

DEMİR DIŐI METALLERİN KAYNAĞINA GİRİŐ

01 - GİRİŐ

Bildiğimiz gibi kaynak, dökümle çok müşterek yanı olan bir metalürjik olaydır. Metalürji ise fiziğin bir endüstriyel uygulamasından ibarettir. Bundan önceki bir çalışmamızda* kaynak süreci ve egemen olan metalürjik-fiziksel esas ve prensipleri özetlemiştik. Bu kez bunlara bazı ilâveler yapacağız.

Öbür yandan, metalik yapıların uygun büyültmelerle gözlenmesi, mühendis için olduğu kadar araştırıcı için de çok ilginç olmaktadır. Gerçekten kimyasal analiz tek başına bir alaşımın fiziksel, mekanik ve hatta teknolojik niteliklerini saptama olanağını vermez; mikrografi, hiç değilse kısmen, bu boşluğu doldurmaktadır.

Mikrografi, alaşımın hazırlanması sürecinin ve dökülmüş-kaynak edilmiş ürünün öyküsünün, yani uygulanmış mekanik veya ısıl işlemlerin çok yakın bir tanığı olmaktadır. Ancak, yerini öbür deneyler alamazlarsa, o da bu deneylerinkini alamaz. Birbirlerini sadece tamamlarlar.

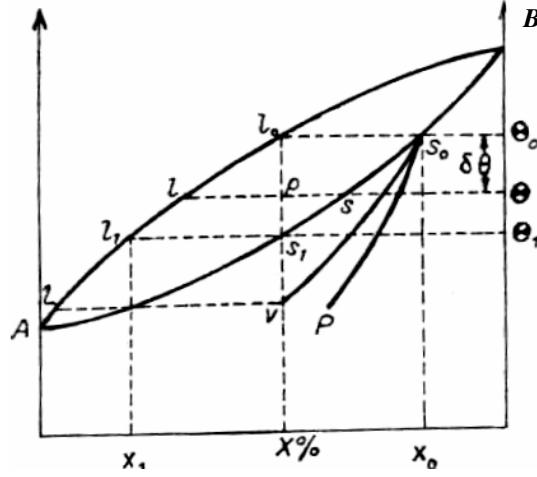
Örneğin yüksek mukavemetli pirinçler ve bakır-alüminyum alaşımları (bronzları) gibi kaliteli alaşımların hazırlanması, muntazam mikrografik kontroller yapılmadan, düşünülemez.

Ayrıca, alaşımların denge diyagramlarının etüdü, metallografinin anahtarı olup mikrografik kontrollerin verilerini tamamlar.

Keza plastik Şekil değiştirmeler -yoğurulmalar konusunda da mikrografi, çalışmaları sırasında zorlamalara maruz parçaların dayanıklılık sorunlarının çözümlünde birinci derecede rol oynar.

Likidus ve solidus tarafından tanımlanan katılaşmanın gelişmesinin ayrıntılarına girelim (Şekil: 1). B metalinde % X içeren bir alaşım, soğuması sırasında, l_0 X dikeyi üzerinde gezen bir nokta tarafından temsil edilecektir. Q_0 sıcaklığında katılaşma başlar ve ana sıvıya göre B metalinden yana daha zengin ilk zerrelere, S_0 ile gösterilmiş olup X_0 bileşimini haizdirler. Katılaşma süresince sıvı, l/l_1 eğrisi boyunca l_y e doğru hareket eden bir nokta, katı da S_0S , eğrisi üzerinde bulunan nokta tarafından temsil edilirler ve herhangi bir θ sıcaklığında / sıvısı ile S katısı denge halindedirler, pl/ps oranı muntazaman arttığından katı, sıvının aleyhine olarak, artmaktadır. Katılaşma θ_1 sıcaklığında biter ve θ_0 - θ_1 katılaşma aralığı olmaktadır. Son l_1 sıvı damlasının kimyasal bileşimi X_1 olup yok olurken X bileşiminde bir S_1 kristali veremez. Bu koşullar altında X katılaşmış alaşımın sadece ortalama bileşimini temsil edebilir, bu bileşim de her kristalin içinde X_0 dan X_1 e kadar değişir.

(*) Karbonlu ve alaşımlı çeliklerin kaynağı, OERLIKON yay. İstanbul 1987



Şekil:1

Ama, soğuma hızının yeterince yavaş olması halinde her an, difüzyon yoluyla kristalin kimyasal bileşiminde bir yeniden ayarlanma vaki olur ve sonunda bu bileşim homogen hale gelir. Örneğin sıcaklık bir $\delta\theta$ kadar azaldığında, yok olan sıvı, S in solunda bir C noktasıyla temsil edilir. Bu sıvı, homogen S katısını hasil etmek üzere S_0 katısı içinde difüze gelir, örneğin sıcaklık bir $\delta\theta$ kadar azaldığında, yok olan sıvı, S in solunda bir C noktasıyla temsil edilir. Bu sıvı, homogen S katısını hasil etmek üzere S_0 katısı içinde difüze (yayılır). Gerçekten hiçbir difüzyon vaki olmasa, son sıvı damlasının yok olmasıyla teşekkül etmiş kristalle aynı bileşimde olması için, solidusla likidusun A kesişme noktasına kadar alaşımın bir bölümünün sıvı kalması gerekirdi.

Bununla birlikte, böyle olabilmesi için alaşımın katılaşıma aralığı içinde soğuma hızının çok yavaş olması gerekir zira katı içinde difüzyon hızı, sıvı içindekine göre, çok daha azdır. Pratikte bu koşul nadiren yerine gelir ve kristaller genellikle, tedrici olarak değişken bileşimde birbirini takibeden tabakalardan oluşur; böylece de X , katılaşımdan sonra alaşımın ortalama bileşimini temsil eder.

Bu alaşımı, ergime başlangıcının biraz altında bir sıcaklığa yeniden ısıtmakla onu homogenleştirmek mümkün olup böyle bir tavlama genellikle gerekli olur.

Bu takdirde teşekkül eden ilk kristaller, daha önce olduğu gibi, X_0 bileşimini haiz olacaklar ama sıcaklık $\delta\theta$ kadar azalınca, sıvıdan katıya doğru difüze olacak A metal miktarı, katının S noktası tarafından temsil edilmesine yetmeyecektir; o zaman katı, S in biraz sağında bir nokta tarafından temsil edilecektir; sıcaklık değişince bu nokta, önceki solidusun tamamen altında bulunan bir S_0P eğrisini çizer; önceki solidus, sadece tekabül eden sıvıyla denge halinde bulunan, oluşmuş ve art arda gelen tabakaların kimyasal bileşimini temsil eder; oysa ki S_0P eğrisi, başlangıç zerresinin bileşim değişmesini ifade eder. Bu eğrinin konumu soğuma hızına çok bağlı olup bu hız arttıkça, eğri solidustan uzaklaşır.

Katının ortalama bileşimini gösteren S_0V eğrisi X dikeyini bir V noktasında keser; bu nokta alaşımın katılaşıma sonu sıcaklığını ifade eder ve katılaştıran son sıvı damlası L noktası tarafından gösterilir. Katılaşıma aralığı, dolayısıyla daha büyük olup belli bir sıcaklıkta kalan sıvı miktarı daha fazla olur, sıvının katıya doğru difüzyonu tam olarak vaki olmadığından bu durum daha önceden tahmin edilebilirdi.

Katı halde her oranda karışabilir metal çiftleri oldukça nadir olup bunlar bütün ikili alaşımların ancak yaklaşık % 5'ini teşkil ederler. Her oranda karışabilen başlıca metal çiftleri şunlardır. Diyagramının bir minimum arzettiği çiftler italik olarak gösterilmiştir:

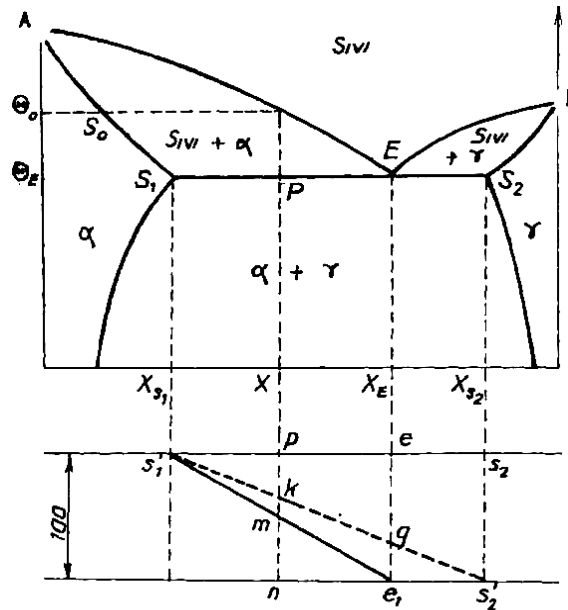
Ag-Au, Au-Ni, Cu-Ni, Au-Cu, Co-Ni, Cu-Pd, Ag-Pd, Au-Pd, Ni-Pd, Co-Pd, Cu-Pt, Au-Pt, Co-Pt, Ni-Pt, Pt-Rh, Pt-Ir, Mo-W, Fe-V, Cr-Fe.

As-Sb, Sb-Bi, Si-Te, K-Rb.

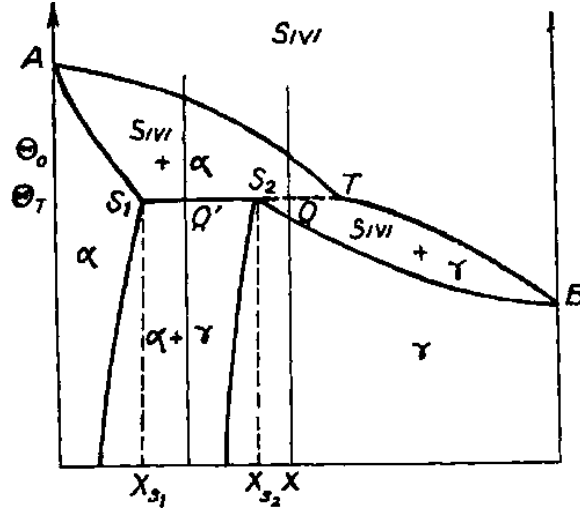
BİR SIVI FAZIN İKİ KATI FAZLA DENGESİ: ÖTEKTİK VE PERİTEKTİK

Yukarıda kilerle aynı ve her biri saf metalden hareket eden iki likidusun bir arada olduklarını farzedelim. Tekabül eden sıcaklıkta alaşım, denge halinde Uç fazdan oluşacaktır: bir sıvı fazla iki, α ve γ katı fazı. Bu Uç faz diyagram üzerinde, bir yatay çizgi üzerinde bulunan Uç noktayla temsil edilirler. Pratikte iki tertiple karşılaşılır:

1— Sıvı faz, katı fazları temsil eden S_1 ve S_2 noktaları arasında bir E noktasıyla gösterilir. Bu, *ötektik* durumudur (Şekil: 2).



Şekil: 2



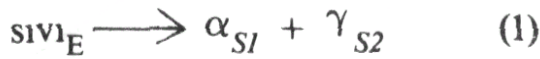
Şekil: 3

2— Sıvı faz, S, S₂ parçasının dışında bir T noktasıyla temsil edilir. Bu da *peritektik* veya *geçiş noktası* durumudur (Şekil: 3).

Fazlar kanununa göre bu denge, başka herhangi bir sıcaklıkta mümkün olmayıp sıcaklık azaldığında fazlardan biri yok olmak zorundadır. O halde, sistemden ısı çekilecek olursa, üç fazdan biri yok olana kadar sıcaklığı sabit tutan bir dönüşüm vaki olur.

BİR ÖTEKTİK ALAŞIMIN KATILAŞMASI

X_E konsantrasyonunda bir alaşımı ele alalım (Şekil: 2). Sıcaklığı θ_E nin üstünde olduğu sürece o, tamamen sıvı halde kalır. θ_E sıcaklığına vardığında, katılaşması başlar ve iki α_{S1} ve γ_{S2} katı faz aynı anda ortaya çıkar; katılaşması devam ederken E sıvısı



bağıntısına uygun olarak bu iki fazın bir *karişimi*'ni vererek ayırır; Bu itibarla çöken kristallerin kimyasal bileşimi, bütün katılaşma süresince sabit kalır.

Katılaşma bitince alaşım, karşılıklı kitleleri

$$\frac{\alpha \text{ nın kitesi}}{\gamma \text{ nın kitesi}} = \frac{ES2}{ES1}$$

oranında olan bu iki fazdan oluşur ve sıcaklığı yeniden azalabilir. Bu nedenle bu alaşım sabit sıcaklıkta katılaşır ve soğuma eğrisi, uzunluğu alaşım miktarıyla orantılı olan bir sahanlık arzeder.

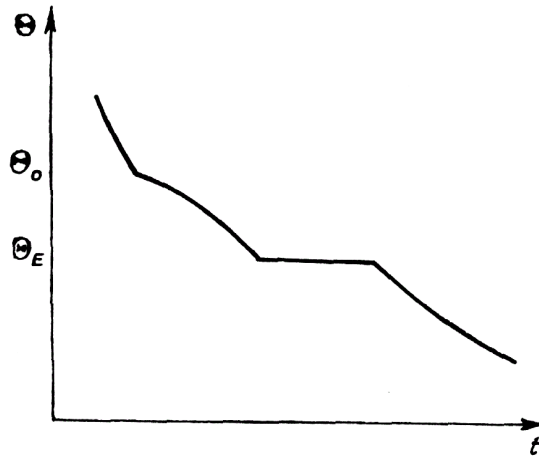
Şimdi de X_{S1} ve X_E arasında bir X konsantrasyonunda bir alaşımı ele alalım. Katılaşmasını,

a_{s0} katı eriyik kristalleri bırakarak başlatır. θ_E sıcaklığına kadar soğuması sırasında bu kristaller gelişirler ve uniform farzettığımız kimyasal bileşimleri X_{s0} dan $X_{s/}$ e değişir. θ_E sıcaklığında γ_{S2} fazı ortaya çıkar ve geri kalan sıvı, (1) bağıntısı gereğince katılaştır. Bu itibarla bu alaşım için, katılma süresince, birbiri ardında iki çökelti vardır:

1. θ_0 dan d_E ye kadar *a proötektik* katı eriyik kristalleri;
2. θ_E de $a_{S2} + \gamma_{S2}$ ötektik karışımı.

Fiziko-şimik açıdan, katılmasından sonra, karşılıklı kitleleri PS_2/PS , oranında olan iki $a_{s/}$ ve Y_{S2} fazının oluştuğu söylenebilir. Ama *a proötektik* kristaller, ötektik kristallerle aynı şekli haiz olmayıp bunları mikroskopta ayırmak kolaydır.

Bu alaşımın soğuma eğrisi O_0 sıcaklığında bir kırılma ve θ_E sıcaklığında da bir sahanlık arzeder; bu sonuncusunun uzunluğu, aynı bir alaşım ağırlığı için, Şekil 2'dekinden daha azdır zira θ_E sıcaklığına vardığında alaşımın bir bölümü daha önceden katılmış bulunuyordu (Şekil: 4).



Şekil: 4

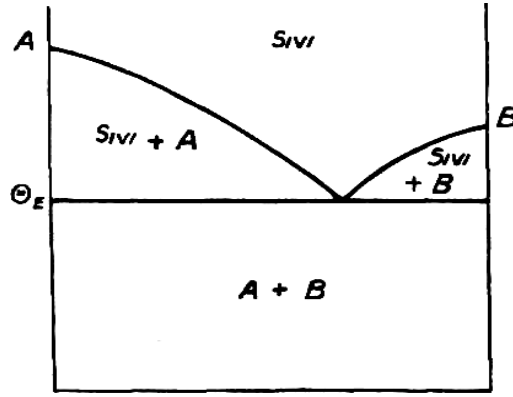
Ve nihayet X_E ve X_{S2} arasında bir konsantrasyonda bir alaşımı ele alırsak, onun da birbiri ardından iki çökelti vererek katılaştığını görürüz; bunlardan biri γ nın bir proötektik çökeltisi, öbürü de $a_{S1} + Y_{S2}$ ötektik karışımıdır.

Şimdi diyagrama bakalım (Şekil: 2). Konsantrasyonu $X_{s/}$ ile X_{S2} arasında bulunan bütün alaşımlar katılmasından sonra fiziko-şimik açıdan az çok sadece *a* ve *T* dan oluştuğundan, S_1 , S_2 yatay çizgisinin altına $\alpha + \gamma$ yazmalı ve bu alaşımların likidus ve solidusunun sırasıyla AEB ve AS_1, S_2B olduğunu söylemeliyiz. S_1 , ve S_2 den, *a* ve *T* fazlarının denge eğrileri olacak olan iki eğri çıkacaktır. Genellikle (ama her zaman değil) sıcaklık alçalınca katı halde eriyebilirlik de azalır ve bu iki eğri, içbükeyliklerini *X*'ler eksenine doğru çevirirler. Meselâ S_1 , katı eriyiki *B* metalinden yana fakirleşir ve bu arada soğuma ile bir miktar γ eriyiki (*ötektik sonrası* çökelti) terkeder.

$\Theta_E + e$ sıcaklığında dikkat nazara alınmış bir katı alaşım için S_1/l_1 , doğrusu (Şekil: 2) mn de α proötektiğin ve mp de ötektik sıvının yüzdelerini verir, ötek-tikte α_{s_1} ve γ_{s_2} fazları, s_1^l s_2^l doğrusunun verdiği

$$\frac{ES_2}{ES_1} = \frac{qe_1}{qe}$$

oranında birleştiklerinden, katılaştıktan sonra ele alınan alaşım için mk ve kp nin α_{s_1} ötektikle γ_{s_2} ötektiğin yüzdelerini temsil ettiği görülür. Nihayet nk ve kp , X alaşımının 100 gramında toplam α_{s_1} ve γ_{s_2} nin oranlarını verir.



α ve γ katı eriyiklerinin alanlarının, bunları A ve B saf metallere ayıramayacak kadar küçük olmaları halinde, diyagram Şekil 5'teki şekli alır.

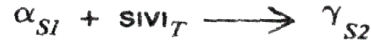
Bu ise kuramsal olarak fazlar kanununa göre mümkün değildir. Şöyle ki katılma halinde, denge tek değişkenli olduğundan, θ , X_1 ve X_2 değişkenlerinden birinin tespiti öbür ikisi için belli değerleri getirir. Bir saf metalin, A veya B'nin, sıvıdan ayrıldığını kabul etmek, X_1 veya X_2 değişkenlerinden birine sıfır değerini vermek demek olup bu takdirde O için sadece tek bir değer olması gerekir ki bu, vaki olmaz.

Denge diyagramı şekil 5'teki gibi olan iki metalli çiftlerin pratik örnekleri şunlardır:

Ag-Cu, Cu-Li, Ag-Na, Ag-Tl, Au-Tl, Na-Rb, Ag-Si, Au-Si, Cu-Ti, Ag-Ge, Ag-Pb, Bi-Cu, Ag-Bi, Au-Bi, Co-Au, Al-Be, Cd-Zn, Hg-Zn, Al-Zn, Al-Hg, Ca-Zn, Be-Li, Sn-Zn, Cd-Sn, Cd-Pb, Hg-Pb, Cd-Tl, Bi-Hg, Al-Ga, Al-Si, Al-Ge, Al-Sn, Ga-In, Ga-Sn, Sn-Tl, Si-Sn, Sb-Si, Ge-Pb, Pb-Sn, Bi-Sn, As-Pb, Pb-Sb, Bi-Pb, Ni-V, Cr-Mo, Co-Cr, Cr-Ni, Cr-Pt.

BİR PERİTEKTİK ALAŞIMIN KATILAŞMASI

X_{S_2} konsantrasyonunda bir alaşımı ele alalım (Şekil: 3). θ_T sıcaklığına vardığında iki sıvı θ_0 faz ve θ_0 ile θ_T arasında oluşmuş katı eriyik kristallerinden teşekkül eder. Bu sıcaklıkta bir başka Y_{S_2} katı eriyikinin kristalleri ortaya çıkar. O halde, sistemden ısı çekilecek olursa, üç fazdan biri yok olacaktır ve burada, Şekil 3'ün tertibine göre bu, α fazıdır. Bu itibarla eksotermik dönüşüm şöyle olur:



θ_0 ile θ_T sıcaklıkları arasında oluşmuş kristalların sıvı içinde yeniden erimesi ve yeni kristalların çökmesi, yani α şeklinden α şekline γ geçiş vaki olur.

Şimdi de X_{S_2} ve X_T arasında bir X konsantrasyonunda bir alaşımı ele alalım. θ_T sıcaklığında uğrayacağı dönüşüm aynı olacak ama burada etkileşen iki fazın oranları, dönüşüm tam olacak gibi olmayacaktır. Q_{S_1}/Q_T oranı büyük olduğundan bir sıvı fazlası bulunacaktır. Dönüşüm sırasında sıvı ve katı fazların nispi oranları Q_{S_1}/Q_T den Q_{S_2}/Q_T ye değişir; bu sıvı fazlası dönüşümden sonra varlığını sürdürecektir ve katılaşıma, adi bir katı eriyikte olduğu gibi sonra devam edecektir.

X_{S_1} ve X_{S_2} arasında bir konsantrasyonda bir alaşım ele alınırsa, burada dönüşümden sonra bir α fazlası kalacaktır zira $Q'_{S_1}/Q'T$ oranı zayıf olup tamamen katılaşıp α_{S_1} ve γ_{S_2} katı eriyiklerinin bir karışımından oluşacaktır.

S_1S_2T yatayının altında ve S_1 ve S_2 noktalarının arasında diyagram üzerine $\alpha + \gamma$ yi koyabiliriz ve likidusla solidusun sırasıyla ATB ve AS_1S_2B olduğunu söyleyebiliriz. S_1 ve S_2 den α ve γ fazlarının iki denge eğrisi çıkar. Bu diyagram tipi şu alaşımlara uygulanır:

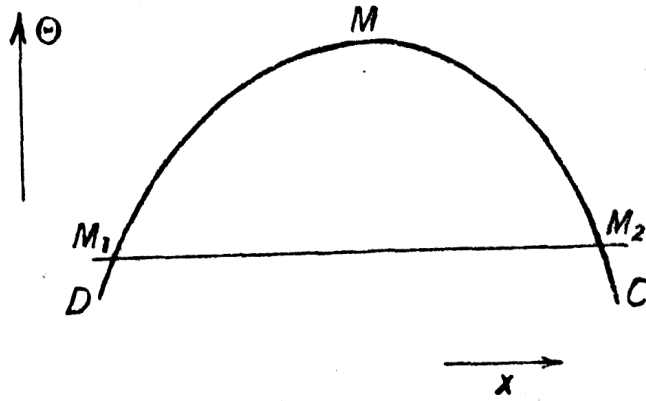
Fe-Co, Fe-Ni, Fe-Pd, Fe-Pt, Cd-Mg, Cd-Ag, In-Pb, In-Tl, Cu-Co, Ag-Pt, Au-Cr, Pt-W, Mn-Cu, Mn-Co, Mn-Ni.

İKİ SIVI FAZLA DENGE HALİNDE BİR KATI FAZ HALİ

Buraya kadar sıvı halde iki metalin her zaman bir eriyik oluşturduğunu farzettik. Bu hal genel değildir. Birçok metal sıvı halde, oranları ne olursa olsun her zaman tek bir faz oluşturan su ile alkol gibi davranırsa da, başkaları, karışımları belli konsantrasyon ve sıcaklık sınırları arasında karışmayan iki sıvı

faza ayrılan su ile ethere benzer. Çoğu kez her metal öbüründen belli bir miktar eritir şöyle ki iki tabaka sırasıyla A nın B içinde ve B nin A içinde yayılmış eriyiklerdir. Tam karışmazlık esasen kuramsal olarak mümkün değilse de bazı nadir hallerde, örneğin kurşunla alüminyum halinde, buna çok yaklaşılr.

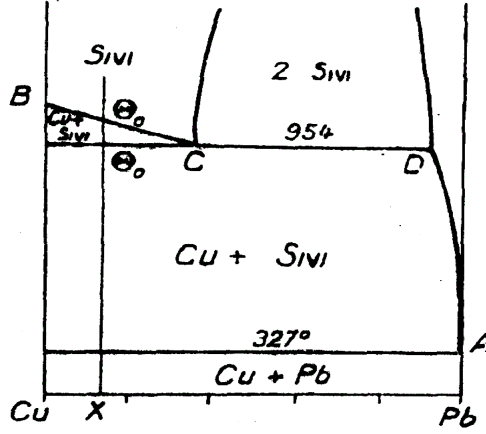
İki sıvının dengesi iki birleşik eğriyle ifade edilir ama genellikle karşılıklı eriyebilirlik sıcaklıkla artar ve *kritik* denen belli bir sıcaklık için, iki tabakanın kimyasal bileşimi birbirinin eşi olur, tek bir homogen sıvı teşekkül eder ve iki eğri azami derecede birirlerine birleşirler (Şekil: 6).



Şekil: 6

Bununla birlikte bu ısıya varmak her zaman mümkün olmaz zira bir yandan bu tip diyagram veren birçok metal θ_M sıcaklığında uçucu olur ve öbür yandan da iki tabakanın oluşması, sıvının saydamsızlığı dolayısıyla, doğruca gizlenemez. Çoğu kez DMC çevresi saptanmaya çalışılır ve bunun için her iki tabakadan örnekler alınır ve tahlil edilir (alt tabakadan, ilkinin arasından geçen pipetle örnek alınır); böylece bir θ sıcaklığı için M_1 ve M_2 noktaları bulunur.

İki sıvıdan oluşmuş böyle bir alaşım katılaşmaya başladığında yukardaki eğri C de bir likidusa rastlar ve bir katı faz ortaya çıkar. Böylece denge halinde üç, bir katı, iki sıvı faz mevcut olur ve likidus da bir yatay kısım haiz olur. Teşekkül eden kristallerin bir saf metalden olduklarını farzedelim (Pb-Cu alaşımları hali). X bileşiminde bir alaşım (Şekil: 7), $\theta_0 - \theta_C$ sıcaklık aralığında Önce bakır çökmesine olanak verir. θ_C sıcaklığında bir ikinci sıvı, D sıvısı, ortaya çıkar ve denge halinde olan Uç faz, katı bakır, C sıvısı ve D sıvısıdır. Sistemden ısı çekildiğinde, bakırın kristalleşmesi sürerken, üç fazdan birinin yok olması gereklidir ve reaksiyonu hasıl olur.



Şekil: 7

16

C sıvısı yok olduğunda denge halinde sadece iki faz kalır ve katılaşma bildiğimiz gibi devam eder. Katılaşma, burada az çok saf kurşun olan bir ötektik oluşmasıyla biter; bunu temsil eden nokta, Şekil: 7'nin ölçeğinde, A noktasıyla karışır. Alaşımın soğuma eğrisi üzerinde ikinci sıvının oluşması, bir ötektik halindeki tamamen aynı bir sahanlıkla belirir. Esasen bu iki reaksiyon arasında büyük benzerlik olup burada C sıvısı ötektikteki E sıvısının rolünü oynar.

Bahis konusu alaşımın X_D ve X_C arasında bir toplam bileşimi haiz olması halinde, iki tabakaya ayrılma bakırın katılaşmasından önce vaki olur. θ_C sıcaklığına varıldığında bakır, bakırdan yana daha fakir D sıvısı lehine yok olan C sıvısından itibaren çöker; D sıvısının kitlesi artar.

Bu itibarla katı halde bir karışabilme eksikliği halinde solidus bir yatay kısmı haiz olur, oysa ki sıvı halde bir karışabilme eksikliğinde likidus kısmen yatay olur; bu likidus burada BCDA çevresidir (bu çizginin üstünde alaşımlar sıvı halde olur). Tam karışmazlık halinde iki eğri iki yatay çizgiye indirgenir. Dolayısıyla, bir B elementinin ilâvesiyle bir A metalinin ergime noktası değişirse bu, B metalinin sıvı eriyik haline girdiğini ifade eder; ergime noktası yükselecek

olursa ayrıca katı eriyik haline de girer; tersine, katı eriyik yoksa, ergime noktası alçalır.

Sıvı halde karışma eksikliği arz eden metal çiftleri şunlardır:

Cu-Pb, Pb-Zn, Pb-Al, Cu-Fe, Ag-Mn, Pb-Mn, Pb-Ni, Bi-Zn, Bi-Co, Cu-Tl, As-Tl, Cu-Se,
Pb-Se,As-Te

KATI ERİYİKLERİN KRİSTAL YAPISI

İki metalin aynı kristal yapı ve birbirine yakın (% 13.5'den az farkedenden) atomik çaplarını haiz olmaları halinde bunlar genellikle, aynı valanslı Ag-Cu, Cu-Ni ve Bi-Sb çiftleri gibi bir sürekli katı eriyikler serisi teşkil ederler.

Bunun aksine gümüşle bakır, boyut faktörü sınıra yakın olması dolayısıyla sınırlı katı eriyikler oluştururlar.

Atomik çapların % 14'ten fazla fark etmeleri halinde, her iki metalin şebekeleri aynı cinsten olsalar bile, bu metaller önemli eriyik oluşturmazlar. Böylece magnezyum ($3,20 \text{ \AA}$), her ikisinin de altı köşeli bir şebekeyi haiz olmalarına rağmen, glusiniumu ($2,25 \text{ \AA}$) eritmiyor.

Atomik çapların az farketmeleri halinde, her iki metal aynı şebekeyi haiz olmasalar bile, eriyikler oluşur; ama bu takdirde bu eriyikler sınırlı olur. Metallerden biri, öbürüne göre kuvvetlice elektro-negatif ise, çoğu kez belirli birleşikler oluşur ve eriyebilirlik çok düşer. Atomik çaplarının çok yakın ($3,10 \text{ \AA}$ ve $3,19 \text{ \AA}$) olmalarına rağmen bismut-magnezyum sistemi çok sınırlı katı eriyikleri haizdir.

Az farklı atomik çaplı metallerin oluşturdukları eriyiklerin şebekesi, eritici metalinkiyle aynıdır. Böylece Cu-Zn denge diyagramında, her iki uçta bir katı eriyik vardır. Bakırdan yana zengin eriyik merkezli yüzeyli kübik sistemde, çinkodan yana zengin eriyik de altı köşeli sistemde kristalleşir.

Her iki metalin valansları birbirlerine ne kadar yakın olurlarsa katı eriyikin konsantrasyon alanı o kadar büyük olur (zayıf valanslı bir metal daha yüksek valanslı bir başkasını eritmeye daha çok eğilimli olur). Eriyebilirlik sıcaklık düştükçe genellikle azalır ama bunun istisnaları vardır (Cu-Zn, Cu-Al, Ag-Al,Ag-Cd)

Eritici saf metal şebekesinin parametresi, erimiş metal miktarı arttıkça, muntazaman değişir; bu değişme, her iki metalin valanslarının farkının büyüklüğü oranında hızlanır. Birçok halde bu değişme, erimiş metalin atomik yüzdesinin fonksiyonu olarak lineerdir (Vegard kanunu), örnek: Cu-Ni, Al-Mg; bunun istisnaları da vardır (Ag-Au, Fe-V).

Hesabedilmiş yoğunlukları ($d = np/Na^3$; burada p , ortalama atomik ağırlık ve a da X ışınlarıyla kristal analizi yoluyla saptanmış) ve deneysel yoğunlukları kıyaslayarak, katı

eriyiklerin çoğunluğunun *ikame-yerine geçme*(*) tipinde oldukları ispatlanabilmiştir: yabancı atomlar, daha uzağa dağılmış eritici metalin atomlarının yerini alırlar.

Bu arada iki atom arasında kimyasal birleşmenin her ikisinin dış elektron kabuğundaki elektron sayısına bağlı bulunduğu akılda tutulacaktır...