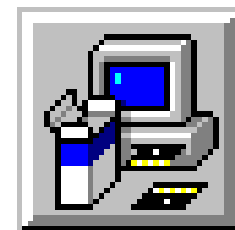
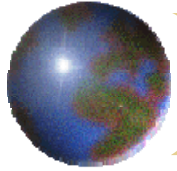


工程材料



授課老師：連振昌

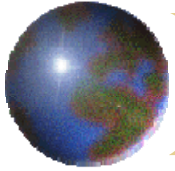




工程材料

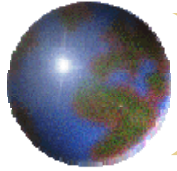
第七章 差排與強化機構

(Dislocation and Strengthening Mechanisms)



7.1 簡介 (Introduction)

- 第六章說明材料可能產生兩種變形：**彈性與塑性變形**，塑性變形是永久性的，而強度與硬度係材料對此種變形產生阻力的量測。
- 在微觀上，塑性變形相當於受到外加應力後，大批原子的淨位移。在這個變形程中，原子間的鍵必須破壞並重新形成。在固態晶體中，塑性變形經常伴隨著差排的運動。
- 本章將探討差排的特性以及它在塑性變形中的種種現象，並提出數種強化單相金屬的技術，並以插排觀念來描述強化機構，最後再探討回復與再結晶、晶粒成長

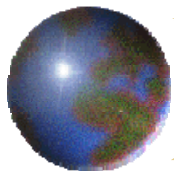


差排與塑性變形 (Dislocation and Plastic Deformation)

- 早期材料的研究所計算出完美結晶強度的理論值，但此計算值卻比實際實驗值大出好幾倍。以上機械性質的差異，可以由一種後來被稱為**差排**的**線結晶缺陷**來解釋。直到1950年代，差排缺陷的存在可由電子顯微鏡來觀察，解釋了許多金屬的物理和機械現象。

7.2 差排的基本概念 (Basic Concepts)

- 刃狀和螺旋是兩種差排的基本形式。在結晶材料中許多差排同時包含刃狀和螺旋的部分，則是混合差排



- 塑性變形相當於大批差排的運動。刃狀差排受到垂直於差排線方向的剪應力作用產生移動，其移動的方式可參見圖7.1。最後，這個多出的半個平面在晶體的右表面出現，形成一個原子距離寬度的邊緣，如圖7.1c所示。

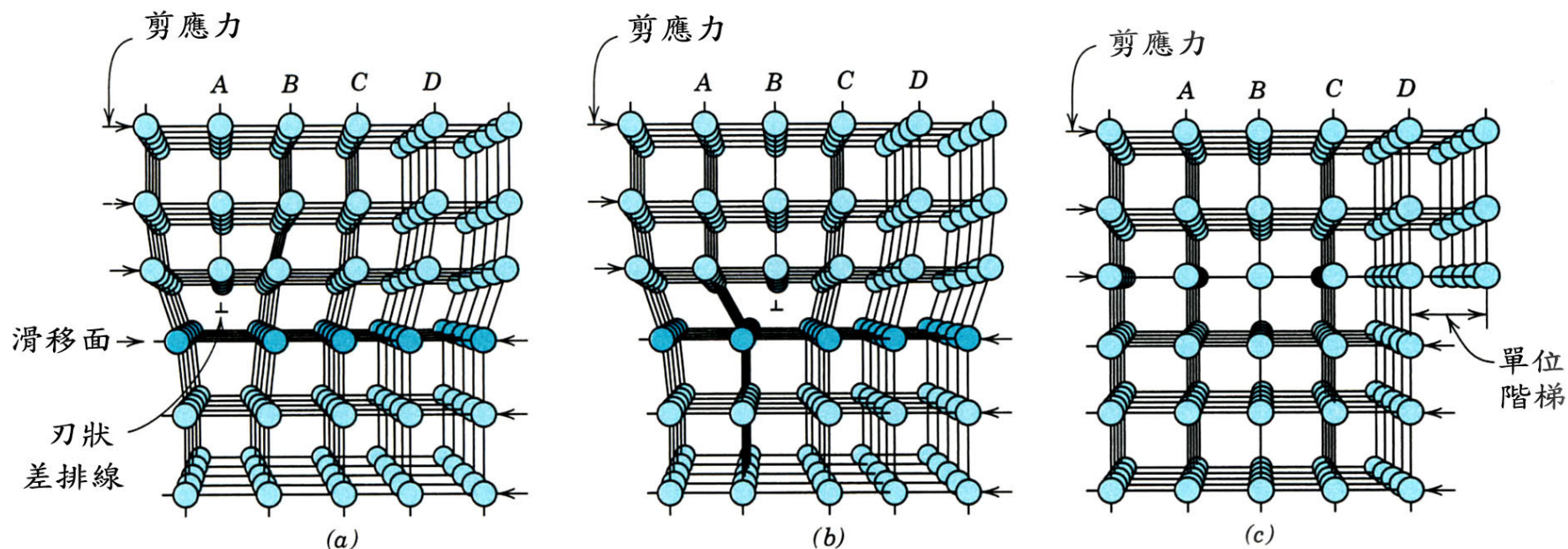


圖 7.1 刃狀差排當它受剪應力作用而移動時，伴隨其移動所衍生的原子之重組。

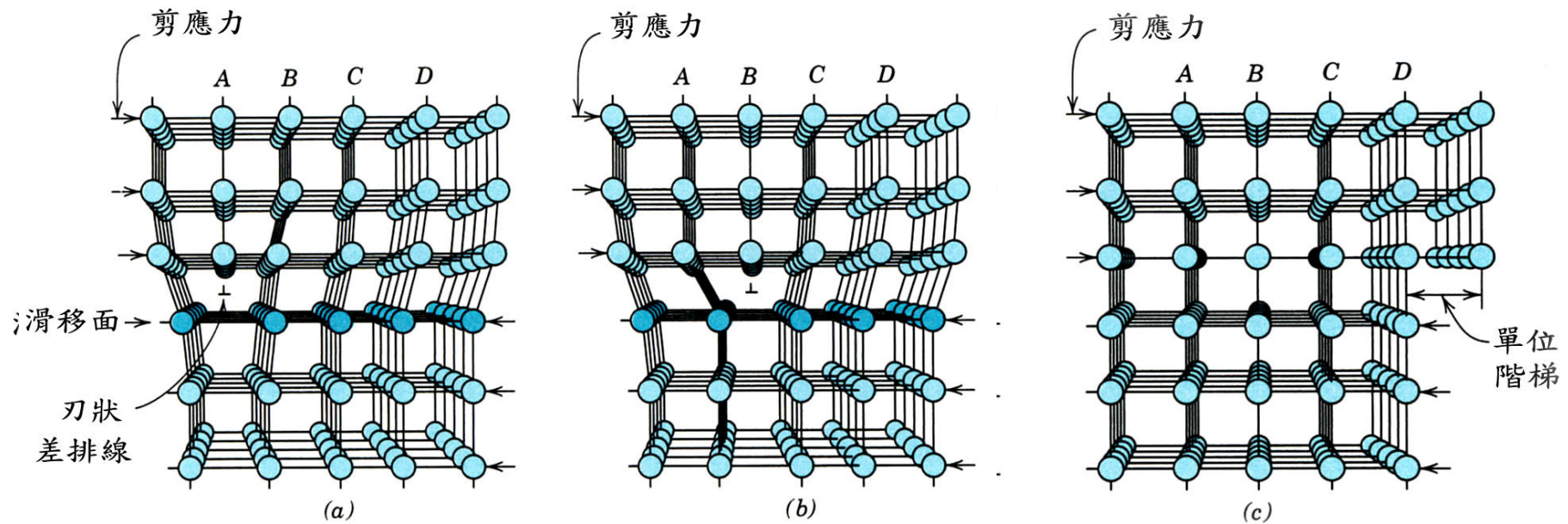
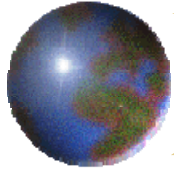
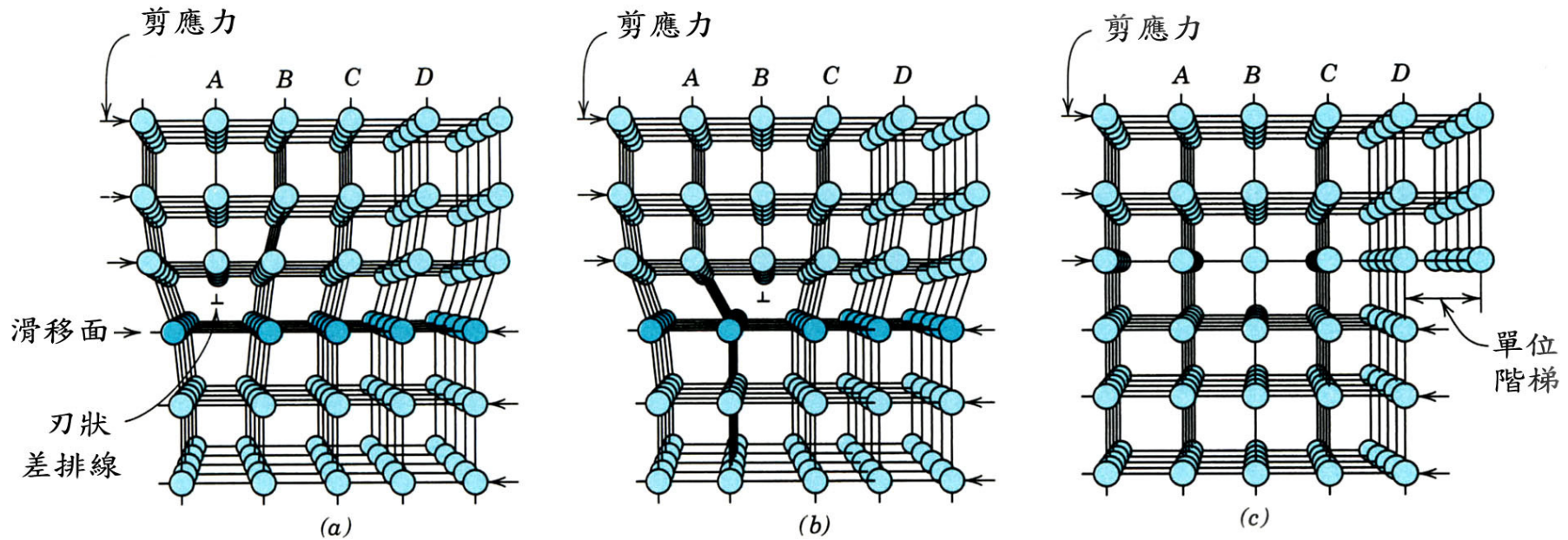
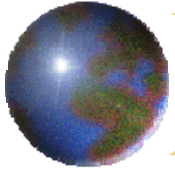
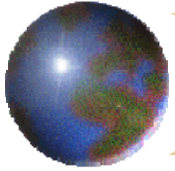


圖 7.1 刃狀差排當它受剪應力作用而移動時，伴隨其移動所衍生的原子之重組。(a) 多出的半個平面原子標示為 A。(b) 差排向右移動一個原子距離，使 A 連結 B 平面的下半部；如此一來，B 的上半部就變成多出半個平面。(c) 多出的半個平面使晶體表面形成了一階



- 這種由於差排運動造成塑性變形過程稱為**滑移** (slip)，而沿著差排線橫越的結晶學平面稱為**滑移面** (slip plane)，如圖 7.1 所示。



- 差排受剪應力作用產生移動或滑移所造成的永久變形，其巨觀的塑性變形其巨觀塑性變形簡化外型示於如圖 7.2a 所示。

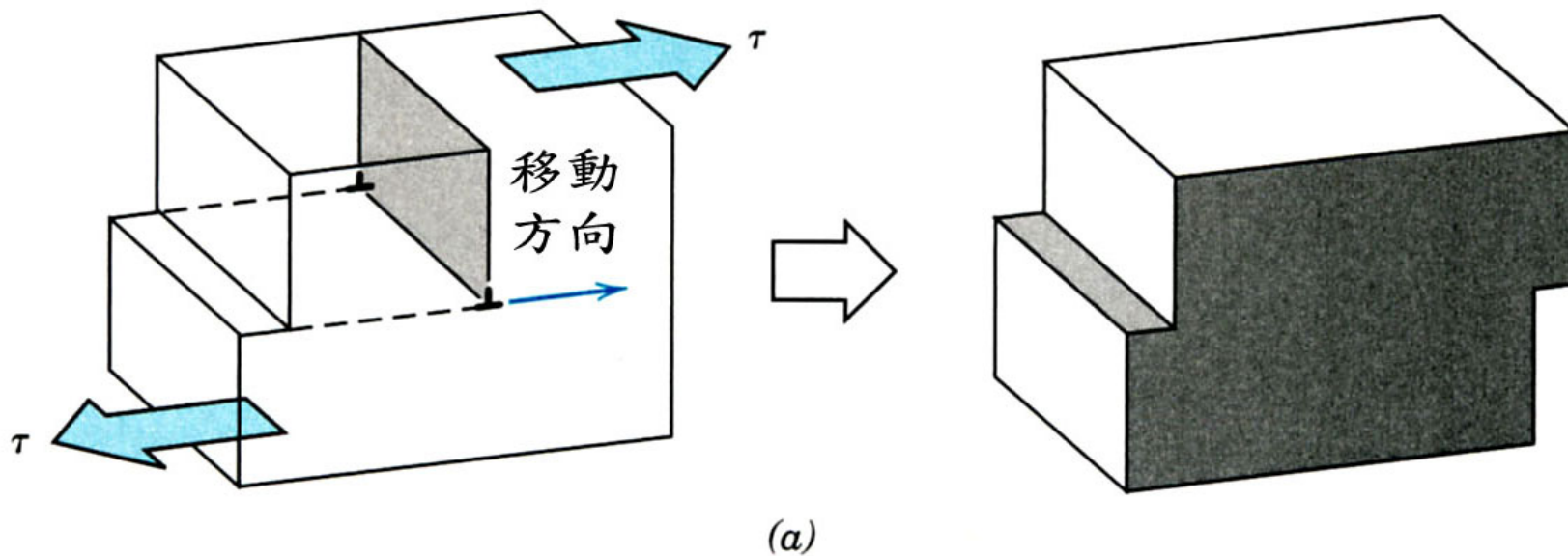


圖 7.2 (a) 刃狀差排在晶體表面所造成一種階梯之形成。
刃狀差排的差排線沿剪應力 τ 之作用方向移動

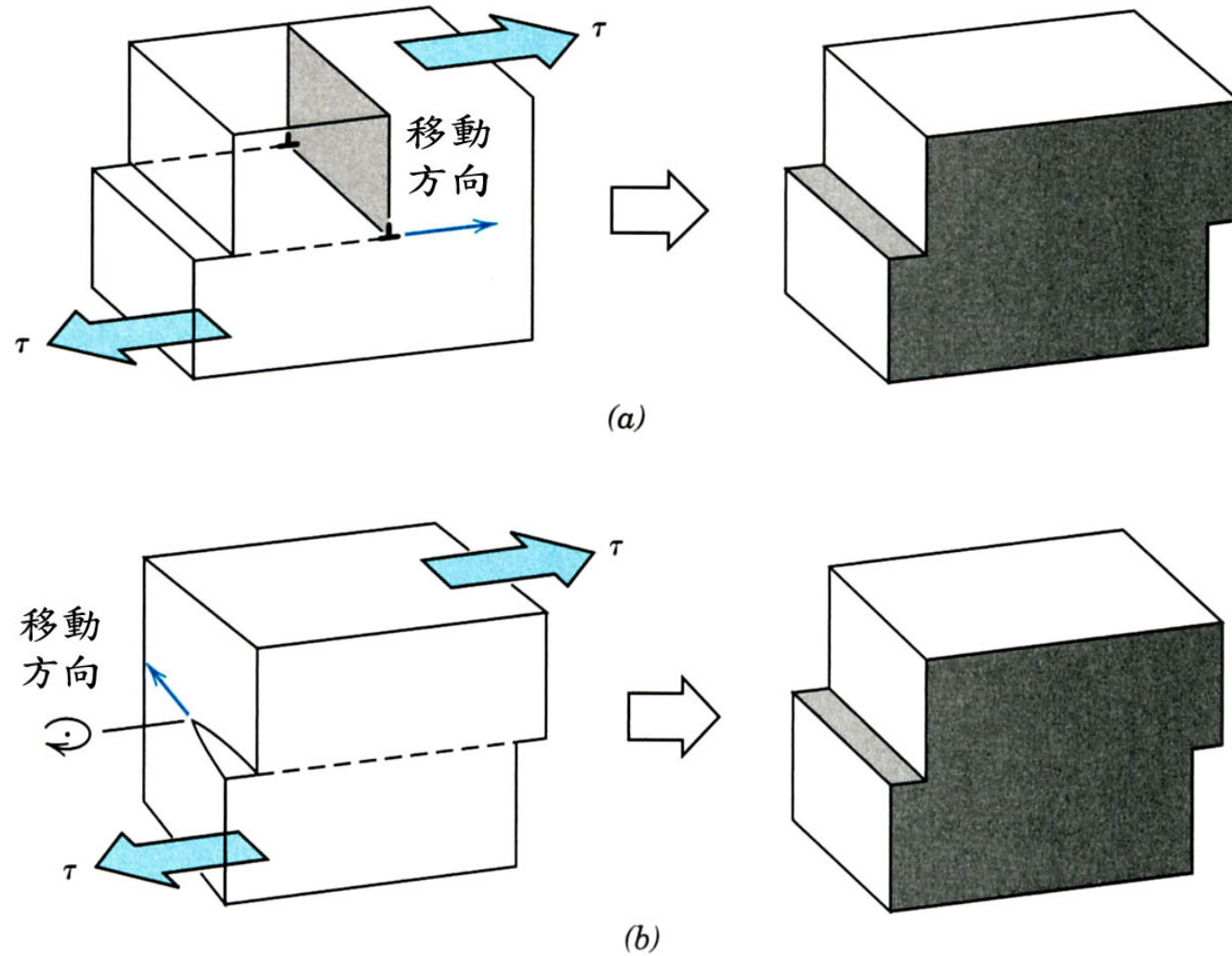
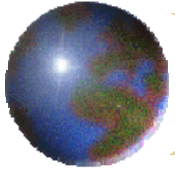
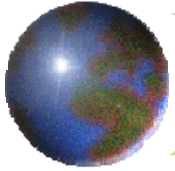


圖 7.2 藉著 (a) 刃狀差排 (b) 螺旋差排的移動在晶體表面所造成一種階梯之形成。刃狀差排的差排線沿剪應力 τ 之作用方向移動，而螺旋差排的差排線移動則垂直於應力方向



- 差排運動可以類此於毛蟲的蠕動模式（圖7.3）。

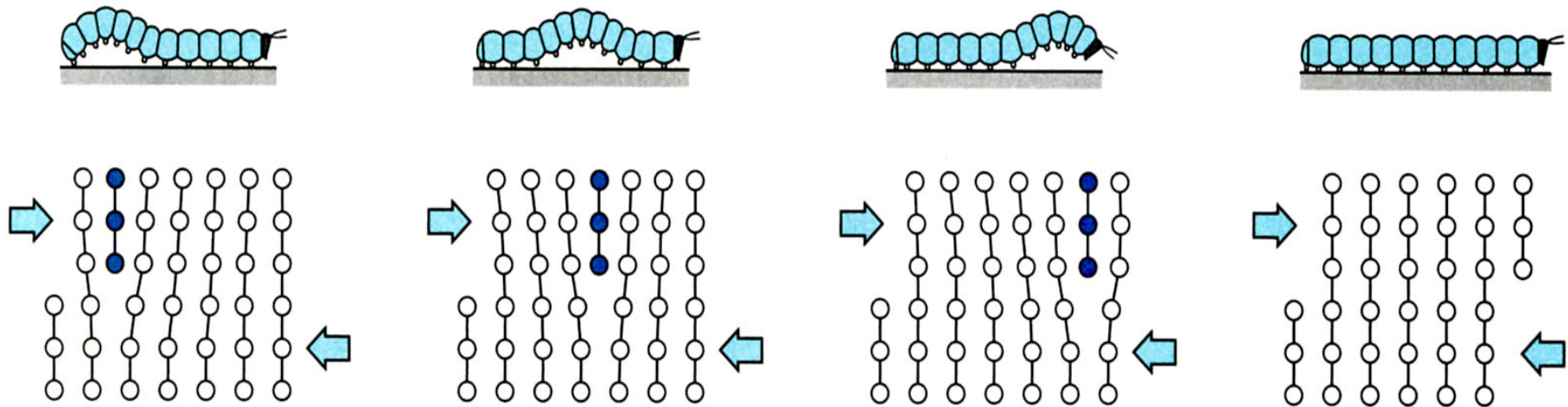
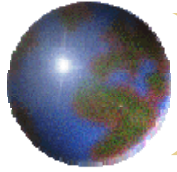


圖 7.3 毛蟲和差排運動類此示意圖

- 毛毛蟲藉著曳拉其最後雙足產生一單位足長距離而在尾端形成凸峰，毛毛凸峰相當於差排的原子多餘平面，藉由動覆移動其雙足，此凸峰可往前推進，當凸峰到達前端整隻毛毛蟲已移動一足間距離。



- 螺旋差排受剪應力而產生的運動顯示於圖7.2b，其移動方向垂直於剪應力方向。對刃狀差排而言，其移動則平行於剪應力，不過兩種不同差排運動所造成的淨塑性變形都是一樣的（見圖7.2）。混合差排的運動方向既非垂直也非平行於施加應力，而是介於兩者之間。

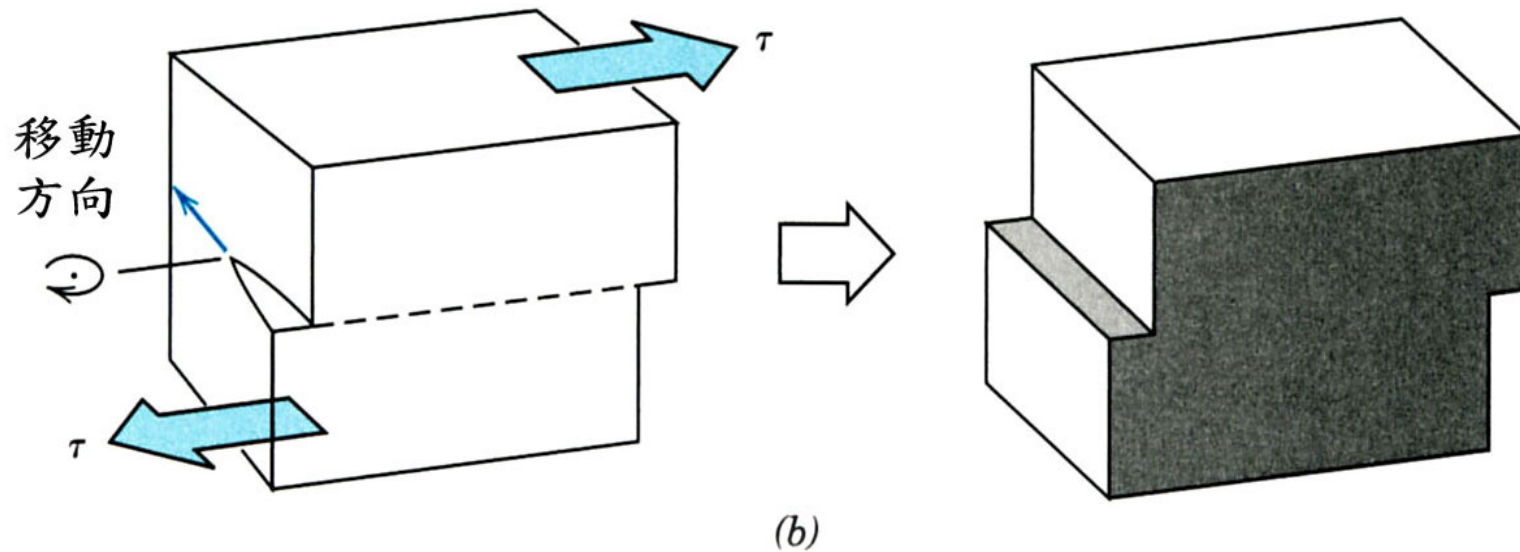
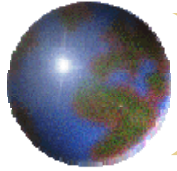
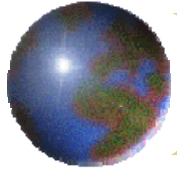


圖 7.2 藉著 (b) 螺旋差排的移動在晶體表面所造成一種階梯之形成。螺旋差排的差排線移動則垂直於應力方向

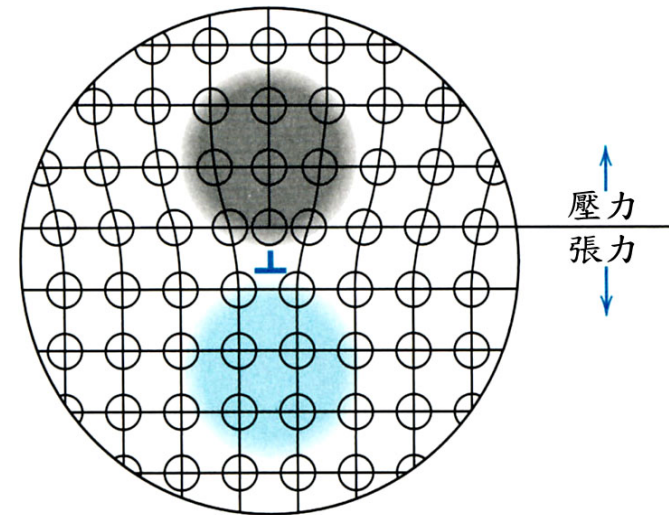


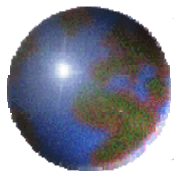
- 所有金屬和合金都含有一些差排，這些差排可能來自凝固過程、塑性變形以及因為急速冷卻導致的熱應力。
- 在材料內的差排數量，或是差排密度(dislocation density)，是以單位體積內的差排總長度來表示，或相當於任意截面，差排與單位面積相交的差排個數。
- 差排密度的單位為每立方厘米分之（差排線長）厘米或者每平方厘米分之一，也就是每平方厘米分之一。
- 一般小心凝固的金屬晶體，差排密度典型值可以抵至 10^3 mm^{-2} 。對於高度變形的金屬，差排密度可達到 10^9 至 10^{10} mm^{-2} 。變形的金屬試片經過熱處理，其差排密度可以減少至 10^5 到 10^6 mm^{-2} 的等級。



7.3 差排的特性 (Characteristics of Dislocations)

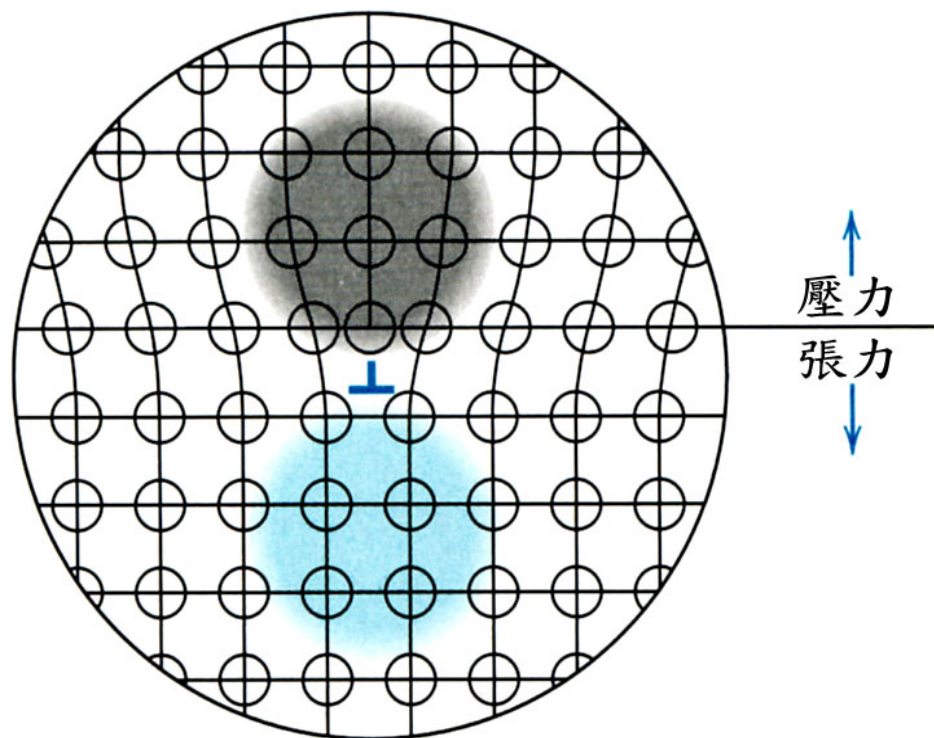
- 差排的特性對金屬的機械性質相當重要，這些特性包括存在於差排周圍的應變場，此應變場在決定差排移動性及增殖能力有重大影響
- 當金屬受到塑性變形時，變形能量的一部分（大約5%）殘存在材料內部，其餘部份則以熱方式散失，而儲存之能量的主要部份即伴隨差排所衍生之應變能。
- 考慮圖7.4所示的刃狀差排，由於多出的半個平面原子造成差排周圍的晶格畸變，結果使得鄰近的原子間產生了壓縮、拉伸以及剪格子應變 (lattice strains)。在相鄰之附近原子就有格子應變 (lattice strain) 作用其上

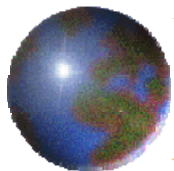




- 例如**刃狀差排**，緊鄰差排線上方的原子就被互相擠壓在一起。它們受到了**壓縮應變**，如圖 7.4 所示。至於半個平面以下的部分，其效應恰好相好，晶格原子所承受的是**拉伸應變**。此外，刃狀差排附近還有**剪應變**。

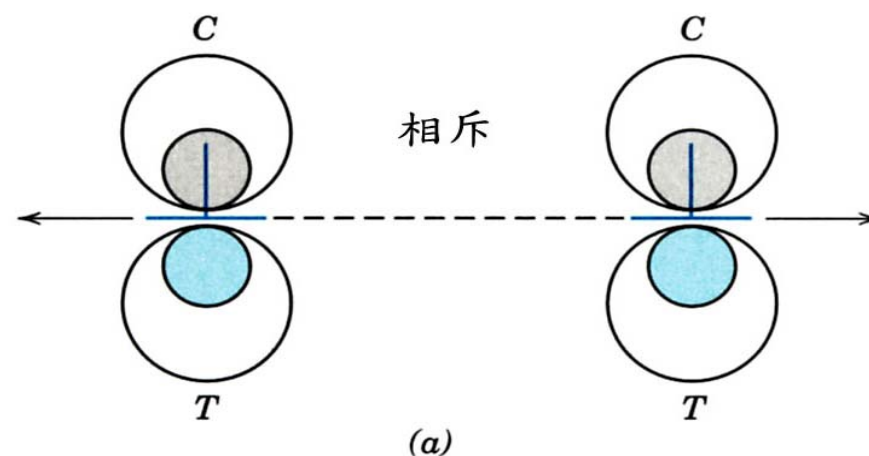
圖 7.4 位於刃狀差排附近之應力在差排正上方為壓應力 (黑色)，正下方為張應力 (白色)。

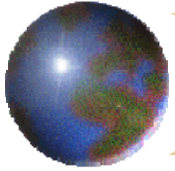




- 至於**螺絲差排**，晶格應變只有**純剪力**而已。這些晶格畸變都可以視為由差排線伸展出的應變區。格子扭曲可視為由差排線福射出之應變場，此應變延伸到相鄰的原子，其**大小隨著差排半徑距離而減小**。
- 差排周圍的應變區如果很靠近，就可能互相作用。例如，圖 7.5a 中**兩個相同方向以及有相同滑移的刃狀差排**，兩者的壓縮和拉伸應變區都位於滑移的同一側，由於應變區的相互作用，使得兩個差排間產生**互相排斥**的力量，因此這兩個差排有**互相分開**的趨勢

圖 7.5 (a) 兩個相同符號且位在相同滑移面的網狀差排彼此互相一排斥力；C 和 T 分別表示壓縮和張力區





- 另一方面，如果兩差排間產生互相有相反方向以及相同的滑移面，它們便會相互吸引，如圖 7.5b 所示，因此在兩差排相遇時，差排將相互抵消而消失現象。各個不同方向的刃狀、螺旋和（或）混合差排都可能產生交互作用。這些應變場及其相關力量對於金屬的強化機構是十分重要。

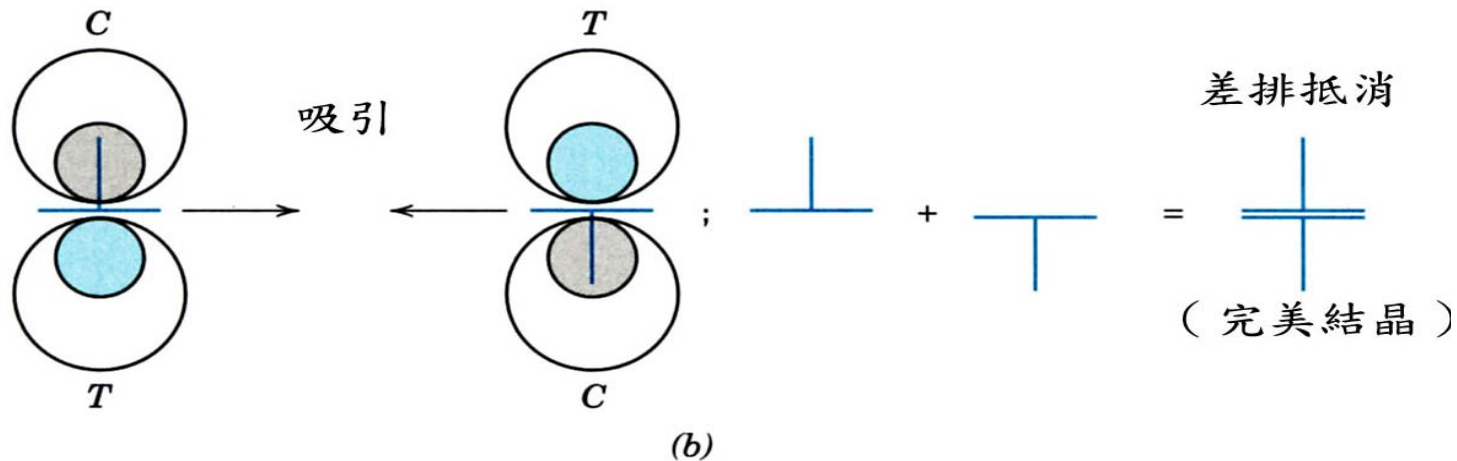
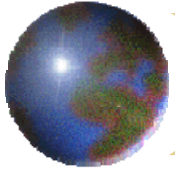
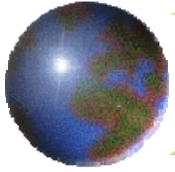


圖 7.5 (b) 相反符號但位在相同滑移面的刃狀差排彼此互相作用一吸引力。當差排相遇時，它們相互抵消而留下一完美晶體的區域。

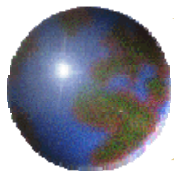


- 在塑性變形期間，差排的數目急遽增加，受高度變形的金屬其差排密度可能有 10^{10} mm^{-2} 這麼高。新差排的重要來源之一是已經存在的差排產生增殖作用；此外，晶界、內部缺陷和表面的不規則性，諸如刮痕和裂口等其作用就如應力集中，在變形期間這些可做為產生差排形成的位置。



7.4 滑移系統 (Slip System)

- 差排在不同原子的結晶平面和結晶方向產生滑移的難易程度並不相同。通常，差排的運動較容易發生在某一平面的特定方向，這個平面就稱為滑移面 (Slip plane)，移動的方向則稱為滑移方向 (Slip direction)，滑移面和滑移方向合稱為滑移系統 (Slip System)。
- 滑移系統視金屬的結晶構造而定，伴隨差排移動所造成的原子扭曲在此係最小。
- 對某一特定結晶構造的滑移面係原子堆積最密的平面 (亦即是最大的平面密度)。在這個滑移面上，滑移方向係相當於原子堆積也是最緊密的方向 (亦即是最大的線密度)。



- 例如圖 7.6a 中 FCC 結構的單位格子有一組平面，即 $\{111\}$ 面族，其所有平面均為緊密堆積，(111) 型平面示在圖 7.6b 之圖單位晶胞內，(111) 被擺成與書頁同一平面，在此平面這些原子顯示互相接觸最鄰近的原子

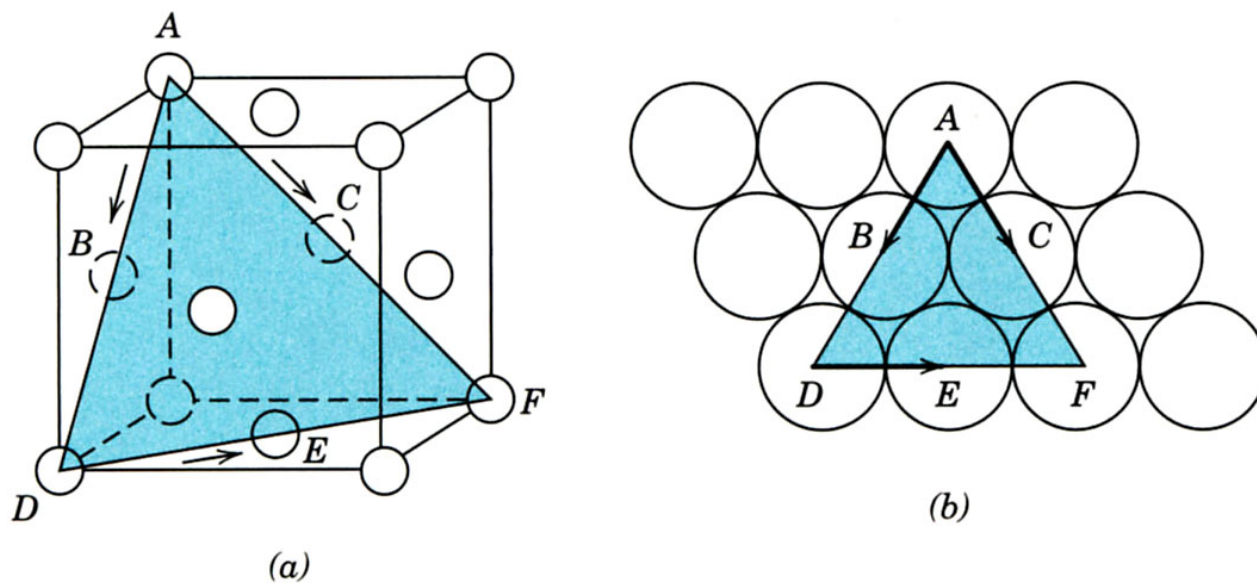
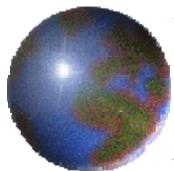


圖 7.6 (a) FCC 單位晶胞上一個 $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 滑移系統。
(b) 在 (a) 中的 (111) 面和 3 個 $\langle 110 \rangle$ 滑動方向構成可能的滑移系統 (如箭號所示)



- 在 $\{111\}$ 平面上，滑移沿 $\langle 110 \rangle$ 型方向發生，如圖 7.6 的箭號所示。因此， $\{111\} \langle 110 \rangle$ 代表在 FCC 中之滑移面和滑移方向的組合，或是其滑移系統。圖 7.6b 顯示一個滑移面上可能有不只一個滑移方向。

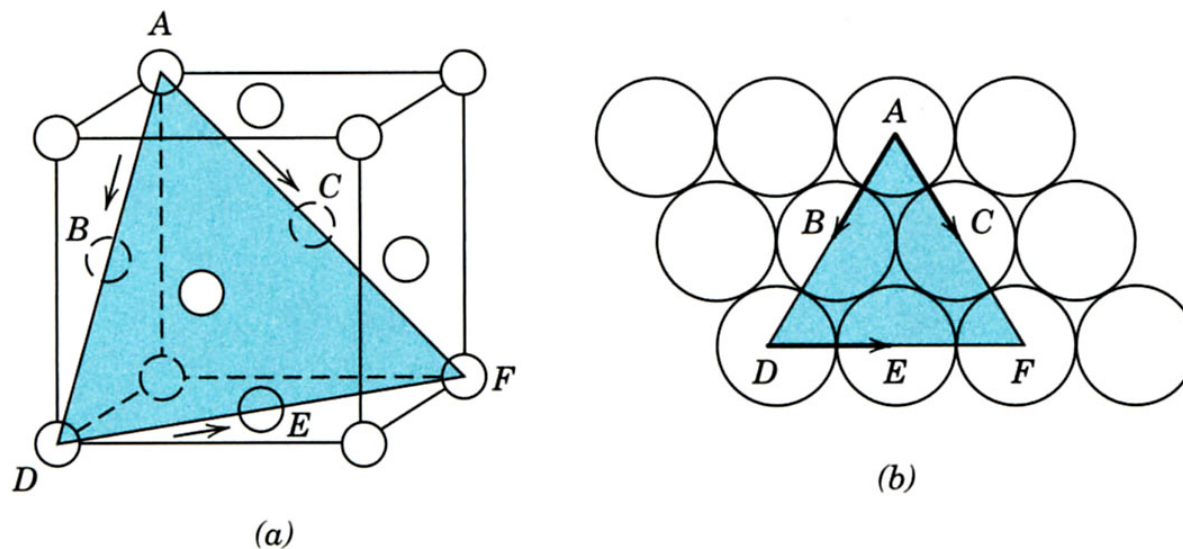
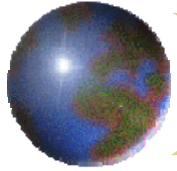


圖 7.6 (a) FCC單位晶胞上一個 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 滑移系統。
(b) 在 (a) 中的 (111) 面和3個 $\langle 110 \rangle$ 滑動方向構成可能的滑移系統 (如箭號所示)



- 獨立滑移系統的數目就是指不同滑移面和方向的可能組合，例如，面心立方（FCC）結構就有12個滑移系統：4個 $\{111\}$ 平面，每個平面有3個獨立 $\langle 110 \rangle$ 方向。
- BCC 和 HCP 結構可能的滑移系統列於表 7.1。每種結構可能的滑移都不限於一個平面族（例如 BCC 就有 $\{110\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{321\}$ ）。這兩種結構的金屬，有些滑移系統往往只在高溫下才會實現。
- FCC 和 BCC 結構的金屬有較多的滑移系統（至少12個）。這些金屬通常延性很好，因為許多系統可供大量的塑性變形，反之 HCP 金屬因為只有較少的滑移系統，通常比較脆。

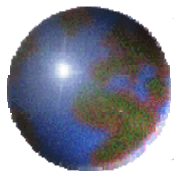
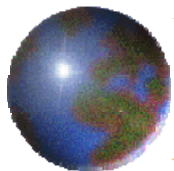


表 7.1 面心立方、體心立方和六方密格子金屬的滑移系統

金 屬	滑移平面	滑移方向	滑移系統之個數
	面心立方體， FCC		
Cu, Al, Ni, Ag, Au	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	12
	體心立方體， BCC		
α - Fe, W, Mo	{110}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	12
α - Fe, W	{211}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	12
α - Fe, K	{321}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	24
	六方密格子， HCP		
Cd, Zn, Mg, Ti, Be	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Ti, Mg, Zr	{10 $\bar{1}$ 0}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3
Ti, Mg	{10 $\bar{1}$ 1}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	6

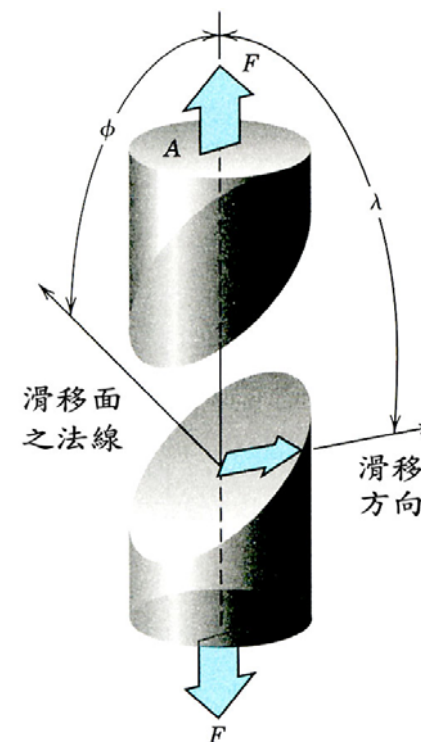


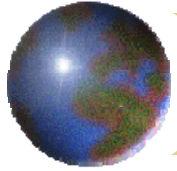
7.5 單晶中的滑移 (Slip single crystals)

- 刃狀、螺旋及混合差排受**剪應力**作用時，將沿著特定滑移面和滑移方向移動，即使作用應力是純張力或壓力，除了平行或垂直於作用應力方向之外，其他方向可能的剪力分量（式6.4b），稱為**分解剪應力**(resolves shear stresses)
- **分解剪應力**其大小不僅與**作用應力**大小有關，也與該平面內之**滑移面**和**方向**的**方位**有關

$$\sigma' = \sigma \cos^2 \theta = \left(\frac{1 + \cos 2\theta}{2} \right)$$

$$\tau' = \sigma \sin \theta \cos \theta = \left(\frac{\sin 2\theta}{2} \right)$$



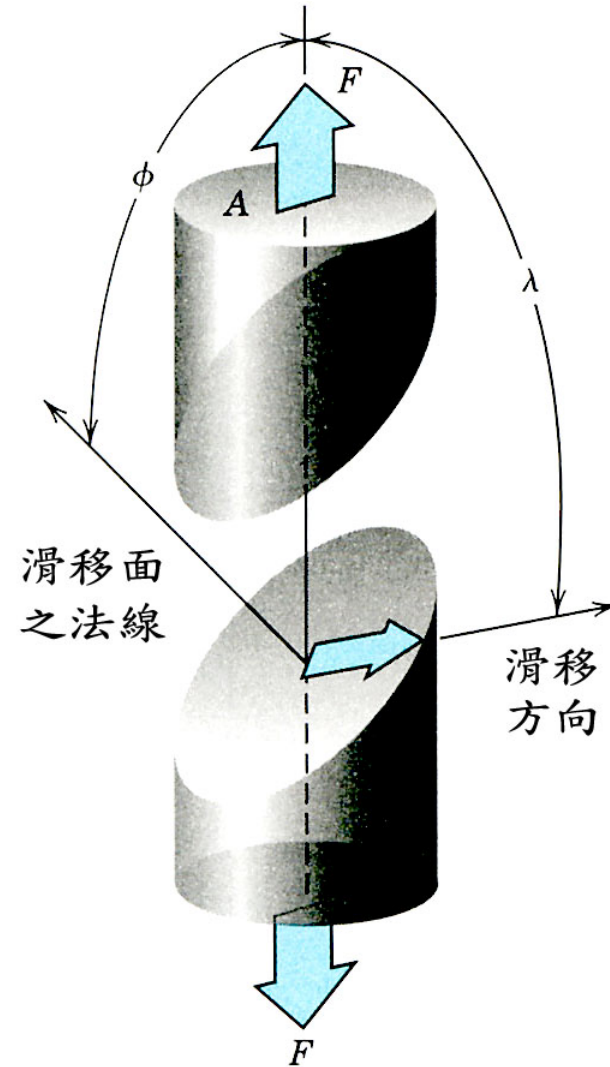


- 假設 ϕ 代表滑移面法線方向與作用應力的夾角，而 λ 是滑移方向和應力的夾角，如圖 7.7 所示其分解應力 τ_R 為

$$\tau_R = \sigma \cos \phi \cos \lambda \quad (7.1)$$

式中 σ 是作用應力，通常 $\phi + \lambda \neq 90^\circ$ ，因為張力軸、滑移面法線及滑移方向不一定在同一平面。

圖 7.7 用於計算單晶分解剪應力之張力軸，滑移面和滑移方向等之間的幾何關係圖。



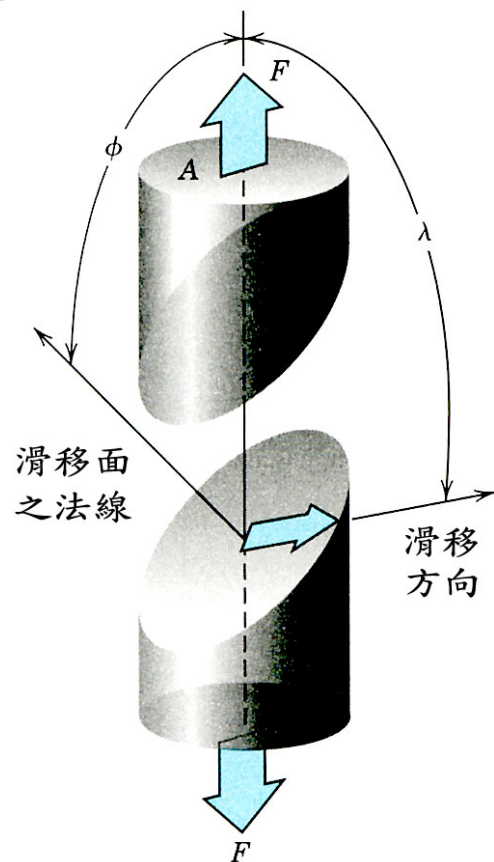
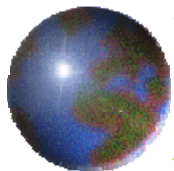
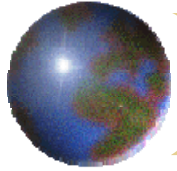


圖 7.7 用於計算單晶分解剪應力之張力軸，滑移面和滑移方向等之間的幾何關係圖

- 金屬單晶具有多個能夠動作的不同滑移系統，因為每個滑移系統相對於應力軸之方位不同(ϕ 及 λ 角)，如圖7.7所示張力和滑移面之法線的夾角為 ϕ ，張力軸和滑移方向之夾角為 λ ，每個滑移系統的分解剪應力也不同。
- 其中有一個滑移系統的方位最有利，亦即承受最大分解剪應力 τ_R (max)：

$$\tau_R (\max) = \sigma (\cos \phi \cos \lambda)_{\max} \quad (7.2)$$

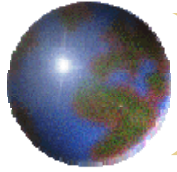


- 單晶受到張應力或壓應力作用時，當最有利滑移系動的分解剪應力到達某一臨界值時，差排開始滑移，此臨界值稱為**臨界分解剪應力** (critical resolved shear stress) τ_{crss} ，代表開始引發滑移時所需的最小剪應力，同時也是決定材料何時產生**降伏**的性質。
- 當 $\tau_R(\max) = \tau_{crss}$ 時，單晶產生**塑性變形**或稱**降伏**，而開始產生降伏所需的作用應力（即**降伏強度** σ_y ）為

$$\sigma_y = \frac{\tau_{crss}}{(\cos \varphi \cos \lambda)_{\max}} \quad (7.3)$$

- 當單晶方位為 $\phi = \lambda = 45^\circ$ ，則產生的降伏所需的應力**最小**，在這條件下

$$\sigma_y = 2 \tau_{crss} \quad (7.4)$$



- 單晶受張應力時，圖 7.8 所示，假設在試樣長度方向的不同位置上，滑移發生在數個相等的最有利的平面與方向。此滑移變形時在單晶表面形成相互平行之小階梯（圖 7.8）
- 每個階梯都是大量差排沿著相同滑動平面移動造成。巨觀上可看到環圈圍繞著周圍。
- 單晶試樣經拋光後，表面將可見這些階梯所形成的線條，稱為**滑移線**

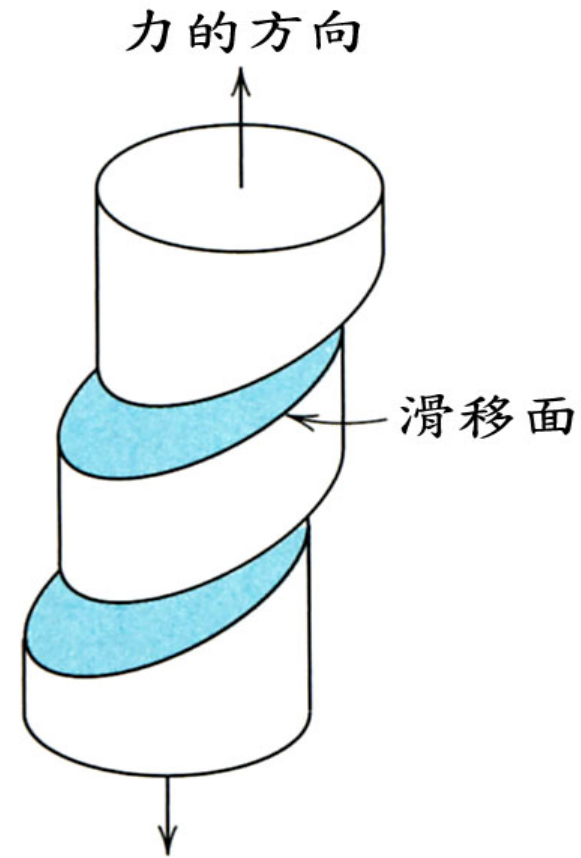
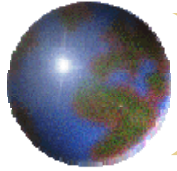


圖 7.8 單晶的巨觀滑移



- 鋅單晶經塑性變形後，滑移痕跡清晰可辨識，如圖 7.9 所示
- 若單晶繼續受拉伸長，則滑移線數量和滑移階梯寬度將會增加，FCC 和 BCC 金屬的滑移可能沿著第二滑移系統進行，此滑移系統與張力軸成次一個的最有利方位者

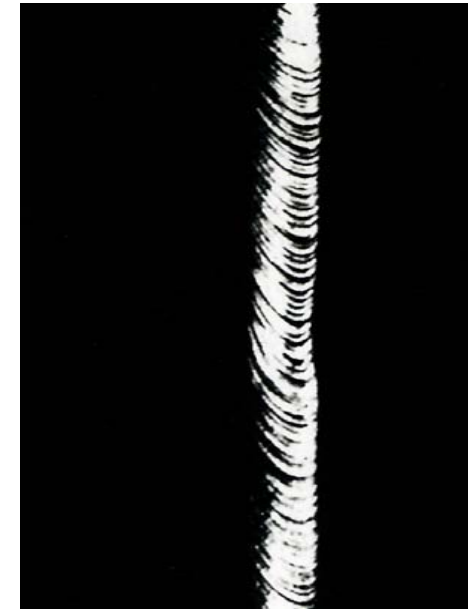
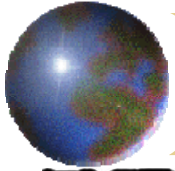


圖 7.9 鋅單晶之滑移

- 滑移系統較少的 HCP 晶體，若最有利滑移系統的應力軸垂直於滑移方向($\lambda = 90^\circ$)或平行於滑移面($\phi = 90^\circ$)，則分解剪應力為零，這個極端方位，將使晶體產生破壞而不是塑性變形



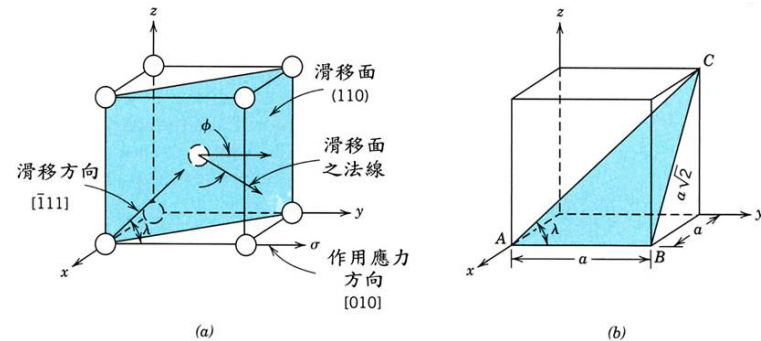
例題 7.1

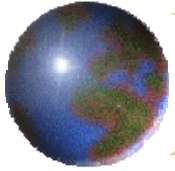
考慮一 BCC 鐵單晶所在方位使得張應力沿 $[010]$ 方向作用 (a) 當作用之張應力 52 MPa (7500 psi) 時計算沿著 (110) 面上之 $[\bar{1}11]$ 方向的分解剪應力；(b) 如果滑移沿 (110) 面上 $[\bar{1}11]$ 方向，且臨界分解剪應力為 30 MPa (4350 psi)，試計算開始產生降伏所需的作用張應力之大小。

解：

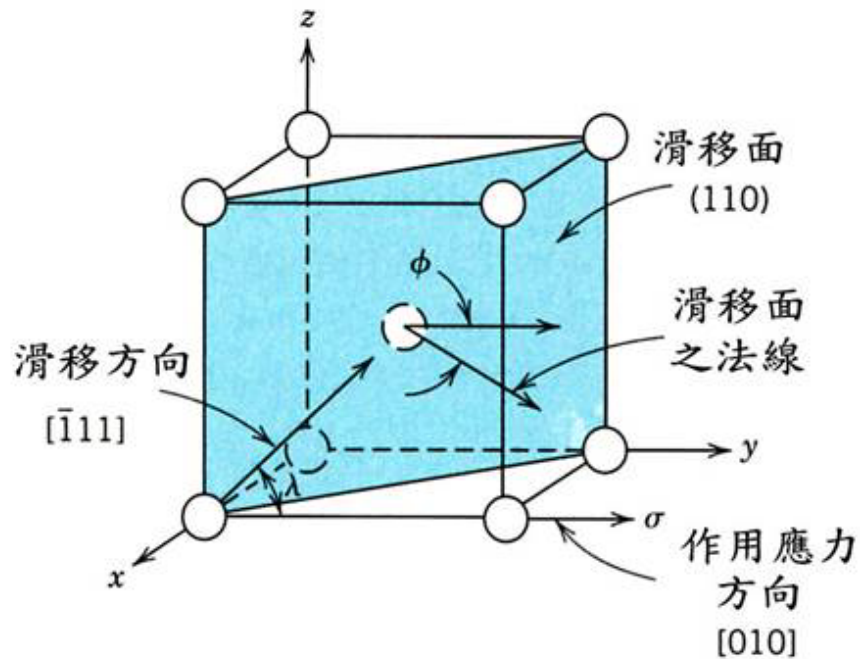
(a) BCC 單位晶胞中沿著滑移方向和平面以及作用應力之方向一起示於圖 (a) (110) 面法線和 $[010]$ 方向間夾角如 ϕ 所示，為 45° ，由圖 (b) 之三角形 ABC ， $[\bar{1}11]$ 和 $[010]$ 方向間夾角 λ 等於 $\tan^{-1}(a\sqrt{2}/a) = 54.7^\circ$ ， a 係單胞晶長度，因此，根據式 (7.1)

$$\begin{aligned}\tau_R &= \sigma \cos \phi \cos \lambda = (52 \text{ MPa})(\cos 45^\circ)(\cos 54.7^\circ) \\ &= 21.3 \text{ MPa (3060 psi)}\end{aligned}$$

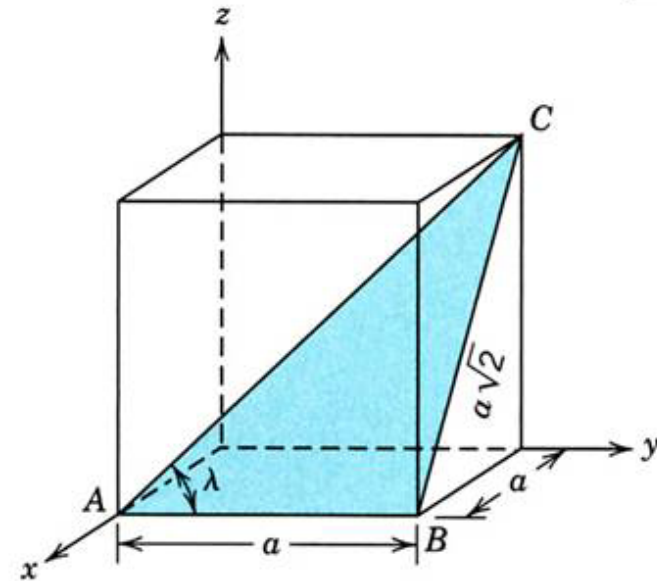




$$\begin{aligned}\tau_R &= \sigma \cos \phi \cos \lambda = (52 \text{ MPa})(\cos 45^\circ)(\cos 54.7^\circ) \\ &= 21.3 \text{ MPa (3060 psi)}\end{aligned}$$



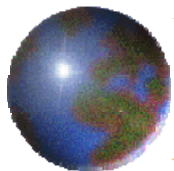
(a)



(b)

(b) 降伏強度 σ_y 可由式 (7.3) 計算之； ϕ 和 λ 值和 (a) 部分是相同的，因此

$$\sigma_y = \frac{30 \text{ MPa}}{(\cos 45^\circ)(\cos 54.7^\circ)} = 73.4 \text{ MPa (10,600 psi)}$$



7.6 多晶金屬的塑性變形 (Plastic Deformation of Polycrystalline Metals)

- 多晶材料中之變形和滑移比較複雜，因為各個晶粒方位皆不相同，因此每個晶粒的滑移方向也不一樣，每個晶粒的差排運動各自沿著最有利的滑移系統（即最大剪應力方向），這可以由多晶銅試片的微觀照片得到例證（圖7.10）。
- 可看到滑移線且大部分的晶粒出現有兩組滑移系統在運作，晶粒中出現兩組各自平行但又交叉的滑移線。此外不同晶粒上滑移線方向不一致，可知各晶粒的方位並不相同

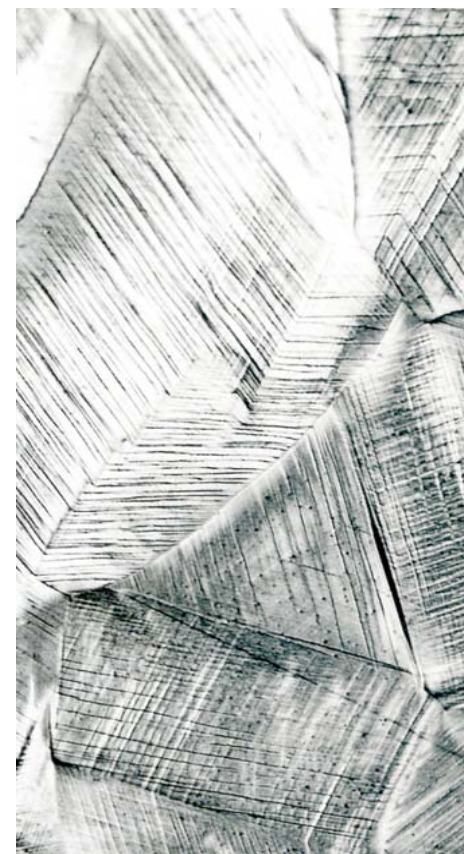
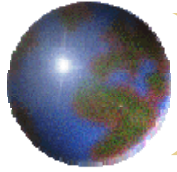


圖 7.10 銅多晶試片表面的滑移線，銅試片在變形前先經過拋光在進行塑性變形。



- 一個多晶試片的總塑性變形相當於每個晶粒的滑移所產生相對變形的總和。在變形的過程，**沿著晶界常能保持機械的完整性與連貫性**，換句話說，**通常不會由晶界處裂開**，結果使得每個晶粒的形狀或多或少都受到相鄰晶粒的限制

- 晶粒扭曲是由於總塑性變形的結果，圖7.11顯示變形前晶粒係等軸晶(即各方向尺寸大致相同)，變形後晶粒沿著試片受拉方向產生伸長。

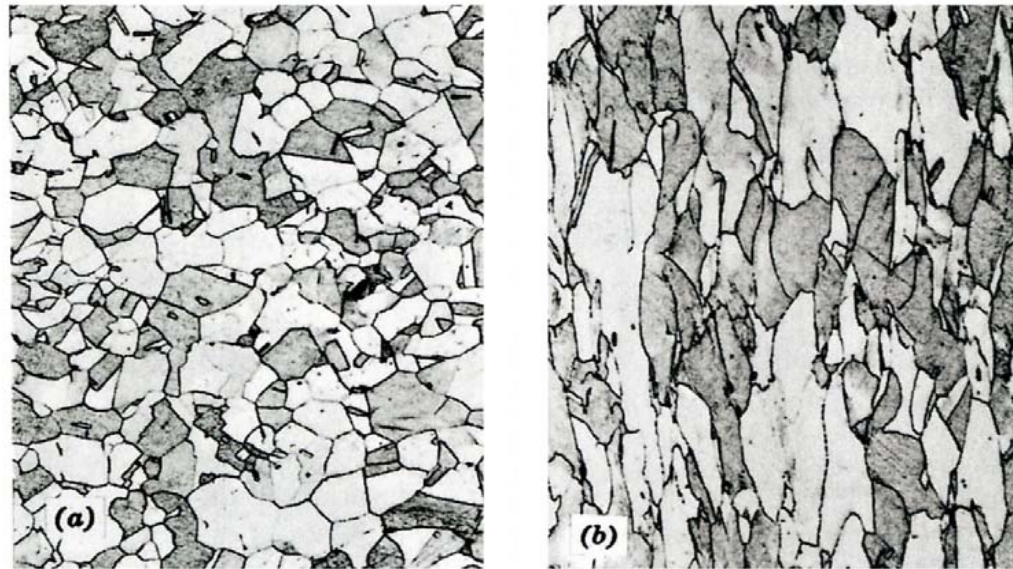
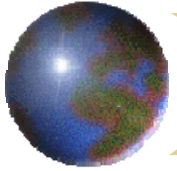
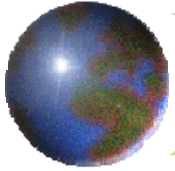


圖7.11 塑性變形對於多晶金屬的晶粒組織的改變。(a) 變形前晶粒是等軸的。(b) 變形後晶粒伸長。



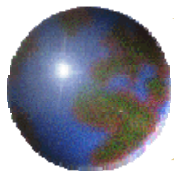
- 多晶金屬的強度遠高於同樣材料質的單晶，因此多晶金屬塑性變形需要較大的作用應力來產生滑移以及伴隨的降伏，亦即在變形期間，某種程度也是因為作用在晶粒上的幾何束縛所致，因此多晶金屬塑性變形需要更大的應力



金屬的強化機構

(Mechanisms of Strengthening in Metals)

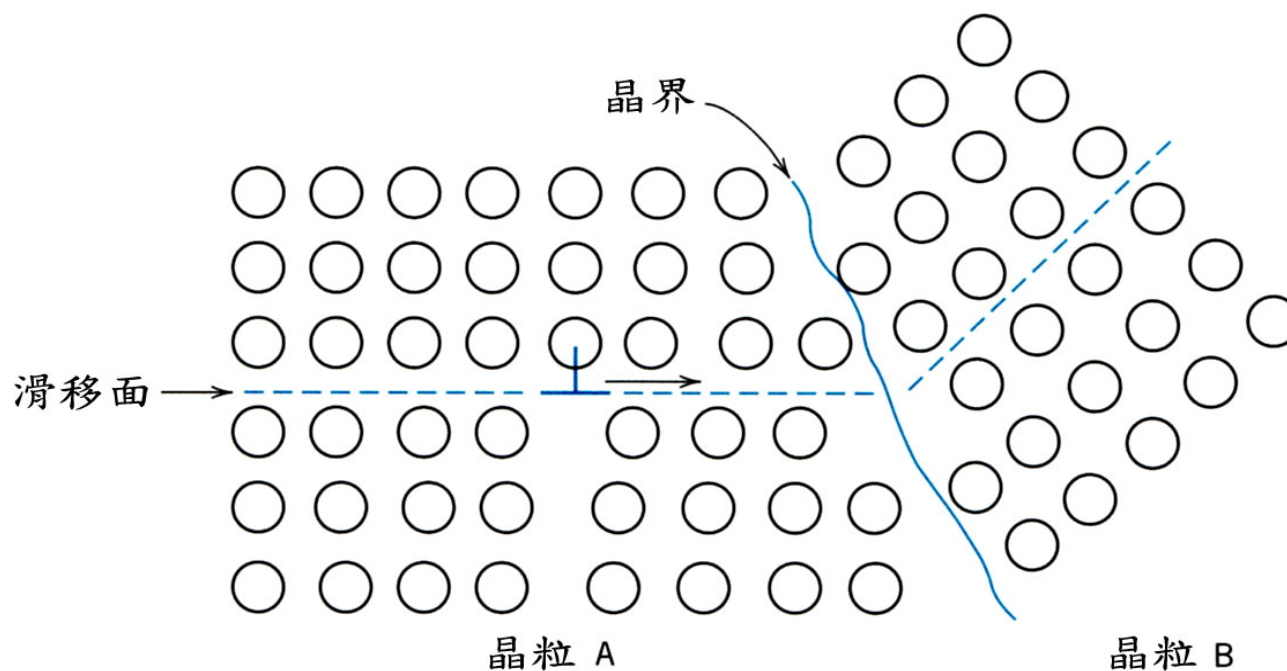
- 瞭解強化機構很重要的一點是差排運動和金屬機械性質的關係。因為巨觀的塑性變形是大量差排運動的結果，所以金屬塑性變形的能力取決於差排移動的能力。
- 既然材料的硬度和強度（降伏和抗拉）跟塑性變形能產生的容易度有關係，故藉由降低差排的移動率可強化其機械強度，所有的強化方法都是基於這個簡單的原理：限制或阻礙差排運動使得材料變得更硬更強。
- 目前所探討的範圍限制於單相金屬地強化機構，包含晶粒尺寸減小（細晶強化）、固溶合金強化和應變硬化。多相合金的變形和強化較複雜，留待以後再討論。

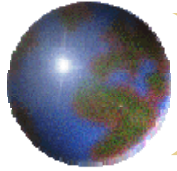


7.8 細化晶粒強化 (Strengthening by Grain Size Reduction)

- 對多晶金屬而言，**晶粒尺寸**或**平均晶粒直徑**會影響其機械性質。相鄰的兩晶粒通常具有**不同的結晶方向**，但有一個**共同的晶界**，如圖 7.12 所示。

圖 7.12 當差排遇上晶界時，差排運動說明了何以晶界對連續滑移形成障礙。在跨越晶界時，滑移面變得不連續且轉變方向

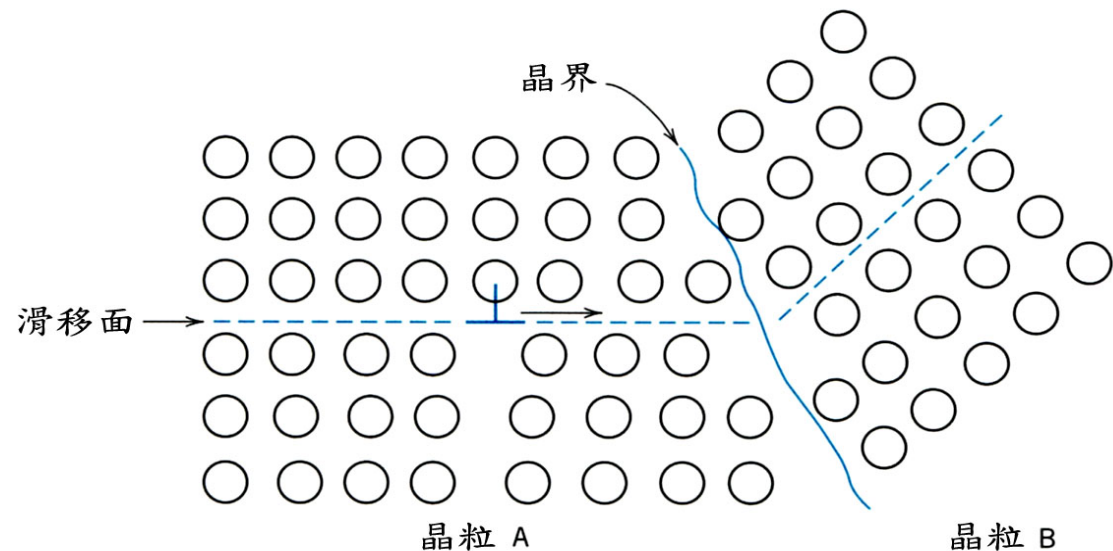




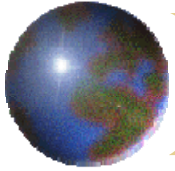
- 在塑性變形發生間期，滑移或差排運動必須**穿越這個共同的晶界線**，圖 7.12 中的 A 晶粒到 B 晶粒必會產生滑移或差排移動。

- 因有兩個理由，晶界對差排移動其作用就像一障礙物

1. 因為兩個晶粒有不同的方向，當差排通過晶界進入 B 晶粒時**必須改變其移動的方向**；當結晶方位不同程度增加時，此種移動變得更加困難。



2. 在晶界區域內原子的無序排列，結果造成**滑移面**由一個晶粒進入至另一晶粒**產生不連續**。

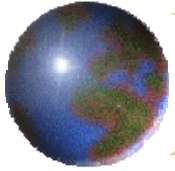


- 對高角度的晶界，在變形期間，差排穿越晶界並非是此種情況；而是在一晶粒滑移面的前端有應力集中，此可能是相鄰晶粒新差排的活化源。
- 細晶材料比粗晶材料更硬且強，因為前者具有較大的總晶界面積以阻礙差排移動。對許多材料而言，其降伏強度 σ_y 隨晶粒尺寸改變是根據如下式所示

$$\sigma_y = \sigma_o + k_y d^{-1/2} \quad (7.5)$$

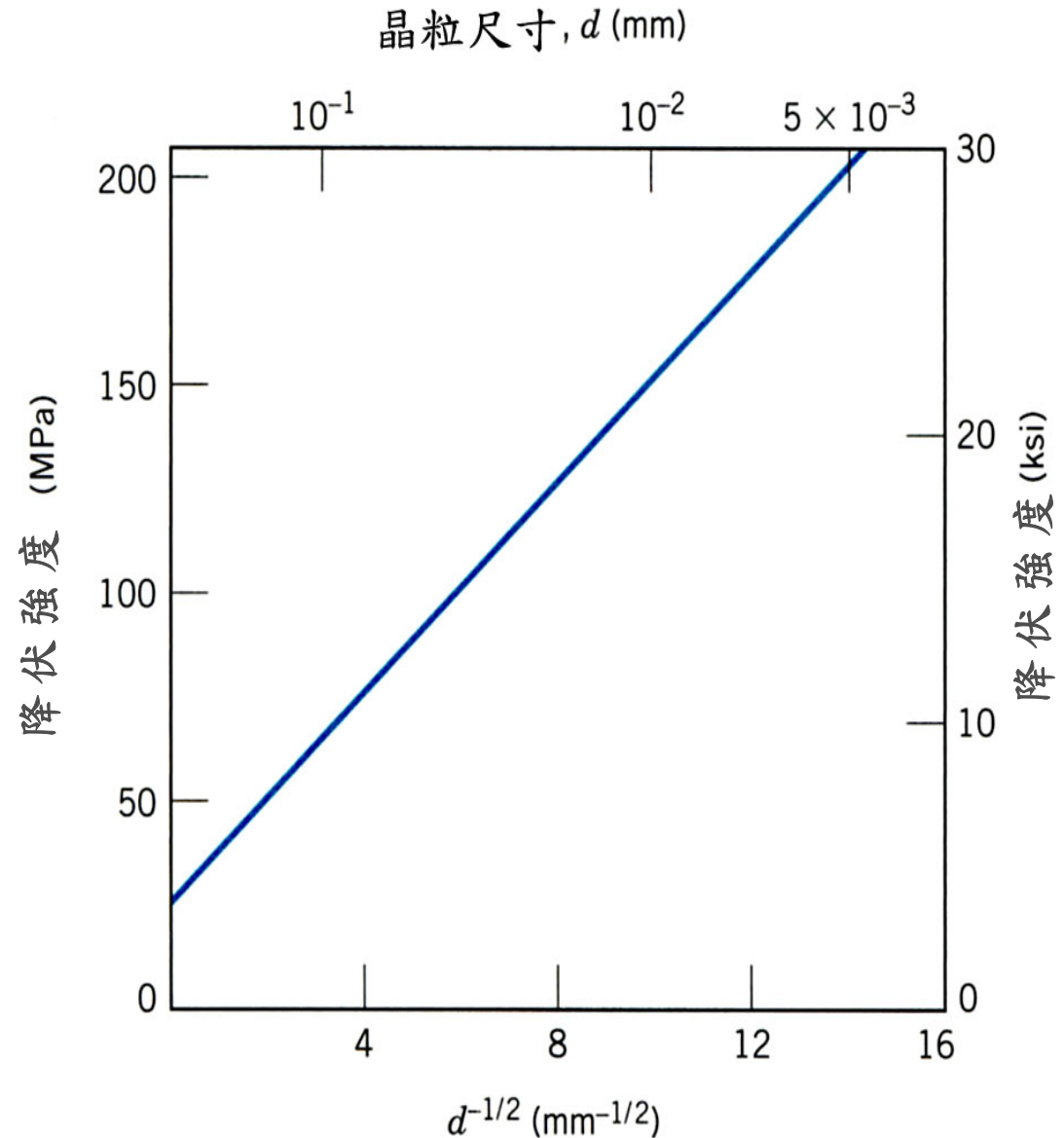
上式稱為 **Hall-Petch** 方程式，其中 d 是平均晶粒直徑， σ_o 和 k_y 為特定材的常數。

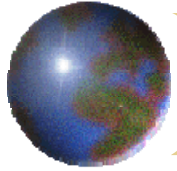
- 式(7.5) 對於很大的的晶粒和極細晶粒 的多晶材料不適用。



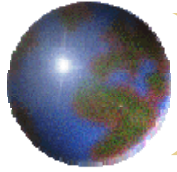
- 圖 7.13 說明了黃銅的降伏強度和晶粒大小的關係。晶粒大小可以藉著液相的凝固速率以及塑形變形後適當的熱處理來調整。

圖 7.13 黃銅(70Cu-30Zn)晶粒大小對其降伏強度的影響。注意圖上晶粒右至左的增加並非線性的



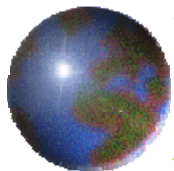


- 另外值得一提的是晶粒的細化不僅能增加強度，同時對許多金屬也能增加韌度。
- 小角度晶界干擾滑移是無效地，因為橫越晶界其結晶方位不一致性較小的關係。換言之，雙晶晶界就能有效地阻擋滑移並且增加材料強度。
- 兩個不同相間之相界也是差排移動的阻礙物，對於較複雜合金的強化，這點就很重要。
- 組成相的尺寸和形狀顯著地影響多相合金的機械性質。



7.9 固溶強化 (Solid-Solution Strengthening)

- 另一種強化和硬化金屬的技術是將不純物原子以合金方式加入，形成置換式或插入式固溶體，這種方法稱為固溶強化 (Solid-Solution Strengthening)
- 高純度金屬幾乎都比以相同母金屬為主的合金來得軟且弱



- 增加不純物的濃度會使伴隨的抗拉和降伏強度也隨之增加，如圖7.14a和7.14b所示（鎳加入銅中）

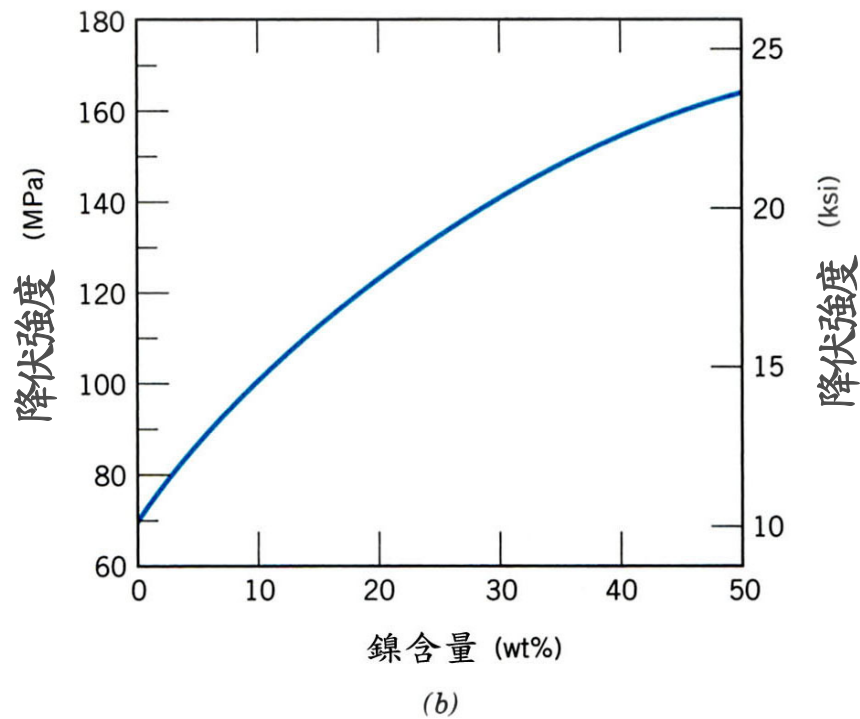
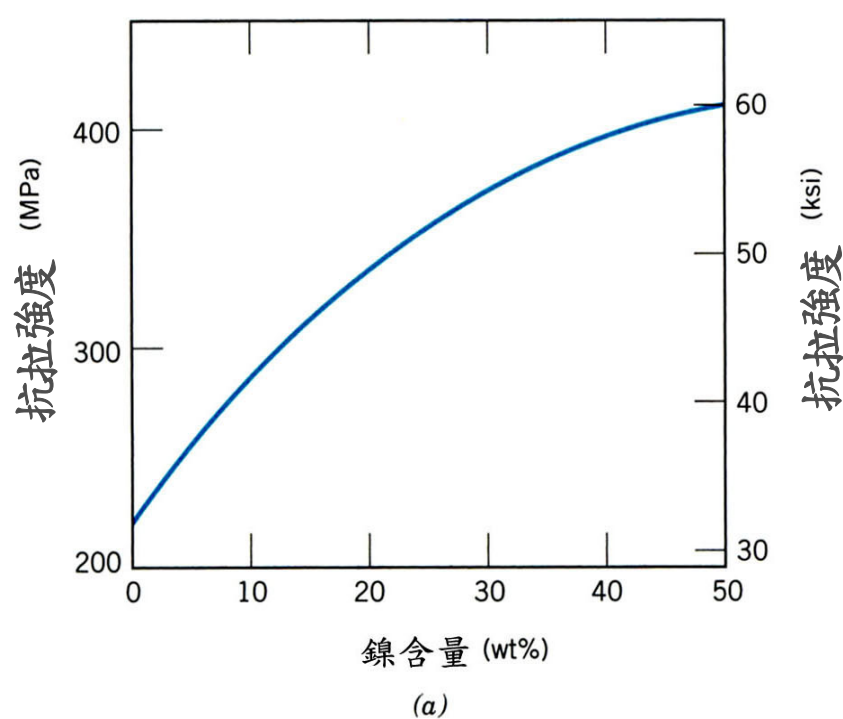
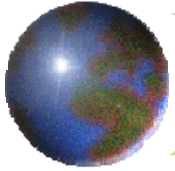


圖 7.14 銅-鎳合金其鎳含量與 (a) 抗拉強度 (b) 降伏強度 (c) 延性 (伸長率) 的變化關係，顯示了強化作用



●圖 7.14c 顯示鎳的延展性和鎳濃度的影響

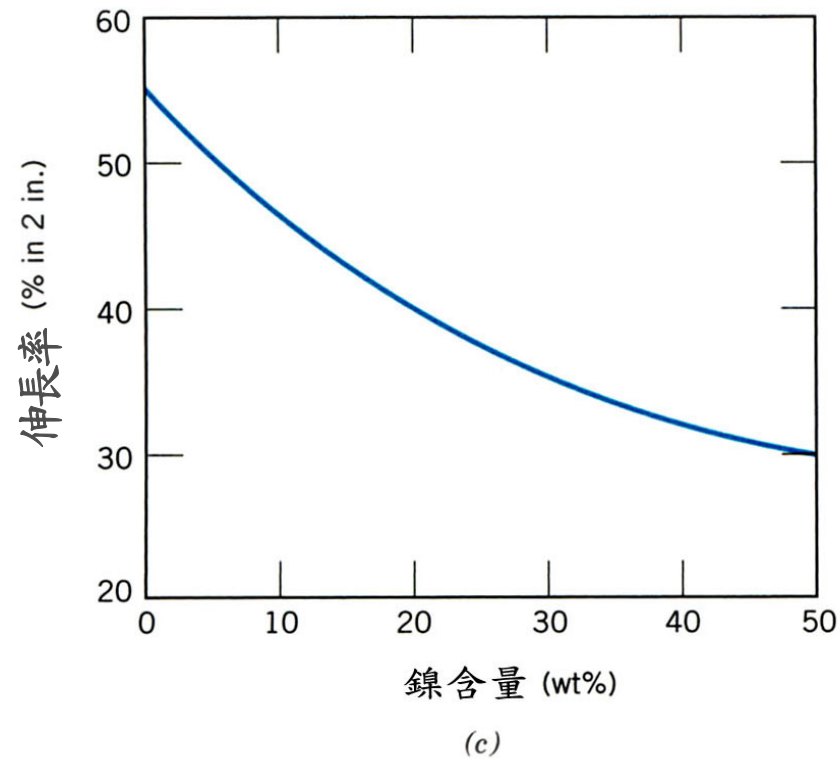
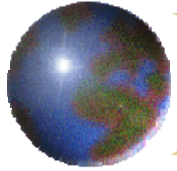
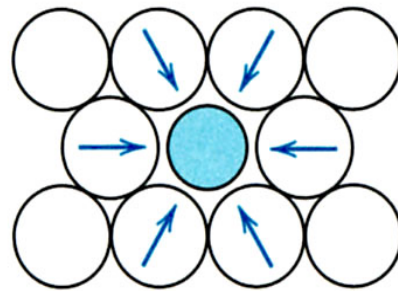


圖 7.14 銅-鎳合金其鎳含量與 (a) 抗拉強度 (b) 降伏強度 (c) 延性 (伸長率) 的變化關係，顯示了強化作用

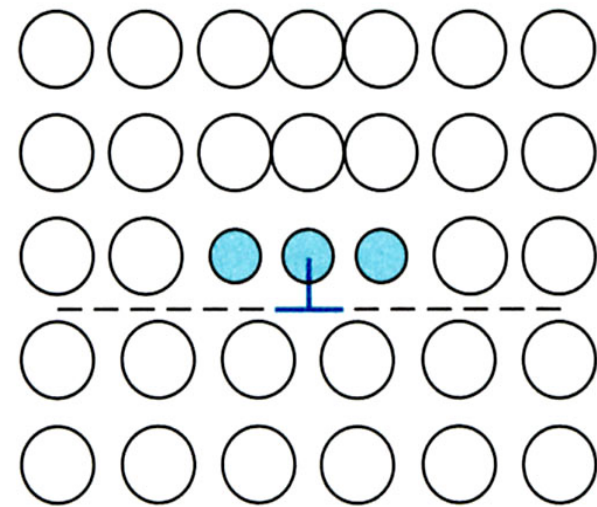


- 合金比純金屬來得強，因為不純物原子進入母相金屬形成固溶體時，**格子應變場與差排之間交互作用限制了差排的移動**
- 當**不純物原子小於置換的母相原子**，則在附近晶體晶格上產生**張應力**，如圖 7.15a 所示。反之，若**置換成較大的原子**則在附近晶體晶格產生**壓應力**（圖 7.16a）。

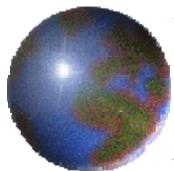
圖 7.15 (a) 示意圖說明加入較小的置換式原子使母相原子產生**伸張應變**。(b) 較小不純物原子的位置與刃狀差排的關係，可以**抵消**不純物-差排間的**格子應變**



(a)

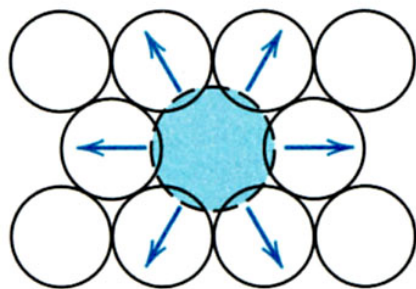


(b)

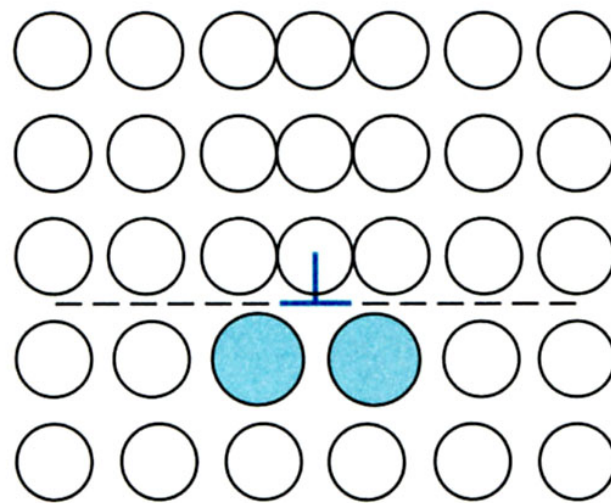


- 這些溶質原子傾向於偏析周圍著差排，如此方式可以降低整體應變能，因此較小的不純物原子進入張應變處，以抵銷差排的一些壓應變，對於圖 7.15b 的刃狀差排而言，較小不純物原子進入滑移面上方差排線附近的地方。較大不純物原子的情況則如圖 7.16b 所示。

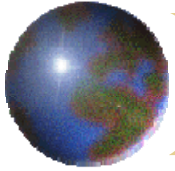
圖 7.16 (a) 示意圖說明加入較大的置換式原子使母相原子產生壓縮應變。(b) 較大不純物原子的位置與刃狀差排的關係，可以抵消不純物-差排間的晶格應變



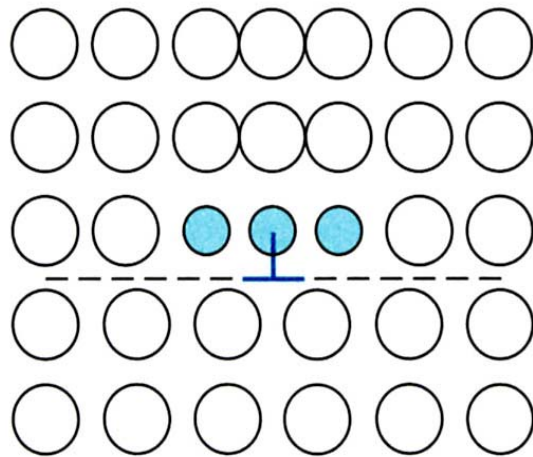
(a)



(b)

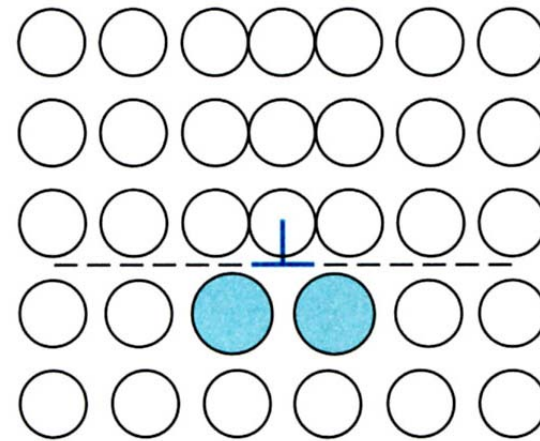


- 加入不純物原子**提高差排滑移的阻力**，因為當差排離開不純物原子，將導致整體格子應變增加。
- 在塑形變形時，不純物原子和移動的差排間也同樣會產生晶格應變的交互作用（圖7.15b和圖7.16b）。因此誘發及持續固溶合金的塑性變形需較大的作用應力，此與純金屬恰好相反，這點可以由它們強度和硬度的增大得到證明。



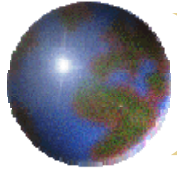
(b)

圖7.15b



(b)

圖7.16b



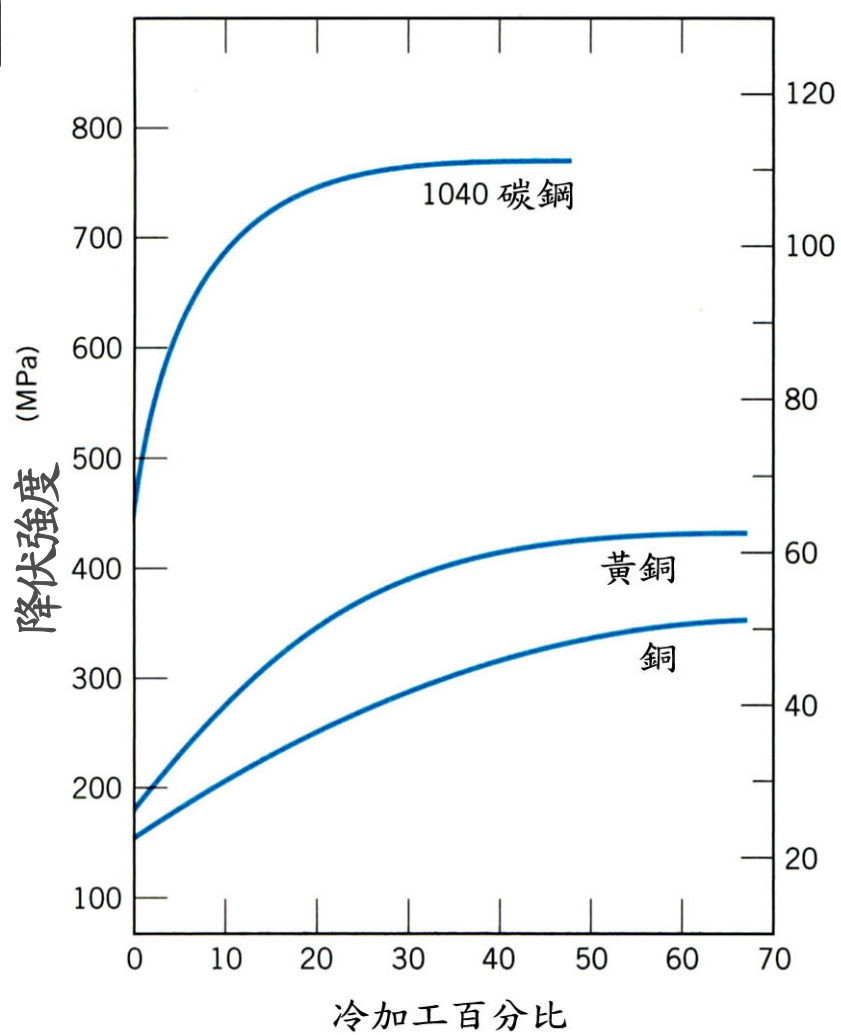
7.10 應變硬化 (Strain Hardening)

- 應變硬化 (Strain Hardening) 是延性金屬產生塑性變形時變硬變強的現象，有時候也稱為加工硬化 (work hardening) 或是冷加工 (cold working)，大部分金屬在室溫時都會應變硬化
- 用冷加工百分比來表示塑性變形的程度比用應變量來得方便。冷加工百分率 (%CW) 定義如下：

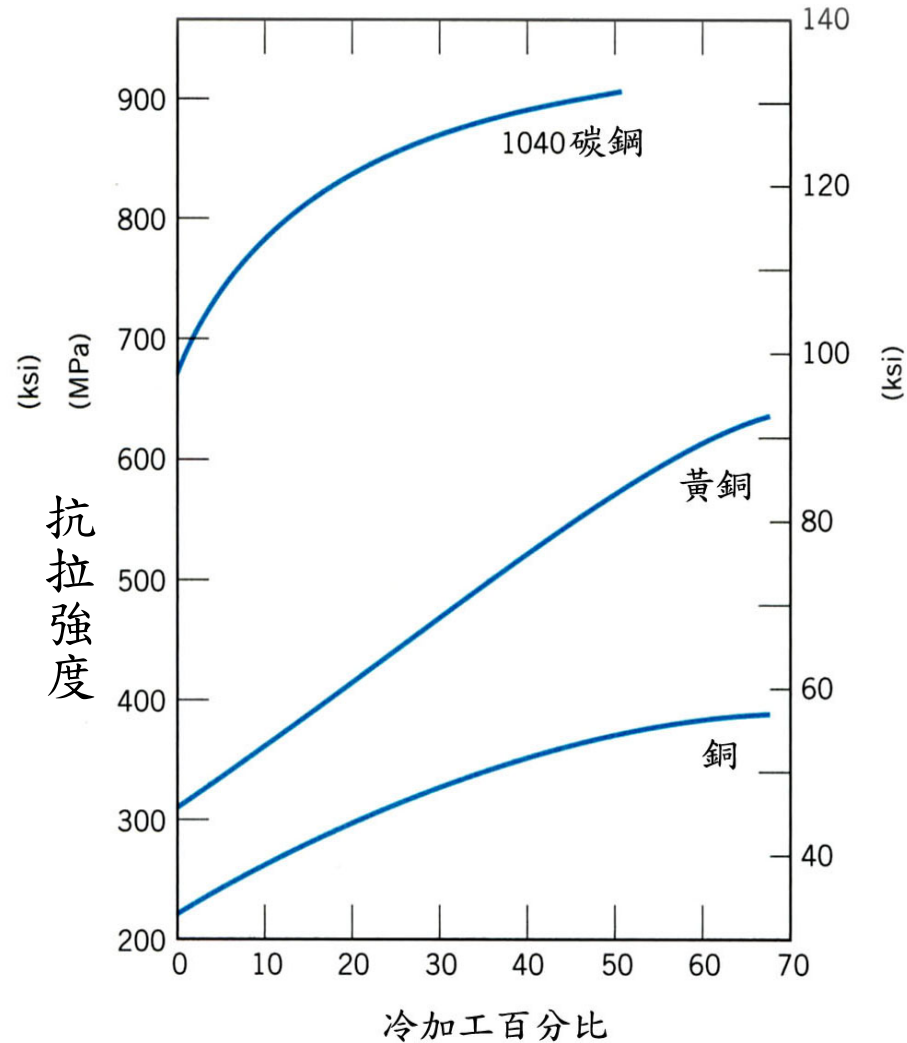
$$\% \text{ CW} = \left(\frac{A_o - A_d}{A_o} \right) \times 100 \quad (7.6)$$

式中 A_o 是變形前的截面積， A_d 是變形後的截面積。

- 圖 7.17a 和 7.17b 說明了鋼、黃銅和銅的降伏和抗拉強度隨著冷加工量的增加而增大，增加硬度和強度所付出的代價是金屬的延性的下降

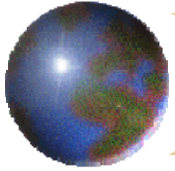


(a)



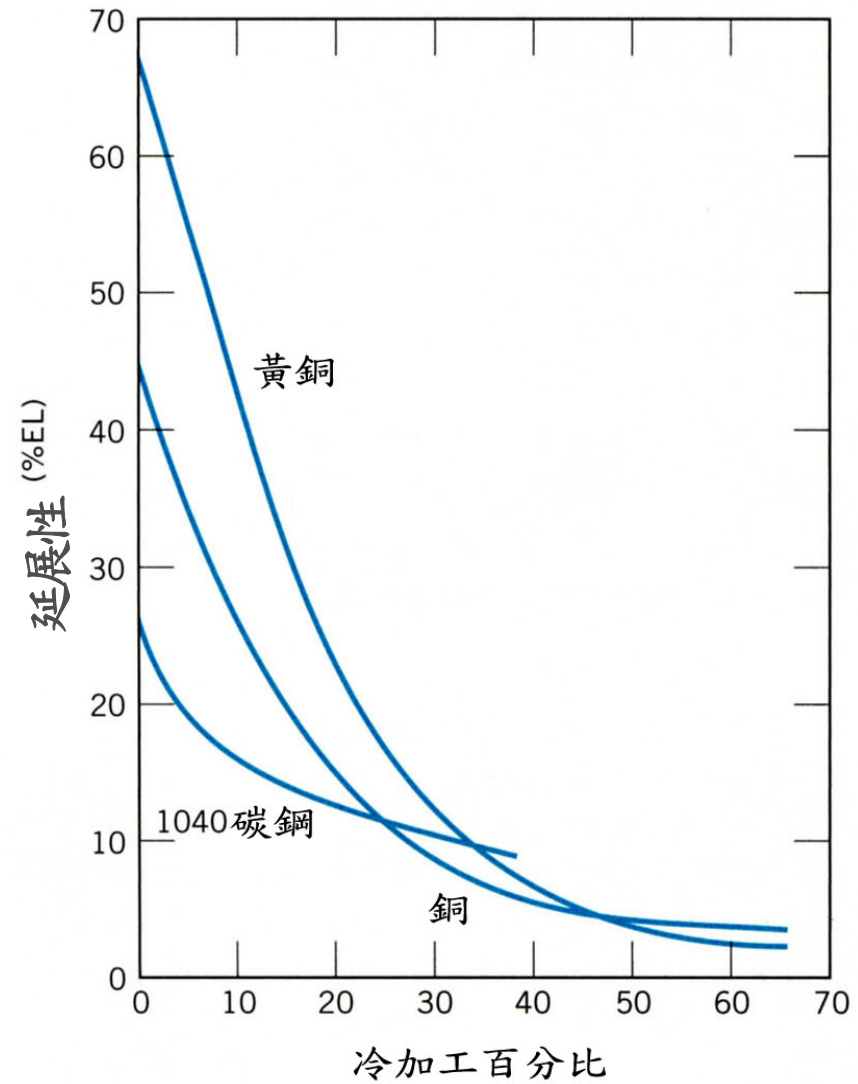
(b)

圖 7.17 1040鋼、黃銅和銅隨著冷加工百分率的增加而 (a) 增加降伏強度 (b) 增加抗拉強度

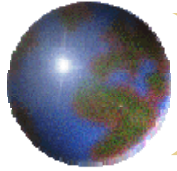


- 如圖7.17c 所示，三種合金的延性，以伸長率來表示，都隨著冷加工百分率的增加而降低。

圖 7.17 1040鋼、黃銅和銅隨著冷加工百分率的增加而 (c) 降低延性 (%伸長率)



(c)



- 冷加工對鋼的應力-應變行為則生動地描繪於圖 7.18。
- 應變硬化的現象可用差排-差排應變場相互作用之理論來解釋，在金屬中差排密度隨變形或冷加工增加而增加，是由於差排的增值或新差排的形成
- 當差排密度增加時，差排移動受其他差排阻礙的此種阻力更為明顯，因此，金屬變形所需的作用應力隨冷加工的增加而增加

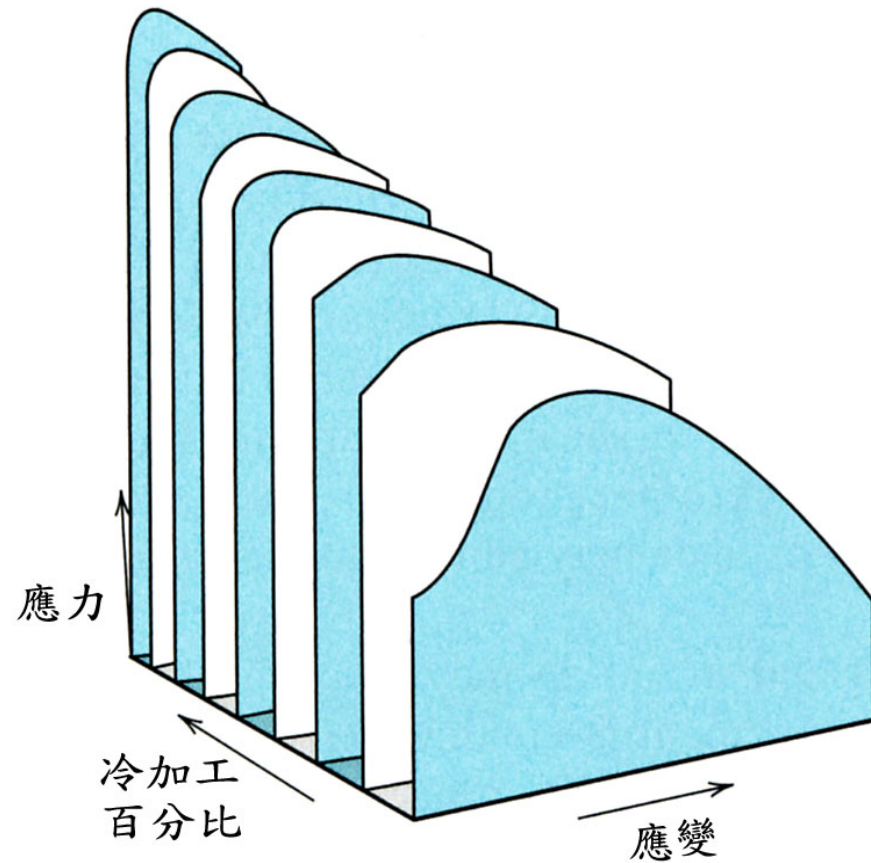
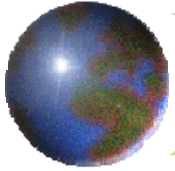
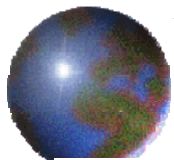


圖 7.18 低碳鋼其冷加工量對應力-應變行為的影響



- 在製造的程序中，應變硬化在商業上常用於加強金屬的機械性質，應變硬化的影響可藉著退火熱處理消除之
- 有關真實應力和應變的數學式，即 (6.19) 式， $\sigma_T = K \varepsilon_T^n$ 參數 n 稱為應變硬化指數，它是金屬應變硬化能力的一種指標，對一定塑性應變量的金屬而言，其值愈大，應變硬化愈大
- 前述探討可用於強化與硬化單相金屬或合金的三種機構：細晶強化、固溶強化和應變硬化。當然它們也可以彼此互相一起應用例如，經過固溶強化後合金也可以應變硬化之



例題 7.2

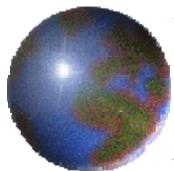
一圓柱形銅棒如果受冷加工使得其直徑由 15.2 mm 減少到 12.2 mm (0.6 in. 到 0.48 in.) 試計算其抗拉強度和延展性 (伸長率百分比)。

解：

首先必需先決定因變形所產生的冷加工百分比。此可以用式 (7.6)：

$$\%CW (\text{冷加工百分比}) = \frac{\left(\frac{15.2 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi - \left(\frac{12.2 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi}{\left(\frac{15.2 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi} \times 100 = 35.6\%$$

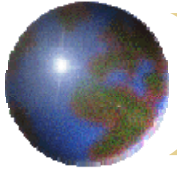
抗拉強度直接由銅之曲線 (圖 7.17(b)) 為 340 MPa (50,000 psi)。由圖 7.17(c)，35.6% 冷加工之延展性大約是 7% 伸長率。



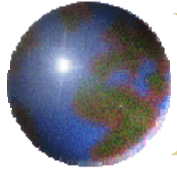
回復、再結晶和晶粒生長

(Recovery, Recrystallization, and Grain Growth)

- 一個多晶金屬試片在溫度遠低於其熔化的絕對溫度下進行塑性變形，會發生顯微組織和性質的改變，包括（1）晶粒形狀的改變（7.6節），（2）應變硬化（7.10節），和（3）差排密度的增加（7.3節）。有一部分因變形產生的能量儲存在金屬中成為應變能，常伴隨在新生差排附近的拉伸、壓縮和剪力區（7.3節）。
- 此外，其他的性質諸如導電性和耐蝕性都會因塑性變形而改變。

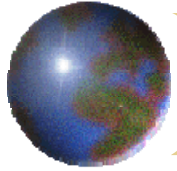


- 藉著適當的熱處理（有時稱為退火處理）這些性質和組織都可以恢復到未冷加工之前的狀態。這種恢復是由於存在於高溫的兩個不同過程所致：回復（recovery）和再結晶（recrystallization）。在這兩個過程後還會有晶粒生長（grain growth）的現象



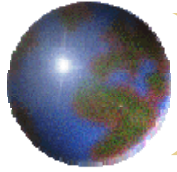
7.11 回復 (Recovery)

- 在回復期，藉著差排的移動，有些儲存的內部應變能被釋放出來，這是由於高溫時有助於原子的擴散的結果。其結果是這些差排數量減少了，而且產生低應變能的差排形態（如圖4.8所示）。除此之外，諸如導電率和導熱率等物理性質也恢復到未冷加工之前的狀態。

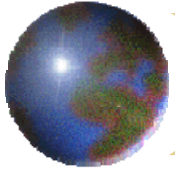


7.12 再結晶 (Recrystallization)

- 在回復期已完成後，晶粒仍舊處在相對高應變能的狀態。再結晶就是再形成無應變且等軸的晶粒（即晶粒各方向的尺寸大略相同），這些晶粒的缺陷密度較低，同時也具有冷加工之前所擁有的特性。產生新晶粒組織的驅動力來自應變及未應變材料之間的內能差。
- 新的晶粒由極小的核開始生長，一直到完全取代母材為止，這過程包含了短程的擴散。圖 7.19a 到 7.19d 顯示了再結晶過程的幾個階段，這些顯微組織照片中的小斑點就是已經完成再結晶晶粒。因此冷加工的金屬再結晶可以用來細化晶粒結構。



- 再結晶的過程也使得冷加工的機械性質回復到冷加工之前的水準，亦即金屬變得更軟、更弱，也更有延性。
- 再結晶的程度取決於時間和溫度。再結晶度（或再結晶比例）隨著時間的增加而增加，如圖 7.19a 到 7.19d 的顯微照片所示。



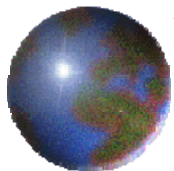
(a)



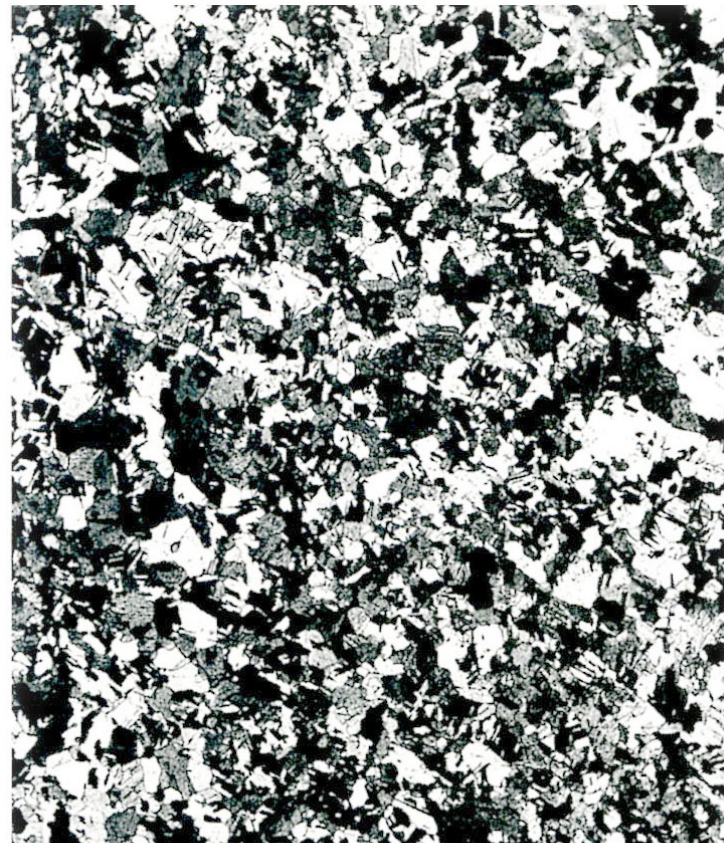
(b)

圖 7.19 顯微組織照片黃銅再結晶及晶粒生長的幾個階段。

(a) 冷加工 (33%CW) 晶粒組織。(b) 580°C (1075°F) 加熱3秒的再結晶最初階段，極小的晶粒已再結晶。

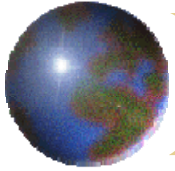


(c)



(d)

圖 7.19 顯微組織照片黃銅再結晶及晶粒生長的幾個階段 (c) 再結晶晶粒取代部分加工晶粒 (580°C 4s)。(d) 完成再結晶 (580°C 8s)



(e)



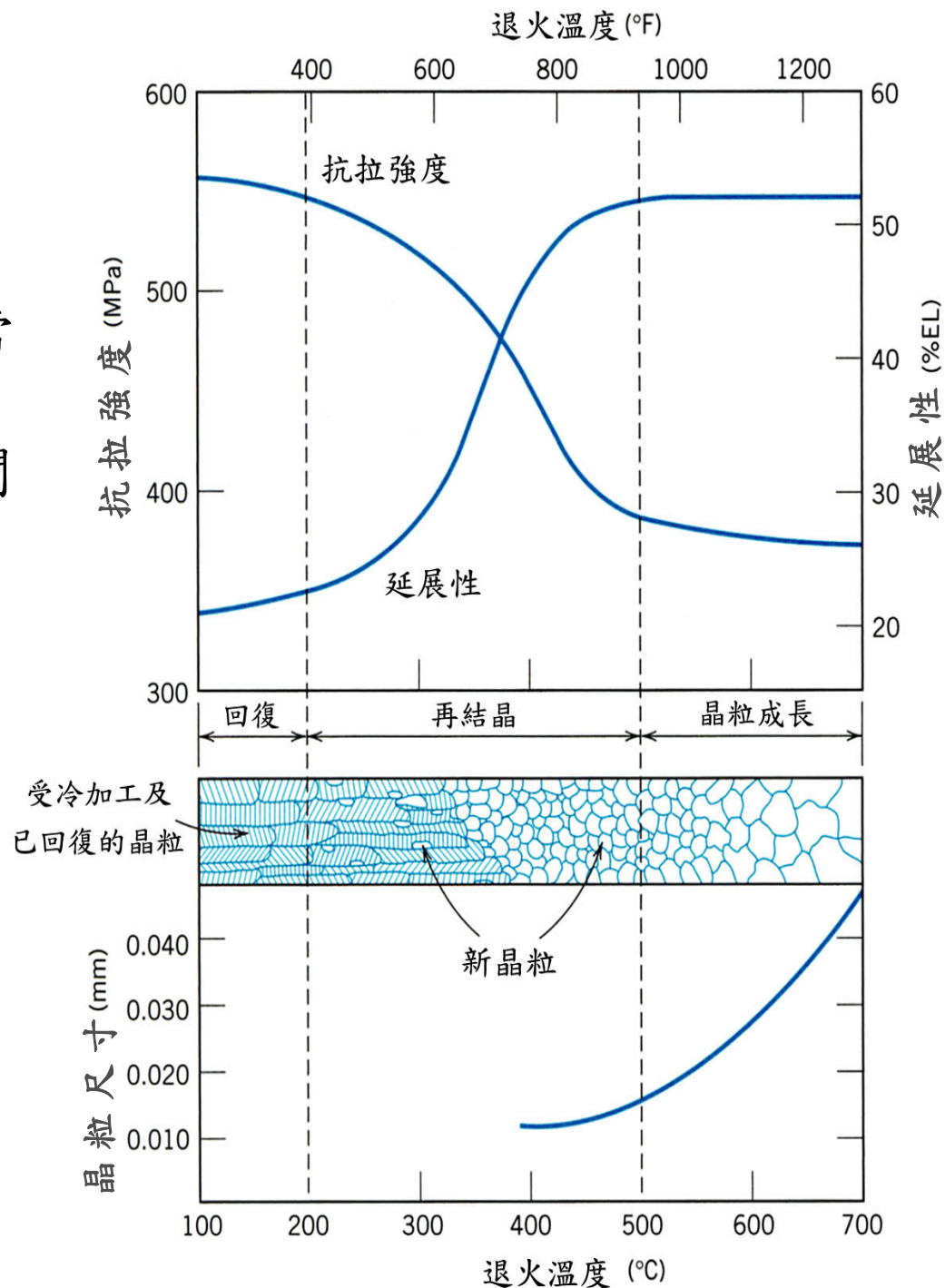
(f)

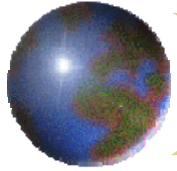
圖 7.19 顯微組織照片黃銅再結晶及晶粒生長的幾個階段。
(e) 580°C ，15 min後晶粒生長。(f) 700°C
(1290°F) 10 min後晶粒生長。照片放大75倍。



- 溫度的影響說明於圖 7.20，圖中顯示出黃銅合金的抗拉強度和延性（常溫時）與溫度的關係，其中各溫度的熱處理時間為1小時，各個階段的晶粒組織也以示意圖表示。

圖 7.20 退火溫度對黃銅合金抗拉強度和延性的影響。晶粒的大小和退火溫度的關係如圖所示。晶粒組織經歷回復、再結晶和晶粒生長等階段的變化亦以圖表示。





- 某一特殊金屬合金再結晶行為有時以一**再結晶溫度**（**recrystallization temperature**）的觀點來說明，此溫度是在一小時剛好完成再結晶過程的溫度。
- 因此，圖7.20中黃銅合金的再結晶溫度約為 450°C （ 850°F ）。通常，**金屬或合金的再結晶溫度**約為其絕對熔點（絕對溫度）的三分之一至二分之一，視幾個因素影響，包括**先前的冷加工量**和**合金的純度**。隨著冷加工百分率的增加，再結晶速率會增加，結果**再結晶溫度下降**，且在大的變形量之下，再結晶溫度達到常數值或有限值，這影響表示於圖 7.21。
- 通常文獻上指稱再結晶溫度就是指這個有限或最低的值。如果**低於某一臨界加工度**，就不會有再結晶發生，如圖所示，通長大約為**2%至20%的冷加工**。

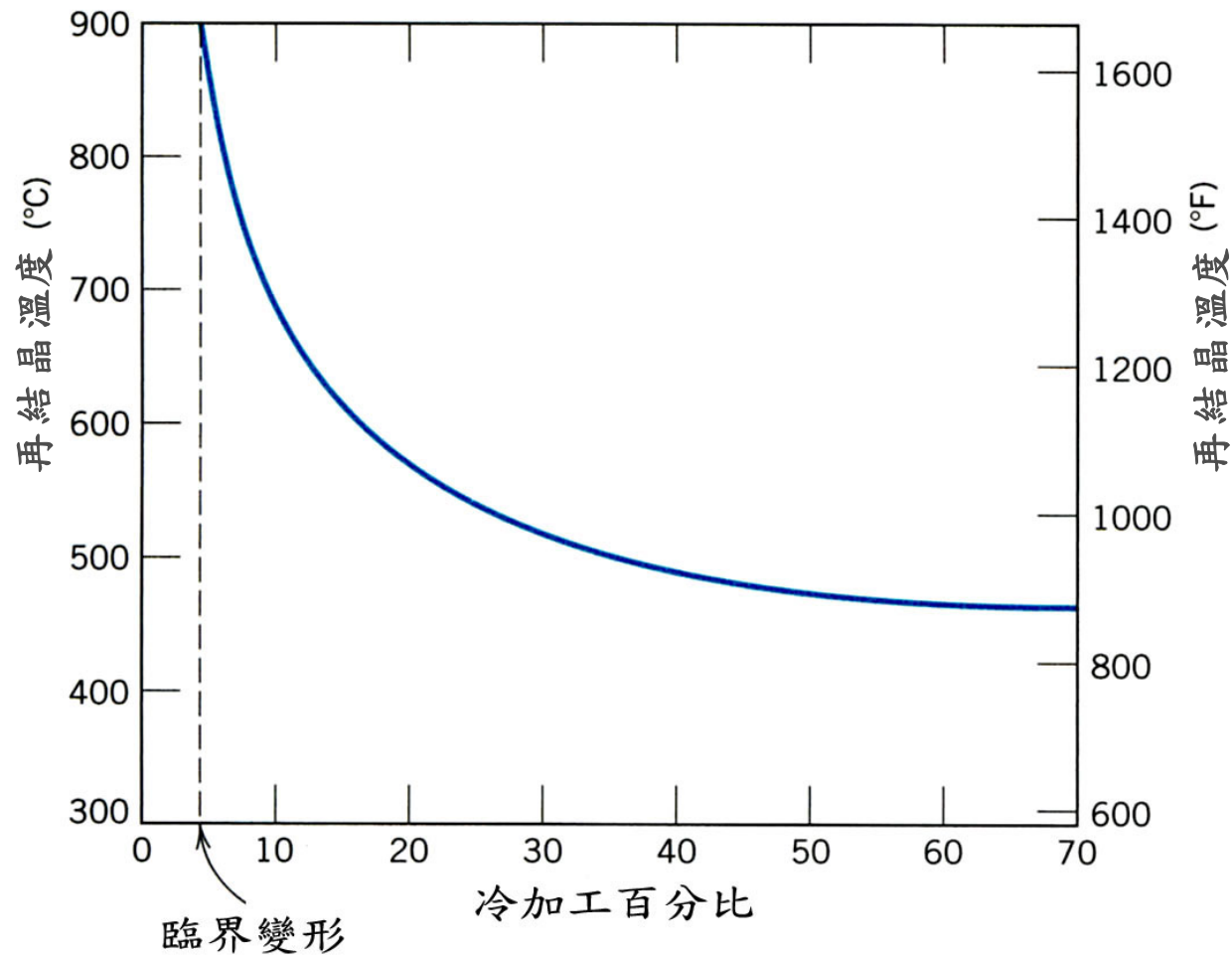
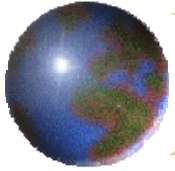
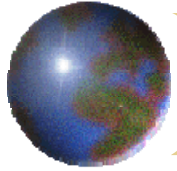


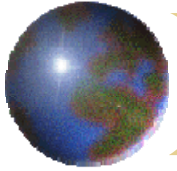
圖 7.21 鐵的再結晶溫度隨冷加工百分率而改變，當變形量低於臨界值（約5% CW），再結晶便不會發生



- 再結晶在純度金屬中比在合金中進行得更快。對純金屬而言，再結晶溫度通常為 $0.3 T_m$ ， T_m 是熔點的絕對溫度；有些商用合金卻可能高達 $0.7 T_m$ 。一些金屬和合金的再結晶溫度與熔點列於表 7.2。

表 7.2 各種金屬和合金之再結晶溫度與熔融溫度

金 屬	再結晶溫度		熔融溫度	
	°C	°F	°C	°F
鉛	-4	25	327	620
錫	-4	25	232	450
鋅	10	50	420	788
鋁 (99.999 wt%)	80	176	660	1220
銅 (99.999 wt%)	120	250	1085	1985
黃銅 (60 Cu-40 Zn)	475	887	900	1652
鎳 (99.99 wt%)	370	700	1455	2651
鐵	450	840	1538	2800
鎢	1200	2200	3410	6170



- 塑性變形的實施經常在高於在結晶溫度以上實施，此製程稱為**熱加工**，在變形期間材料保持相對柔軟且具延性，因為熱加工時材料不會應變硬化，因此可以產生很大變型



設計題 7.1

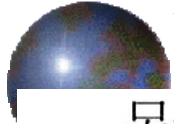
一非經冷加工過黃銅圓桿具有 6.4 mm (0.25 in.) 的最初直徑藉著抽線冷加工使其截面積減小，茲要求具有冷加工降伏強度至少 345 MPa (50,000 psi)，而延展性超過 20% 伸長率；此外，最後直徑必須 5.1 mm (0.20 in.)。描述此過程可實施的方法。

解：

首先讓我們考慮黃銅試片於加工其直徑由 6.4 mm (d_0 表示) 減為 5.1 mm (以 d_i 表示) 時的結果 (以降伏強度和延展性方式表之)。冷加工百分 (%CW) 可由式 (7.6) 計算之

$$\begin{aligned}\%CW &= \frac{\left(\frac{d_0}{2}\right)^2 \pi - \left(\frac{d_i}{2}\right)^2 \pi}{\left(\frac{d_0}{2}\right)^2 \pi} \times 100 = \frac{\left(\frac{6.4 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi - \left(\frac{5.1 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi}{\left(\frac{6.4 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi} \times 100 \\ &= 36.5\%CW\end{aligned}$$

由此數據從圖 7.17(a) 和 7.17(c) 可得到降伏強度 410 MPa (60,000 psi) 而延展性 8%EL (8% 伸長率)，根據題目中規定的標準，降伏強度是滿足所需的；但延展性太低。



另一種可選的製程是直徑部分減小，然後接著實施再結晶熱處理，如此冷加工的影響將可消除。如此經過第二個抽線步驟，所需的降伏強度延展性，和直徑均可達到要求。

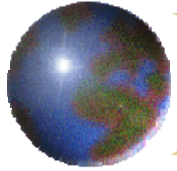
再參考圖 7.17(a) 顯示得到降伏強度 345 MPa 所需的冷加工為 20%。另一方面，由圖 7.17(c)，唯有變形是 23%CW 或低於此，其延展性才有可能大於 20%EL (20%伸長率)。因此，在最後抽線操作期間，變形量必須介於 20%CW 和 23%CW 之間。假設吾人取此兩個極端的平均值 21.5%CW，然後計算第一次抽線的最後直徑 d'_0 ，此值現在變成是第二次抽線的最初直徑。再使用式 (7.6)

$$21.5\%CW = \frac{\left(\frac{d'_0}{2}\right)^2 \pi - \left(\frac{5.1 \text{ mm}}{2}\right)^2 \pi}{\left(\frac{d'_0}{2}\right)^2 \pi} \times 100$$

由上面表示式，現在可得到

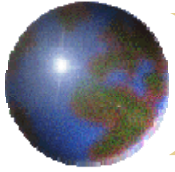
$$d'_0 = 5.8 \text{ mm (0.226 in.)}$$





7.13 晶粒生長 (Grain Growth)

- 再結晶完成之後，如果金屬仍舊保持在高溫下，無應變狀態下的晶粒會繼續生長（圖8.16d-f），這種現象稱為**晶粒生長**（grain growth）。晶粒生長之前不一定要有回復和再結晶，而且所有的金屬和陶瓷多晶材料都會發生晶粒生長。
- 每個晶界有其伴隨的能量。隨著晶粒大小的增加，總晶界面積會減少，而所伴隨的總能量也會減少，這就是晶粒生長的驅動力。
- 晶粒生長藉著晶界的遷移來發生。並非所有的晶粒都變大，而是以小晶粒的縮小來換得大晶粒的生長。因此，晶粒的平均大小隨著時間而增加。晶界移動是原子由晶界的一邊到另一邊的短程擴散，晶界和原子的移動方向恰好相反，如圖7.22所示。



- 對於許許多多晶材料，晶粒直徑 d 隨著時間 t 依下列關係改變：

$$d^n - d_0^n = kt \quad (7.7)$$

其中 d_0 是在 $t = 0$ 時的最初晶粒直徑， k 和 n 是與時間無關的常數， n 的值通常大於或等於 2

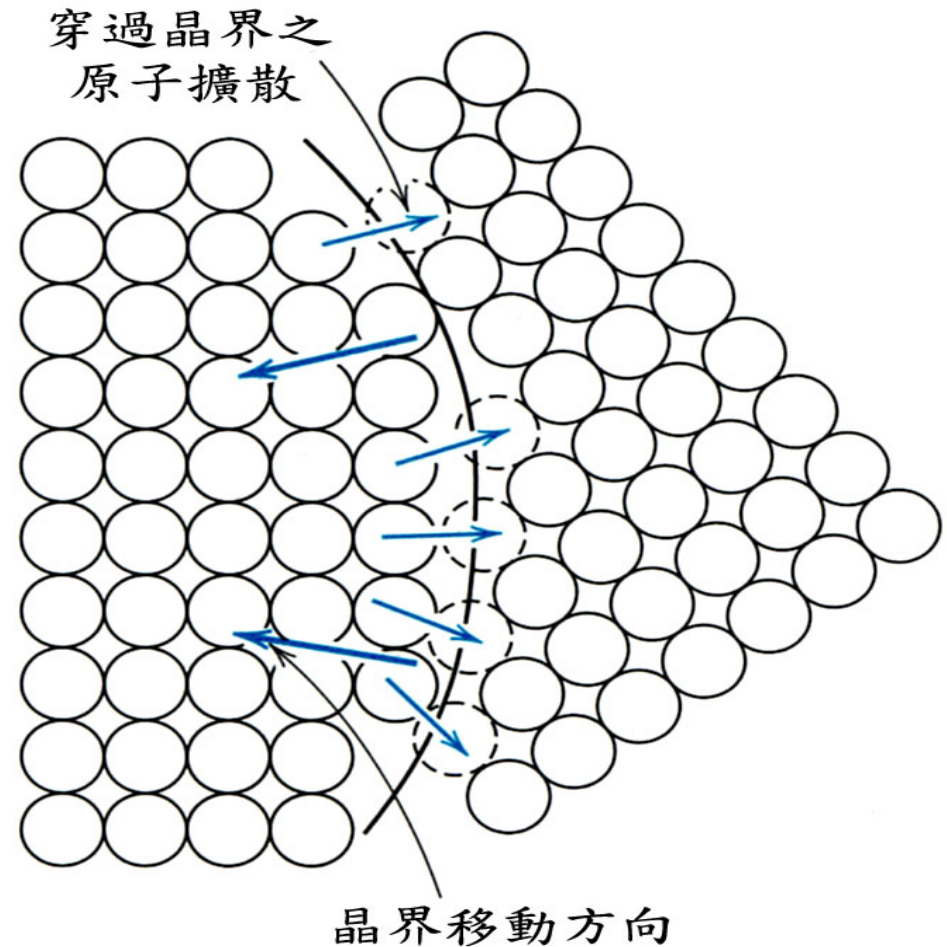
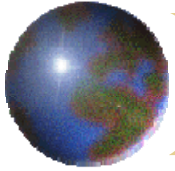


圖 7.22 晶粒生長對原子擴散的
圖形表示



- 時間和溫度對晶粒大小的影響說明於圖 7.23，黃銅合金在幾個不同溫度下晶粒大小的對數和時間的對數的關係圖。在較低溫時，曲線為線性的。而且，隨著溫度上昇，晶粒生長進行更加迅速，也就是說，曲線愈往上移至較大晶粒區間，這可以解釋為擴散速率隨溫度上昇而增加。
- 在室溫時，細晶金屬的機械性質通常優於粗晶金屬（即有較高的強度和韌度）
- 假如單相合金之晶粒結構比想要的粗大，可藉由塑性變形此材料然後實施如上所述之再結晶熱處理予以細晶化材料

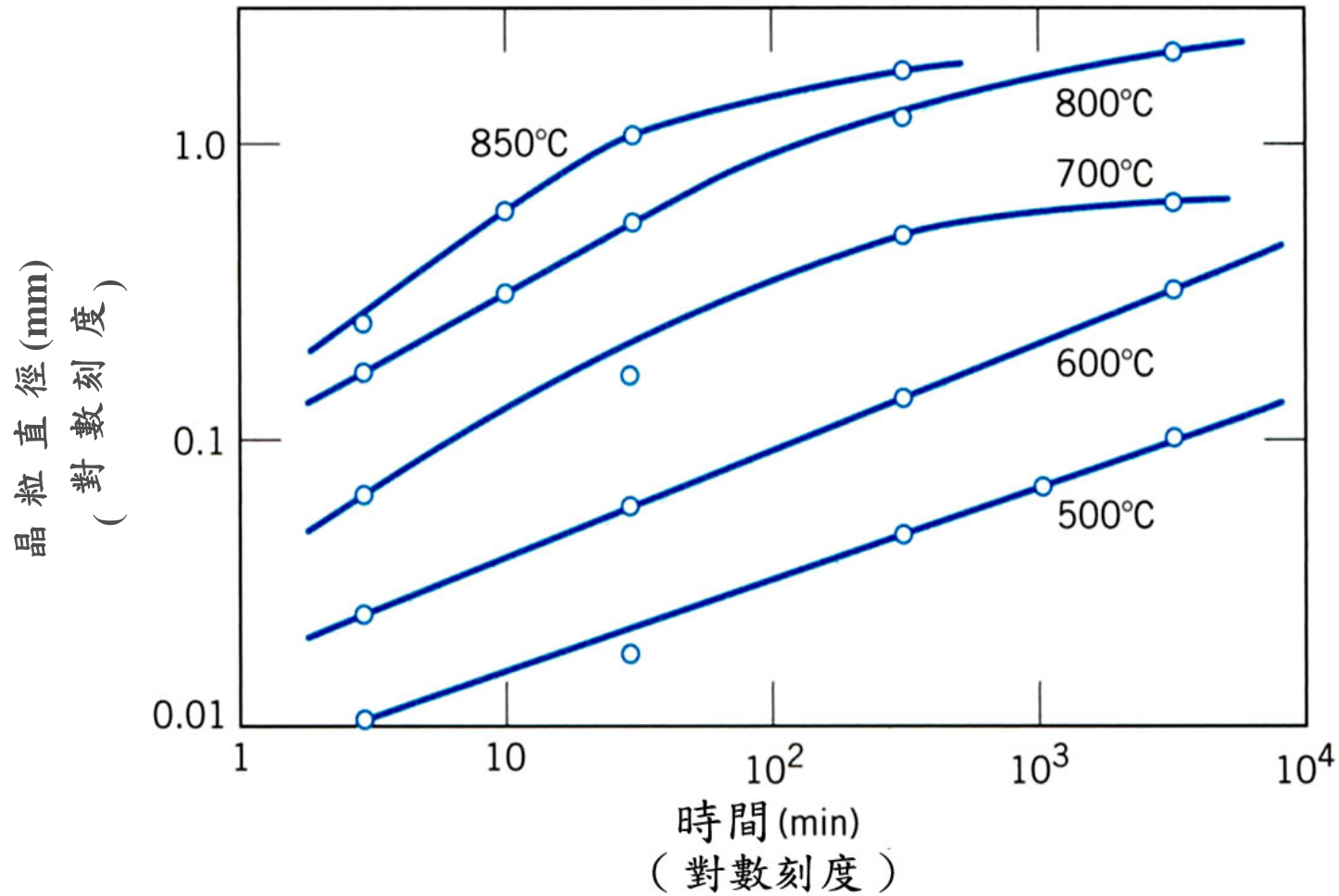
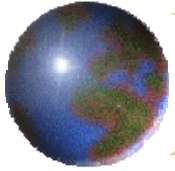
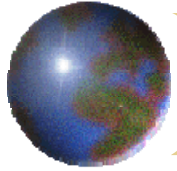


圖 7.23 黃銅在幾個不同溫度下的晶粒生長，其晶粒直徑和時間的相對數關係



第七章 作業

一、名詞解釋

- 1.冷加工
- 2.滑移系統
- 3.固溶強化
- 4.分解剪應力
- 5.晶粒成長
- 6.再結晶溫度

二、問題

7.10， 7.22， 7.26a， 7.29