le cas des bicristaux TI-X par rapport aux bicristaux Zn-X et Be-X.

### REFERENCES

- [1] Voskoboinikov R.E., Osetsky N.Yu and D.J. Bacon. « Interaction of  $1/3\langle 11\bar{2}0 \rangle (0001)$  edge dislocation with point defect clusters created in displacement cascades in  $\alpha$  zirconium ». *Materials Science and Engineering A*. pp. 45. (2005). volume 400–401. (*Volumes 400–401, 25 July 2005, Pages 45–48*)
- [2] Priester L.. « Dislocation–interface interaction — stress accommodation processes at interfaces ». *Materials Science and Engineering A*. 309–310. (2001). 430.
- [3] Priester L. and Khalfallah O.. « Image force on a lattice dislocation due to a grain boundary in anisotropic f.c.c. materials ». *Phil. Mag. A*. 69. (1994). 471.
- [4] Priester L., Khalfallah O. and Coujou A.. « Image force on a dislocation in a Ni-based superalloy due to the  $\gamma$ – $\gamma'$  interface ». *Phil. Mag. A*. 75. (1997). pp. 61–68.
- [5] Barnett D. M. and Swanger L. A. . « The elastic energy of a straight dislocation in an infinite anisotropic elastic medium ». *Physica Status Solidi B*. 48. (1971). 419.
- [6] Barnett D. M. and Lothe J.. « An image force theorem for dislocations in bicrystals ». *J. Phys. F*. 4. (1974). pp 1618–1635.
- [7] D.M. Barnett, and J. Lothe. « Line force loadings on anisotropic half-spaces and wedges ». *Phys. Norv.* 8. (1975). pp.13–22
- [8] Ting T. C. T. and Barnett D. M.. « Image force on line dislocations in anisotropic elastic half-spaces with a fixed boundary ». *Int. J. Solids Structures*. 30. (1993). pp 313–323.
- [9] Barnett D. M. and Lothe. J. .« Mutual attraction of a dislocation to a bi-metallic interface and a theorem on proportional anisotropic bimaterials ». *Int. J. Solids Structures*. 32. (1995). pp 291–301.
- [10] Hertzberg R. W.. « Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials ». 4th Edition. J. Wiley & Sons. 1996 . pp 407, 66–86.
- [11] Hull D. .« Introduction to dislocations », 2<sup>ème</sup> edition. Pergamon Press. Paris. (1975). 231.
- [12] Khalfallah O., Condat M. and Priester L.. « Image force on a lattice dislocation due to a grain boundary in b.c.c metals ». *Phil. Mag A*. 67. (1993). 231.
- [13] Leipfrid G. and Breuer B. « Point defects in metals ». Springer Verlag. Berlin. (1978). 129.
- [14] Edington J. W.. « Practical electron microscopy in materials science ». Philips Technical Library, Eindhoven . (1975). 100. 292.
- [15] Huntington H. B.. « The elastic constants of crystals ». Academic Press. N. Y.. (1958). 66.