

KAYNAK KOŞULLARI ALTINDA SERTLİK-SOĞUMA PARAMETRELERİ EĞRİLERİ-2

(geçen sayıdan devam)

Şimdi temel denge sistem tiplerini özetleyelim.

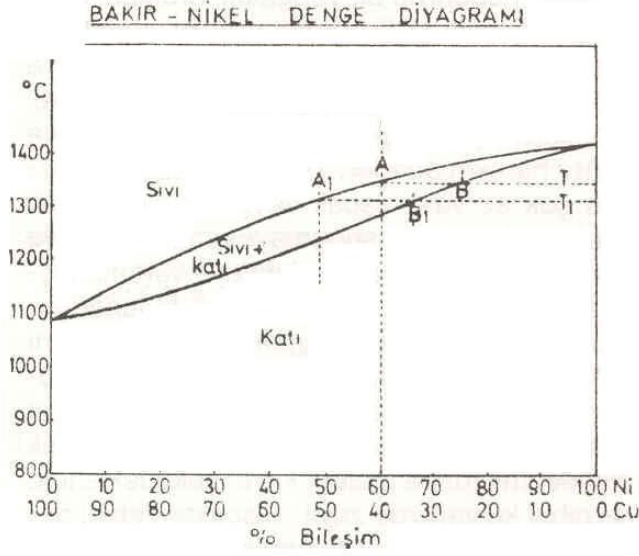
A - SIVI HALDE HER ORANDA BİRBİRİ İÇİNDE ERİYEBİLEN İKİ METALİN, KATI HALDE TÜMDEN ERİYEMEZ OLUŞU

Bir metalin bir diğeri içinde katı halde az miktarda eriyebilme kabiliyeti daima mevcut olduğuna göre bu hale nadiren rastlanır. Bu halin az sayıda örnekleri arasında, bugüne dek katı halde hiçbir erime kabiliyetinin saptanmadığı kadmium ve bismuth metallерinin alaşım sistemi vardır. Bunun üstünde burada yayılmayacağız.

B - SIVI HALDE HER ORANDA BİRBİRİ İÇİNDE ERİYEBİLEN İKİ METALİN, KATI HALDE BİRBİRİ İÇİNDE ERİYEBİLİR OLUŞU

Birkaç metal çifti bu koşulları yerine getirir; ikinci metalin atomlarının öbürünükilerinin yerini her oranda alabileceğine göre bu metal çifti genellikle «düzensiz yerine geçme» tipinde katı eriyik oluştururlar. Ayrıca, atomlar genellikle her iki metalde de eş boyutlarda olup metallер de çoğu kez başka kimyasal ve fiziksel benzerlikler arz ederler. Altın - gümüş, antimuan - bismuth ve bakır - nikel çiftlerinin her biri bu türden olup sürekli katı eriyik serileri oluştururlar. Arzu edilen üç gruptan sadece bakır - nikel alaşımları ticari olarak geçerli bulduklarından burada sadece bu sistem ele alınacaktır. Bakır - nikel ısı denge diyagramı Şek.4'de gösterilmiştir.

Bu, basit tipten bir denge diyagramı olup, katı içinde herhangi bir değişme vaki olmadığından, diyagram sadece iki, likidus ve solidus çizgisinden oluşur. Likidusun üstünde, serilerin içinde herhangi bir alaşım için bir uniform (tekdüze) sıvı eriyik olur; solidusun altında ise herhangi bir alaşım için tek bir katı eriyik bulunur. Likidusla solidusun altında ise herhangi bir alaşım için tek bir katı eriyik bulunur. Likidusla solidus arasında hem sıvı, hem de katı eriyikler beraberce bulunur. A bileşiminde, yani %60 nikel ve %40 bakır içeren bir alaşımın donmasını ele alalım (Şek.4). Kütük ingotların dökme demir ingot kalıpları içinde dökümünde olduğu gibi soğumanın hızlı vaki olduğunu farz edelim. T°C'in üstünde alaşım bir uniform eriyik şeklinde var olacak, ama sıcaklık T'ye düştüğünde katı eriyik dendritleri oluşmaya başlayacaktır. Bununla birlikte bunlar A bileşiminde dendritler değil, B bileşiminde dendritler olacaklardır. Böylece oluşan dendritler yaklaşık %75 nikel içerecek ve ilk sıvı sadece %60 nikel içermiş olduğundan, geri kalan sıvının daha da düşük oranda nikel içermesi sonucu çıkacaktır. Dolayısıyla bileşimi sola, örneğin A₁ e kayacaktır.



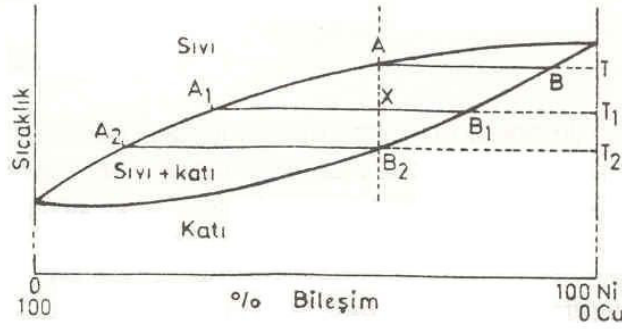
Şek.4.- Bakır-nikel denge diyagramı

Sıcaklık daha aşağıya T, e düştüğünde katılaşma devam edecek ve bu kez B, bileşiminde bir katı tabakası çökecektir. Bu, nikelde yeni ilk çekirdek kristallerden daha fakir olup kristalleşme ilerledikçe müteakip tabakalar giderek azalan nikel ve sonuç olarak, sonunda sıvı tükenene kadar giderek artan bakır içereceklerdir.

Açıkça, tekdüze olmayan bir katı eriyik oluşmuştur ve bunun bütünü kapsayan bileşimi %60 nikel ve %40 bakır olacaktır, çekirdek etkisi dolayısıyla ilk kristal çatısı yaklaşık %75 ve dış kenarları da yaklaşık %50 nikel içerecektir.

Bununla birlikte durum daha sonra, kristalleşme ile aynı zamanda vaki olan difüzyonun, yani metalin birinin atomlarının öbürününkilerinin aralarına yayılmalarının etkisine girecektir. Çöken alaşımın müteakip tabakalarının geri kalan sıvıya göre nikelde yeni daha zengin olmaları nedeniyle bir yoğunluk gradieni ortaya çıkar şöyle ki bu gradien bakır atomlarını içe, dendritlerin merkezine doğru yayılmaya (difüze olmaya) götürür; bu arada da nikel atomları dışarı, bakırdan yeni zengin sıvıya doğru hareket ederler. Yukarıdaki halde, difüzyon çok az vaki olacak veya hiç olmayacak kadar çok hızlı bir soğumayı varsaymıştık ve bu koşullar altında doku dengeye varamamıştı. Denge dışı koşulları ele almış bulunduğumuzdan, denge diyagramından ancak sınırlı miktarda bilgi alınabilmekte olup bunlar, dokunun nasıl geliştiğine dair bir rehberden ibaret kalırlar. Soğuma yavaş olsaydı difüzyon büyük ölçüde meydana gelecek ve çekirdeklenme de nihai kristallerde zayıf olacaktır. Yeterli derecede yüksek sıcaklıkta tavlama, difüzyonun vaki olmasına olanak sağlar; bunun sonucunda az çok tamamen uniform katı eriyik kristalleri oluşur.

Şimdi de aynı alaşımın, katılaşmanın her aşamasında tam dengeye varıldığı ideal olarak yavaş soğuması halini ele alalım. Sıvı (A bileşimi, Şek. 5)



Şek. 5

T sıcaklığında B bileşiminde çekirdekler ortaya çıkararak katılaşmaya başlayacaktır. Bu, geri kalan sıvı bileşiminin sola doğru kaymasını mucip olacaktır; ama başat yavaş soğuma nedeniyle difüzyon, katılaşma ile birlikte gidebilmekte olup sıvının bileşimi likidusu A'dan A₂'ye takip ettiğinden katının bileşimi solidusu B'den B₂'ye takip eder.

Böylece, bir T₁ sıcaklığında, uniform katı eriyiğin bileşimi B₁ tarafından, geri kalan denge halinde homogen sıvının A₁ tarafından belirlenir. Alaşımın bütünü kapsayan bileşimi X {A} tarafından gösterildiğine göre

$$\frac{\text{Katı eriyiğin ağırlığı (B₁ bileşimi)}}{\text{Geri kalan sıvı eriyiğin ağırlığı (A₁ bilş.)}} = \frac{XA_1}{XB_1}$$

Bu itibarla mükemmel denge koşulları altında ısıl denge diyagramı bize sistem hakkında tüm bilgileri sağlamaktadır.

T₂ sıcaklığında son sıvı izleri (A₂ bileşimi) henüz yok olmuştur ve difüzyon yoluyla, sıvının bileşimi şimdi uniform B₂ bileşiminde olan katı tarafından yutulmuştur. Bir uniform sıvının yerini bir uniform katı aldığına göre A ile B₂ doğal olarak aynı bileşimi temsil ederler.

C - SIVI HALDE HER ORANDA BİRBİRİ İÇİNDE ERİYEBİLEN İKİ METALİN KATI HALDE SADECE KISMEN ERİYEBİLİR OLUŞU

Bu hal gerçekten, bundan önce irdelediklerimizin arasında bulunmakta olup bunun sonucu olarak ısıl denge diyagramı, öbürlerinin bir nevi <melez>i olmaktadır. Kadmium-bismuth sisteminde olduğu gibi bir ötektik oluşmakta ama bu, iki saf metal yerine iki katı eriyiğin ötektiği olmaktadır.

Bu halin karakteristik örneği kalay - kurşun alaşımıdır. Her ne kadar antifriksiyon metaller arasında önemini koruyorsa da bizim burada irdelediğimiz konunun dışında kalması itibariyle bunun üzerinde durmayacağız.

D - BİR PERİTEKTİK REAKSİYONUN VAKİ OLUŞU

Bazen bir alaşım sistemi içinde, daha önce oluşmuş bulunan bir katı faz, geri kalan sıvı ile reaksiyona girip tümünden yeni bir faz meydana getirir. Bu olay peritektik reaksiyon olarak bilinir. Reaksiyon sırasında, ilk katı faz, reaksiyon ürünü tarafından çevrelenir veya kaplanır. Böyle bir reaksiyon, bildiğimiz demir - karbon sisteminde S fazı ile (austenit meydana getiren) geri kalan sıvı arasında vaki olur.

Şimdi, bu ayrıntıların ışığında çeşitli kaynak yöntemlerinin ısıl görünümelerini özetleyelim.

KAYNAK ISIL ÇEVİRİMİ (CYCLE'I)

Sözcüğün en geniş anlamıyla ısıl devrenin bilinmesi, kaynak metalürjisinin temelinde yatar ve bunun sonucu olarak da, çatışma şeklinin saptanmasına ve hatta bazı durumlarda, yürütülmesine yakından yardımcı olur.

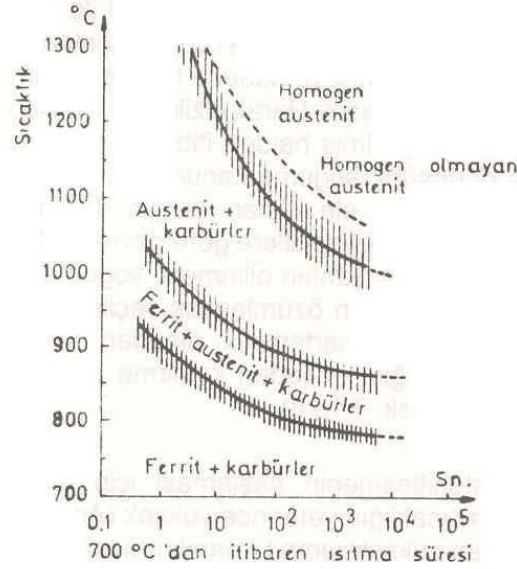
Kaynak ısıl devresinin sonucunda ortaya çıkan katı halde dönüşümler hususunda, bir ergit-meli kaynakta iki bölge tefrik edilmelidir:

- Sıvı halde oluşan ergimiş metal, katılaştır, sonra brüt katılaşma halinde değişir;
- ergimiş metale komşu ana metal, maksimum sıcaklığı bu metalin solüsus düzeyini geçmeyen ısıl devrelere uğrar; bu sonuncuların etkisi ısıdan etkilenmiş bölge (IEB)yi tarif eder.

ISIDAN ETKİLENMİŞ BÖLGEDE DÖNÜŞÜM

Metale icbar edilen ısıl devre (çevrim) daima bu ısıtma ve bunu izleyen bir soğuma içermekte olup burada maksimum sıcaklıkta tutma olmamıştır. Enerjisi kalınlıktan bağımsız olarak ayarlanabilen yöntemler için eşit kalınlıkta, ısıtma ve soğuma sıcaklıkları hızlarının, ortaya kanan enerjinin zayıflığı oranında yüksek olduğu ve eşit enerjide, birleştirilecek ürünlerin kalınlığı arttıkça bu hızların yine yüksek olduğu söylenebilir.

Isıtmanın hızlı oluşu, dönüşüm noktalarının bir kaymasını hasıl eder, şöyle ki sürekli ısıtmada dönüşüm diyagramına rücu ederek bunların tarifi gerekir. Bu itibarla «dinamik» A^1 ve Ac_3 noktaları hesaba katılacaktır; bu noktalar mutad olarak gözönüne alınan düzeylerin çok üstüne çıkabilirler ve bu çıkış çeliğin bileşimine göre değişken bir ölçüde olur. Bir örnek Şek.6'da görülür.



Şek.6 –Z 20 C 13 tipinde bir çeliğin sürekli ısıtmada austenitleşme diyagramı (Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, C.4'den)

Z20C 13 çeliğinin bileşimi: C = 0,19; Mn =0,49; Si =0,017; Cr=11,9

O halde IEB üç hacma bölünebilir:

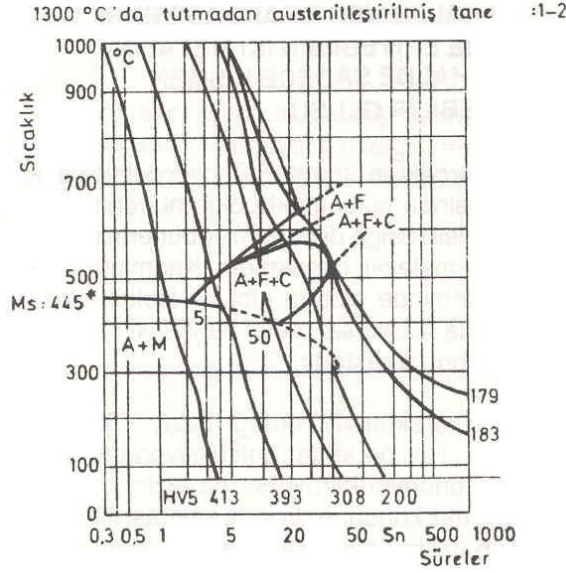
— Austenitleşmenin tam olması için maksimum sıcaklığın yeterince yüksek (dinamik AC_3 'den büyük) olduğu hacim. Bu bölümde, önceden çökelmiş olan karbürlerin eriyik hale getirilmesi tam olabilir veya sıcaklığın yeterince yüksek olmadığı yerde olmayabilir ve bu hal özellikle karbürlerin stabil olduklarında vaki olur. Ayrıca, ergimiş metalde en yakın yerde, varılan yüksek sıcaklıklar austenit tanesinin büyümesine (fazla ısınma) olanak sağlarlar; iri taneli kuşağın kalınlığı, ısı devrenin yavaşlığı oranında fazla olup bunun nedeni kaynak enerjisi ile başlangıç sıcaklığının (ön ısıtma) muhtemelen birlikte etkileridir.

Soğumada bu bölüm, başta sözünü ettiğimiz TTT diyagramlarında betimlenmiş kinetikler gereğince δ ----- α dönüşümüne uğrar (adı geçen diyagramlar aynı austenitleşme koşulları altında çizilmiştir). Bu itibarla aynı bir IEB'nin ilgili bölümü için, varılan çeşitli azami sıcaklıklara tekabül eden diyagramların hepsinin elde bulunması gerekli olur; gerçekten, dönüşümlerin bir anlamlı yorumunun sadece fazla ısıtılmış metale tekabül eden diyagrama rücu ederek elde edilebileceğini deney göstermiş olup bu diyagram genellikle 1300 ile 1350°C arasında bir sıcaklıkta hızlı bir austenitleştirmeden sonra ve sadece tek bir soğuma kanunu hesaba katılarak çizilmiştir. Böylece austenitleştirilmiş halden itibaren soğumada dönüşüm, soğuma kanununun izafi pozisyonlarıyla, ele alınan çeliğin dönüşüm alanlarına bağlı şekillere göre devreye girer. TTT diyagramlarının bilinmesi, soğuma kanunu tarafından özümlenmiş seçilen çalışma tarzının martensitik alandan kaçınıp kaçınmadığını önceden kestirme olanağını sağlar {Şek. 7 ve 8}.

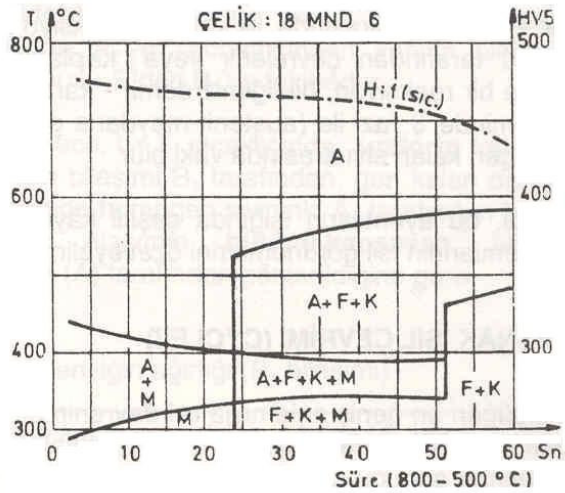
Austenitleşmenin başlaması için maksimum sıcaklığın yeterince yüksek (Ac_1 dinamikten yüksek) ama tamamlanması için yetersiz ($\hat{A}c_3$ dinamikten az) olduğu hacim. Bu nedenle ferritin bir bölümü dönüşmez. Ge-

nel olarak austenit partiküllerinin meydana gelip büyümesi, ferritik bölgelerin bir tür «erozyon»unu mucip olur şöyle ki austenitin soğumada dönüşümünden sonra ferritik tane, çoğu kez, ısıtmadan öncekine göre, rfa-haince olur.

Ancak burada kaydedilmesi gereken bir husus da, austenit partiküllerinin sürekli soğumada dönüşüm kinetiğinin, tamamen austenitleşmiş ana metalinkinden çok farklı olabileceğidir.



Şek.7.- E 36 tipinde bir çeliğin kaynak koşulları içinde dönüşüm diyagramı. Koordinatlar sıcaklık -- süre (IR-SID) , E36 çeliğinin bileşimi: C=0,156; Mn=1,30; Si=0,335; P=0,004; S=0,008; Al=0,013.



Şek.8. – 18 MND6 tipinde bir çeliğin bir kaynak işlemi sırasında dönüşüm diyagramı. Koordinatlar sıcaklık – soğuma süresi (Institut de Soudure). 18MND6 çeliğinin bileşimi: C=0,018; Mn=1,52; Si=0,34; Ni=0,69; Mo=0,51; S=0,015; P=0,008

Gerçekten, austenit partikülleri bütün erimiş karbonu içerecek olup gammagen (δ allotropik şeklini teşvik edici) elementlerden yana zenginleşebilirler; bu itibarla bunlar ana metalden daha çok su alabilir olurlar ve belirgin şekilde alçalmış bir M_s noktası (martensitin oluşmaya başladığı nokta) arz edebilirler; oluşmuş austenit oranı azaldıkça M_s noktası daha da aşağıya kayar. Bu olgu özellikle zayıf enerjili ergitme kaynakları ile direnç kaynağı noktaları için duyarlıdır.

Austenitleşmenin başlaması için maksimum sıcaklığın yeterince yüksek olmadığı (Ac, dinamik altında) hacim. Bu hacim de iki kısma ayrılabilir.

1. Maksimum sıcaklığın niteliklerini koruyan metalde hiçbir gelişmenin vaki olmayacağı mertebede (çok alçak) olduğu kısmı;
2. Maksimum sıcaklığın, ısınma sırasında metalde bir gelişmenin vaki olabileceği mertebede (oldukça yüksek) olduğu kısım. Bu gelişme, aşağıdaki olguların sonucu olabilecektir:

a) çökelmiş ve o zaman sertleşme kabiliyetlerinin bir kısmını kaybeden karbürlerin bir araya toplanmaları (koalesans).

b) menevişlenmiş bir martensitin rekristalizasyonu,

c) bir yoğurulmuş metalin {sıcaklığa göre} rekristalizasyonu veya eski haline gelmesi veya yaşlanması.

Yaşlanma dışında sonuç, dikkat nazara alınan hacim içinde metalin mukavemet karakteristiklerinin azalması olmaktadır; ancak, kaynak yöntemlerinin çoğunun meydana getirdiği ısı devrelerinin hızı ve bunları niteleyen sıcaklık gradieni hesaba katıldığında, bu yumuşatma etkisi zayıf, hatta kabili ihmal olmaktadır { 10 dakikadan fazla 650°C 'ta tutulmuş bir dokunun nitelikleri 700°C 'ta 1 dakika tutulmakla pratik olarak değişmez; kaldı ki ilgili bölgenin alanı zayıftır}.

Çok yüksek enerjili yöntemler için, 400 ile 500°C arasında sınırlanan ısı devrelerinin, bunlara tabi olmuş metalde bir geri dönüşlü meneviş gerçekleşmesi hasıl edebileceklerine dikkat çekilir.

(arkası var)