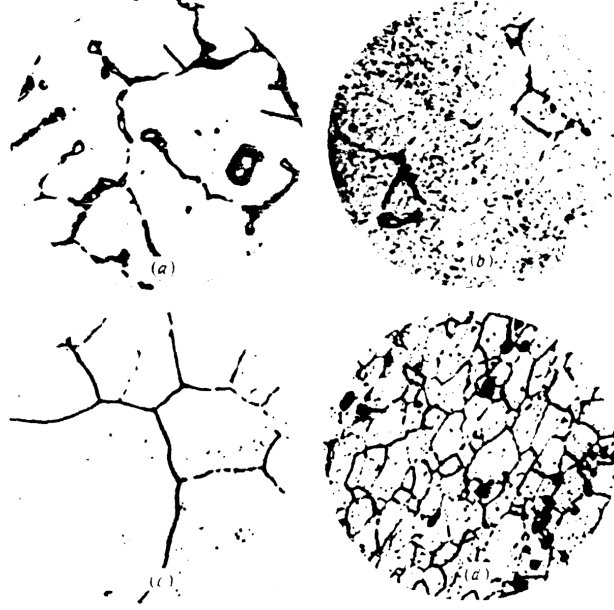


ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

ALÜMİNYUM ALAŞIMLARININ ISIL İŞLEMİ

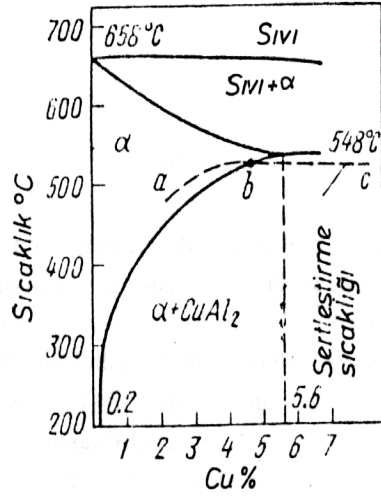
Alüminyum alaşımları sertleştirme ve yaşlandırmayla kuvvetlendirilirler. Tavlama, denge dışı içyapılan ve alaşımın sünekliğini azaltan yoğurulmadan ileri gelen içyapısal kusurları yok etmek için uygulanır.



Şekil:139 d-Bir duralumin eşdeğeri alaşımının (Cu 3.8-4.5:Mg 1.2-1.8:Mn 0.3-0.9:Si = 0.5) mikro içyapısı (a) dökülmüş halde (λ 150): (b) homogenleştirilmiş (λ 250): (c) sertleştirilmiş(λ 200: (d)sertleştirilmiş ve doğal yaşlanmış.(λ 200).

Sertleştirme ve yaşlandırma

Bileşenlerin çoğunun Al içinde eriyebilirle kabiliyeti sıcaklıkla azalır (Şekil 139 e). Bu, alaşımlara sertleşme ve yaşlanma ile kuvvetlenme olanağını verir



Şekil: 139 e — Al-Cu alaşımları denge diyagramı.

Alüminyum alaşımlarının sertleştirilmesi

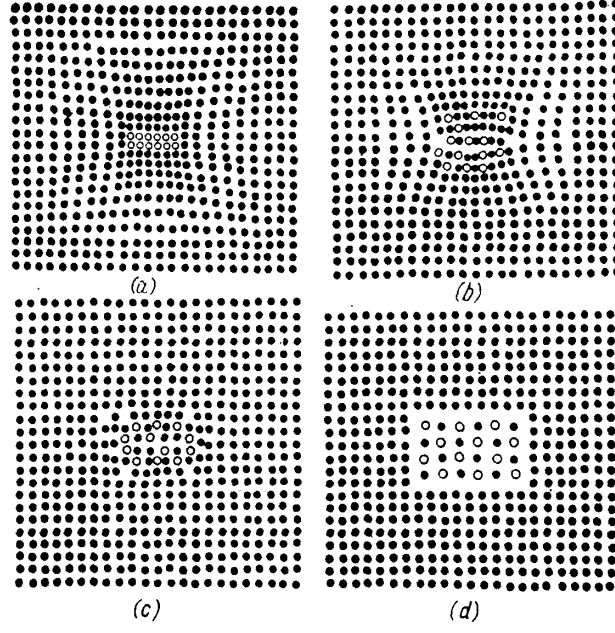
Bu işlem, fazla metallararası fazların tümünün ya da çoğunun Al içinde eridiği bir sıcaklığa ısıtmak; bu sıcaklıkta tutmak ve fazla doymuş bir katı eriyik elde etmek üzere hızlı soğutma (daldırma) dan ibarettir. Örneğin Al-Cu sisteminin alaşımları (Şekil 139 e) için sertleştirme sıcaklığı abc çizgisiyle saptanmış olup bu çizgi, % 5.6 dan az Cu içeren alaşımlar için maksimum eriyebilme çizgisinin üstünden ve bu orandan daha çok bakır içeren alaşımlar için ötektik çizgisinin (548°C) altından geçer. % 5.6 ya kadar bakır içerikli alaşımların sertleştirilmesi için ısıtıldıklarında, CuAl₂ fazının fazlası tamamen erir. Müteakip hızlı soğutulmada sadece fazla doymuş a katı eriyiki mevcut olur ve alaşımda bulunan kadar bakır içerir. % 5.6'dan fazla bakır içeren alaşımların içyapısı, sertleştirmeden sonra, b noktasıyla gösterilmiş bileşimde bir fazla doymuş a katı eriyiki ile ısıtmada erimemiş CuAl₂ birleşiminden ibaret olur. Metallararası fazları eritmek için gerekli sertleştirme sıcaklığında tutma süresi, alaşımın içyapısal durumu, ısıtma fırınının tipi ve sertleştirilecek parçanın kalınlığına bağlıdır. 0.5 mm den 150 mm kalınlığa kadar saçlar, levhalar, çubuk ve bandlar, güherçile banyosunda ısıtıldıklarında 10 ilâ 80 dakika; bugün yaygın olarak kullanılan cebraî hava ceryanlı elektrik fırınlarında ısıtıldıklarında da 30 ilâ 210 dakika tutulur. Döküm parçalar, sertleştirme sıcaklığında daa uzun süre (2 ilâ 15 sa) bekletilir. Böylece de kabaca çökelmiş metallararası fazlar (Şekil 139 d, a) erimiş olur. Sertleştirmede, şekillendirilmiş (haddelenmiş, çekilmiş, doğulmuş...) alaşımlar soğuk suya, döküm parçalar da 50-100°C'a ısıtılmış suya daldırılırlar; suyu ısıtmaktan amaç, çarpılmayı ve çatlak oluşumunu önlemektir. Sertleşmeden sonra alaşımlar alçak çekme mukavemeti ve akma sınırını, ama yüksek sünekliği haiz olurlar.

Alüminyum alaşımlarının yaşlandırılması

Sertleştirmeyi yaşlandırma takibeder. Bunda alaşım birkaç gün oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) veya 10 ilâ 24 saat yüksek sıcaklıklarda (yapay yaşlandırma) tutulur. Yaşlandırma süreci sırasında fazla doymuş katı eriyik ayrışır. Bu da alaşımı kuvvetlendirir. Kafesinde bakır atomlarının bir uniform düzende bulunduğu katı eriyikin ayrışması, yaşlandırma sıcaklığı ve süresine bağlı birkaç aşamada vaki olur. Doğal (20°C'da) veya alçak sıcaklık yapay (100-150°C'in altında) yaşlandırmada faz fazlasının çökmesiyle katı eriyikin ayrışması görülmez. Bu sıcaklıklarda bakır atomları, α katı eriyikinin kristal kafesi içinde sadece fevkalâde kısa mesafelerde hareket ederler ve Guinier-Preston bölgeleri (GP-I)(*) adı verilen iki boyutlu levhaya benzer oluşma ya da diskler halinde (100) düzlemleri(**) içinde toplanırlar (Şekil 139 f, a). GP-I bölgeleri birkaç düzine angstrom (30 ilâ 60 Å) içine yayılırlar ve 5 ilâ 10 Å kalınlığını haizdirler; bunlar her kristalin sınırları içinde az çok uniform olarak dağılmışlardır (Şekil 139 f,a). GP-I bölgelerinde bakır içeriği CuAl_2 dekinden (% 54) daha azdır.

Doğal yaşlanmadan sonra alaşım 230-270°C'ta hızla (birkaç saniye veya dakika) ısıtılıp hızlı soğutulacak olursa, yaşlanmadan hasil olan mukavemet tamamen yok olur ve alaşım, sertleştirilmeden hemen sonraki koşuluna geri döner. Bu olaya eski haline *dönme-recovery* denir. Eski haline dönmede yumuşama, GP-I bölgelerinin bu sıcaklıklarda stabil olmayışları ve katı eriyik içinde erimeleri nedeniyle olup bakır atomları yeniden, az çok uniform olarak, sertleşmenin hemen sonrasında olduğu gibi, her katı eriyik kristalinin hacim sınırları içinde, dağılırlar. Daha sonra alaşım yine oda sıcaklığında tutulacak olursa, GP-I bölgeleri oluşurlar ve alaşım kuvvetlenir. Ancak, alaşımın korozyon nitelikleri,yaşlandırmanın takibettiği eski haline dönmeden sonra bozulur. Bu keyfiyet işbu eski haline dönmeyi herhangi bir pratik amaç için kullanılamaz hale getirir.

(•) Bu iki boyutlu oluşmalar aynı zamanda (1938) Fransa'da Guinier ve İngiltere'de M.A.Preston tarafından keşfedilmişlerdir. Guinier-Preston bölgeleri X ışını içyapı analiziyle gözlenebilirler; bunlar, Guinier-Preston ışınları olarak bilinen özel renkli etkiyi hasil ederler. (••) Ek VI'ya bkz.



Şekil: 139 f — İsil işlemdede tanecik çökmesinin şematik diyagramları (a), GP-1 bölgeleri; (b), GP-2 bölgeleri; (c), dörtgen CuAl₂ fazı (8'fazi); (d), kübik CuAl₂ fazı (9 fazı).

Uzun süre 100°C'ta veya birkaç saat 150°C'ta tutma, geniş boyutlu (10 ilâ 40 Å kalınlık ve 2000 ilâ 3000 Å çapında) Guinier-Preston bölgelerinin oluşmasına götürür; bunlardaki içyapı düzeni α katı eriyikinkinden farklıdır (Şekil 139 f, b). Bu bölgelerdeki bakır içeriği CuAl₂dekine tekabül eder. Bu bölgeler mutad olarak GP-2 bölgeleri diye adlandırılır. Difüzyon-yayımla süreçleri ve dolayısıyla, iç-yapısal dönüşüm süreçleri ve de mukavemet artışının kendisi, yaşlandırma sıcaklığının artışıyla daha hızlı bir tempoda vaki olur. Birkaç saat süreyle yüksek sıcaklıklarda (150-200°C) tutma, GP-2 bölgelerinin bulunmuş oldukları yerlerde, ara θ' fazının dağınık (ince lamellar) zerreciklerinin bulunmuş oldukları yerlerde ara faz, stabil θ fazından kimyasal bileşim bakımından farketmez, ancak kristal kafesi farklı olur. θ' fazı tutarlı olarak katı eriyike bağlıdır (Şekil 139 f, c). Sıcaklık 200-250°C'ta yükseltildiğinde stabil olmayan faz kaynaşır ve stabil θ fazı oluşur. (Şekil: 139 f, d).

Böylece doğal yaşlanmada, sadece GP-1 bölgeleri oluşur. Yapay yaşlandırmada içyapısal değişmelerin sırası GP-1 \rightarrow GP-2 \rightarrow θ' \rightarrow θ (CuAl₂) şeklinde gösterilebilir.

Ancak bu, bir oluşumun derhal öbürüne dönüştüğü anlamına gelmez. Müteakip oluşum veya faz, ilkinin erimesinden sonra meydana çıkabilir.

Bu Al-Cu alaşımlarındaki fazla doymuş katı eriyik ayrışması genel prensipi, başka alaşımlarda da geçerlidir. Tek fark, çeşitli alaşımlarda farklı bileşim ve bölgelerin iç yapısı ile oluşan farklı fazlardadır.

Çeşitli bileşimlerde Al alaşımlarının yaşlandırılması kendilerine özgü sıcaklık-süre alansal (GP-1 ve GP-2 oluşumları) ve faz (θ' ve θ fazları) yaşlandırma bölgelerini haizdirler.

Sertleştirme ve yaşlandırmada mukavemet artışının derecesi, pekiştirici fazların tabiatına

ve bunların taneciklerinin miktar ve dağılımına bağlı olur. Maksimum pekiştirici-kuvvetlendirici etki, α katı eriyiklerinkinden farklı bir çapraşık içyapı ve bileşimi haiz olan $MgZn_2$, Mg_2Si ve S fazı ($Al_2Cu Mg$) dendir.

Alansal yaşlanmadan sonra alaşımlar mutata olarak artmış bir akma sınırı ve göreceli bir alçak $a_{0.2} / \sigma_t \leq 0.6-0.7$ oranı, daha yüksek bir süneklik, iyi korozyon mukavemeti ve gevrek kırılmaya düşük eğilim edinirler. Bunun nedeni, alaşımın şekil değiştirmesinde, dislokasyonlar, ilk şekil değiştirmelere fazla direnç göstermeyen bölgeleri kat etmeleridir. GP-1 veya GP-2 bölgeleri arasında bir yüzey arasının yokluğu, iyi korozyon mukavemetini saptar.

Faz yaşlanmasından sonra $a_{0.2} / \sigma_t$ oranı 0.9 veya 0.95'e yükselir ve süneklik, tokluk, gevrek kırılmaya ve gerilme korozyonuna mukavemet düşer. Bu durumda, alaşımın şekil değiştirmesinde dislokasyonlar, stabil olmayan fazların taneciklerinin çevresinden geçer ve çok sayıda dislokasyon düğümü ve çeşitli kümeler oluştururlar. Bunun sonucunda başlangıç şekil değiştirmelerine mukavemet artar ve süneklik azalır. Stabil olmayan fazların kaynaşması sürecinde başlangıç aşamasında mukavemet nitelikleri artar, bir maksimum değere varır ve sonra yine düşer. Süneklik, tokluk ve korozyon mukavemeti artmıştır.

Alüminyumun Mn, Cr, Ni, Zr, Ti ve sair metallarla bazı alaşımları sıcak ve bazen de soğuk çalışmaya maruz olup bunların rekristalizasyon sıcaklığı, sıcak çalışma veya sertleştirme için mutata olarak tayin edilmiş ısıtma sıcaklığından yüksektir. Dolayısıyla bu alaşımlar, sertleştirilip yaşlandırdıklarından sonra, bir rekristallize olmamış (poligonlaşmış) içyapı ve yüksek dislokasyon yoğunluğunu muhafaza ederler. Bu, rekristallize olmuş üçyapıya göre mukavemeti hayli yüksektir. Bu olgu, içyapısal güçlendirme olarak bilinir.

İçyapısal güçlendirme a_1 ve $a_{0.2}$ 'yi % 30-40 kadar artırır. Bu güçlendirme daha çok çekilmiş yarı mamullerde (çubuklar, profiller ve borular) etkin olup bû nedenle buna bazen *çekme-ekstrüzyon etkisi* adı verilir.

Alüminyum alaşımlarının tavllanması

Uygulanan tavlama türleri şunlardır: (1) homogenleştirme; (2) rekristalizasyon; (3) sertleştirme ve yaşlandırmadan sonra yumuşatma.

Homogenleştirme tavlama ingotlara, haddelenmeden önce, dendritik ayrılıp toplanma (segregasyon)'u yok etmek için uygulanır. Bu tür segregasyonların sonucu olarak bir homogen olmayan katı eriyik elde edilir ve $CuAl_2$, Al_2CuMg (S fazı), Mg_2Si , $Al_2Mg_3Zn_3$ (T fazı) ve sairleri gibi dengedışı kaba ötektik girmeleri tane sınırları boyunca ve dendritlerin dalları arasına ayrılır (Şekil 139 d, a). Homogenleştirmede katı eriyik kristalleri eşitlenir ve metallararası birleşikler erir. Müteakip soğuma sırasında metallararası birleşikler ince sekonder girmeler halinde çökelirler (Şekil 139 d, b).

Sonuç olarak, dökme alaşımın sünekliği artar. Bu da sıcak çalışma sırasında inceme oranının ve şekil değiştirme hızının artırılmasına olanak sağlar. Homogenleştirme, tavllanmış

saçlarda ince taneli bir içyapının oluşturulmasını teşvik eder ve gerilme korozyonu eğilimini azaltır. Homogenleştirme sıcaklığı 450 ilâ 520°C arasında, tutma süresi de 4 ilâ 40 saattir. Alaşımın havada veya fırınla birlikte soğutulur.

Rekristalizasyon tavlama, işlenmiş alaşımı, primer rekristalizasyonun tamamlandığı sıcaklığın üstünde bir sıcaklığa ısıtmaktan ibarettir. Yoğurulma sertleşmesinden sonra alaşımı yumuşatmak ve ince tane elde etmek için uygulanır. % 50 ilâ 75 incelme derecesine işlenmiş Al alaşımlarının çoğunda rekristalizasyonun başladığı sıcaklık, 290 ile 400°C arasındadır. Alaşımın bileşimine göre, rekristalizasyon tavlama sıcaklığı 350 ilâ 500°C, tutma süresi de 0.5 ilâ 2 saattir. Isıl işlem kabul etmeyen alaşımların rekristalizasyon tavlamasından sonra, soğuma temposu isteğe göre düzenlenebilir. Isıl işleme tâbi tutulabilen alaşımlarda soğutma temposu, 200-250°C'a kadar, 30°C/sa'ı aşmayacaktır. Tavlama, soğuk çalışmada ya da sıcak ve soğuk çalışma işlemlerinde bir ara işlemi olarak uygulanır.

Rekristalizasyon tavlama bir varyantı kısmî tavlama olup bu, yoğurulma sertleşmesi ile rekristallizasyon koşulları arasında ara nitelikler elde etmeyi sağlar. Burada tavlama sıcaklığı, rekristallizasyon sonununun altında olacaktır şöyle ki ya poligonlaşmış, ya da kısmen rekristallizasyon olmuş içyapı elde edilir ve yoğurulma sertleşmesi kısmen kalkmış olur. Kısmî tavlama daha çok ısıl işlem kabul etmeyen alaşımlara uygulanır.

Sertleştirilme ve yaşlandırılma işlemlerine tâbi tutulmuş alaşımların yumuşatılmaları için tavlama 350-450°C'ta, 1 ilâ 2 saat süreyle uygulanır. Bu sıcaklıklarda fazla doymuş katı eriyik tamamen ayrışır ve kuvvetlendirici fazlar ayrılıp toplanırlar (koalesansa uğrarlar). Soğuma temposu 30°C/sa'ı geçmeyecektir. Tavlandıktan sonra alaşım bir alçak çekme mukavemeti, ılımlı süneklik ve yüksek gerilme korozyonu mukavemetini haiz olur.

Alaşım elementi ilâvesi başlıca mekanik nitelikleri (çekme mukavemeti, sertlik, rijitlik, talaş kaldırmayla işlenebilirlik gibi) ve bazen de akıcılık ve sair döküm niteliklerini iyileştirmek için yapılır.

Alüminyum alaşımlarının eğilimli oldukları en büyük kusurlardan biri, ergitme süreci sırasında eriyen gazların meydana getirdikleri gözenekliliktir. Ergimiş alüminyum, herhangi bir nedenle ocak atmosferinde mevcut hidrojenin önemli ölçüde eritir. Metal dökülüp katılaşmaya başladığında hidrojenin erime kabiliyeti neredeyse sıfıra iner şöyle ki kısmen katı metal içinde çok küçük gaz kabarcıkları oluşur. Bunlar kaçamazlar ve "karınca" tipi gözeneğe neden olurlar. Bu kusur, dökümden önce ergimiş metal potasına azot sevk etmek veya bir uygun dekapan kullanmak suretiyle önlenir.

Alüminyum alaşımları dökülmüş veya şekillendirilmiş (haddeleme vb) halde kullanılırlar. Her iki haldekilerin birçoğunun mekanik nitelikleri "çökme sertleştirilmesi" olarak bilinen süreçle iyileştirilebilirken, bunlardan bir bölümü böyle bir işlem uygulanmadan kullanılır. Bu itibarla az çok başdöndürücü sayıda olan alaşımları, kullanıldıkları koşullara göre, aşağıdaki dört ana grupta sınıflandırmak münasip olacaktır.

Isıl işleme tabi tutulmayan şekillendirilmiş alaşımlar

Bu gruptaki alaşımlardan başlıca, yoğurulmuş-sertleşmiş halde, yeterli mukavemet ve rijidlik ve bunlarla birlikte iyi bir korozyona dayanım beklenir. Bu alaşımlar kara nakil vasıtalarının karosöri imalinde geniş ölçüde kullanılmaktadır. Burada Al-Mg alaşımlarının yüksek korozyon mukavemeti önemli olmakta, daha yüksek magnezyumlular deniz suyuna ve atmosferine mükemmel dayanıklık arz edip deniz inşaatı süperstrüktürlerinde yaygındırlar. İstenilen mekanik nitelikler, nihaî soğuk işlemde uygulanan soğuk yoğurulma derecesi tarafından meydana getirilir ve bu alaşımlar mutata olarak "yumuşak", "3/4 sert", "1/2 sert", "3/4 sert" ve "tam sert" olarak kullanıma arz edilir. Burada başlıca sakınca, malzemenin nihai boyut ve şekle getirilmesinden sonra (tavlama ile yumuşatma dışında) mekanik nitelikleri üzerinde oynanamamasıdır. Oysa ki çökeltme sertleşmeli alaşımlarda, nitelikler, belli sınırlar içinde, ısı ile işlemle değiştirilebilir.

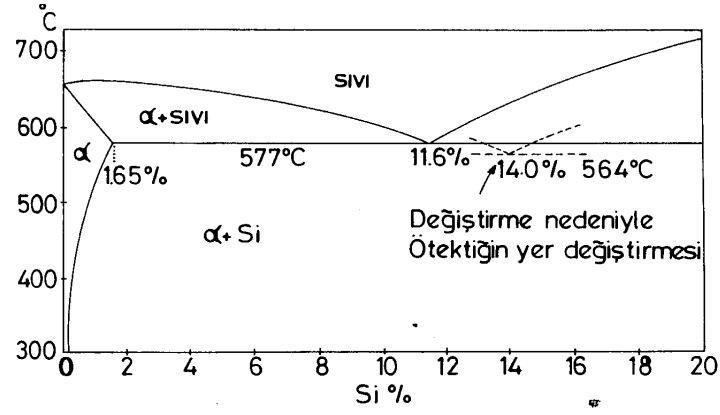
Başlıca Al-Si alaşımlarının dışında, bu alaşımların çoğu tamamen katı eriyiklerden oluşmuş yapılara sahiptirler. Bu keyfiyet bunların yüksek süneklik ve yüksek korozyon mukavemetine yardımcı olmaktadır.

Isıl işleme tabi tutulamayan dökme alaşımlar

Bu alaşım grubu, kum ve kokil dökümü halinde genel amaç malzemesi olarak geniş ölçüde kullanılanları içerir.

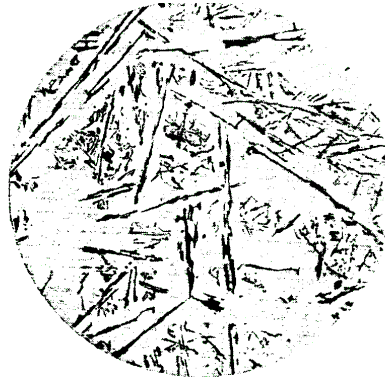
Bu alaşımlar başlıca rijidlik, dökümde akıcılık ve korozyon mukavemetinin çekme mukavemetinden daha önemli olduğu yerlerde kullanılırlar.

Hiç şüphesiz, bu sınıf içinde en geniş ölçüde kullanılan alaşımlar, % 9.0 ile 13.0 arasında silisyum (siluminler) ve bazı durumlarda da az miktarlarda bakır içerenlerdir. Bu alaşımlar yaklaşık ötektik bileşimde olup (Şekil 140) donma alanları dar olacağından kokil dökümüne (pres dökümü) son derece uygundur. Daha çok kaba sayılan ötektik yapı, "değiştirme-modification" adıyla bilinen bir süreçle inceltilir. Bu süreç, dökümden hemen önce ergimiş alaşıma küçük miktarlarda (ağırlık olarak yakl. % 0.01) sodyum ilâve etmekten ibarettir. Bunun etkisi, normal ötektik sıcaklığına varıldığında silisyumun çökeltmesini geciktirmek ve aynı zamanda ötektik bileşimini denge diyagramının sağına kaydırmaktır.



Şekil: 140 — "Değişirme"nin etkisini gösteren Al-Si ısı denge diyagramı.

Bu itibarla yapıda herhangi bir *primer* silisyum kristalleri oluşmadan (Şekil 141 a ve b) işbu değiştirilmiş alaşımda % 14'e kadar silisyum mevcut bulunabilir. Yeniden ergitme, oksidasyonla sodyum kaybı nedeniyle önceki yapıya döndürme eğilimini gösterir. Değişirme süreci çekme mukavemetini 120 N/mm^2 den 200 N/mm^2 'ye, uzamayı da % 5.0'den % 15.0 in üstüne çıkarır. Bu dökme ötektik alaşımın nispeten yüksek sünekliği, ötektik içinde α katı eriyik fazının, toplam yapının yaklaşık 90'ını oluşturmasından ileri gelir. Şekil 141 a ve b'de görüldüğü gibi bu, mikroyapı içinde sürekli olup sert silisyum fazından ileri gelen gevrekliğin çoğuna karşı bir "yastık" gibi davranır.



Şekil:141 a-Dökülmüş halde (değiştirilmemiş) % 12 silisyum içeren Al-Si alaşımı .Silisyum ötektigi (koyu) ve α katı eriyiki yapı kabadır. X 100, dağlanmamış.

konsantrasyonuna, yani karışmazlık alanının sınırına vardığında, iki tabaka halinde ayrılma başlar; yani başka deyimle Na serbest kalır ve yüzeye çıkar. Katılaşmanın bu aşamasına ince yapı tekabül etmiş olmalıdır. A_1 bileşiminde bir banyo önce çökeltme ile alüminyum verecektir ve bununla birlikte A_1h ile gösterilen konsantrasyon değişimleri, vaki olacaktır. $Ed'nin$ kesiştiği h noktasında Al-Si ötektik noktasının kaba çökeltmesi ve bununla birlikte de sıvının d yönünde konsantrasyon değişimleri başlamış olmalıdır; burada, sıvının geri kalanı ince bir yapıyla katılmış olmalıdır.

Sodyum ilâvesinin ötektik noktasını hissedilir derecede, yaklaşık 30°C alçalttığı kaydedilecektir.

Varsayımlara rağmen aşağıdaki husus gerçektir: bir alüminyum ve silisyum alaşımına bazı sodyum veya potasyum tuzlarının (tek başına flüorür ya da bir toprak alkali flüorürü ile karıştırılmış olarak), özellikle ötektikte, az miktarlarda (% 1 ilâ 2) ilâvesi, hayli kalın parçalarda ve yavaş soğumayla bile, ince taneli bir ürün verir.

Bir tuzun kullanılması alkalın metal veren bir reaksiyona tekabül ettiğinden flüorürler yerine sodyum (alaşım ağırlığının % 0.1'ine kadar) ikame edilmiştir.

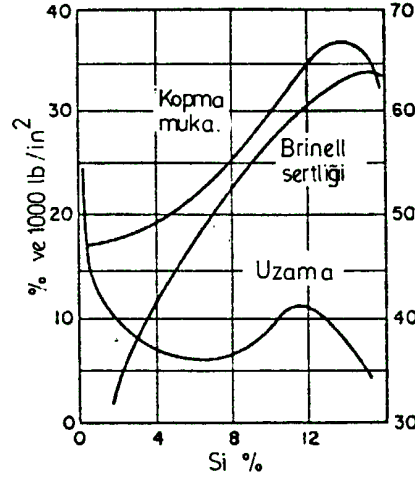
Sodyumun rolü üzerinde çeşitli izah şekilleri ileri sürülmüştür. Ötektik noktasının sağa kaymasının dışında aşağıdaki deneysel olguları kaydetmek gerekir:

1. İşleme tabi tutulmuş alaşım uzun süre sıvı halde tutulduğunda, veya yukarıda söylendiği gibi yeniden ergitildiğinde, tane incilmesi kalmaz; sodyumun tahrip olduğu kabul edilecektir;
2. Alkalın (kalevi) metal içermeyen ergitici ya da desoksidanlar, Al-Si alaşımlarının tanesine hiçbir etki yapmamaktadırlar.

İzah şekilleri şöyle özetlenebilir:

1. Sodyum veya tuzları desoksidan olarak etki yapar ve oksit filminin yok edilmesiyle ikili alaşımların bileşenlerini ötektik dengeye daha yakın kılar;
2. Kolloidal teori: Sodyum sıvıdan çok parçalanmış halde ayrılır, silisyum zerrelerini sarar ve bunların birleşmelerini (çekirdekleşmelerini) önler (kristalleşme, bilindiği gibi, çok sayıda çekirdekleşmeden kendiliğinden başlar).

%11.6 Si ile oluşan ötektik, döküne Al-Si alaşımlarının sertliğinin nedenini oluşturur. Demir, çinko, bakır vb. başka elementlerin ilâvesi, üçlü sistemde yaşlandırma sertleşmeli etkilerle özel bileşenler oluşturacak şekilde yapılır. Dökme ikili alaşımın mekanik nitelikleri üzerinde silisyumun etkisi Şekil 143'te görülür.

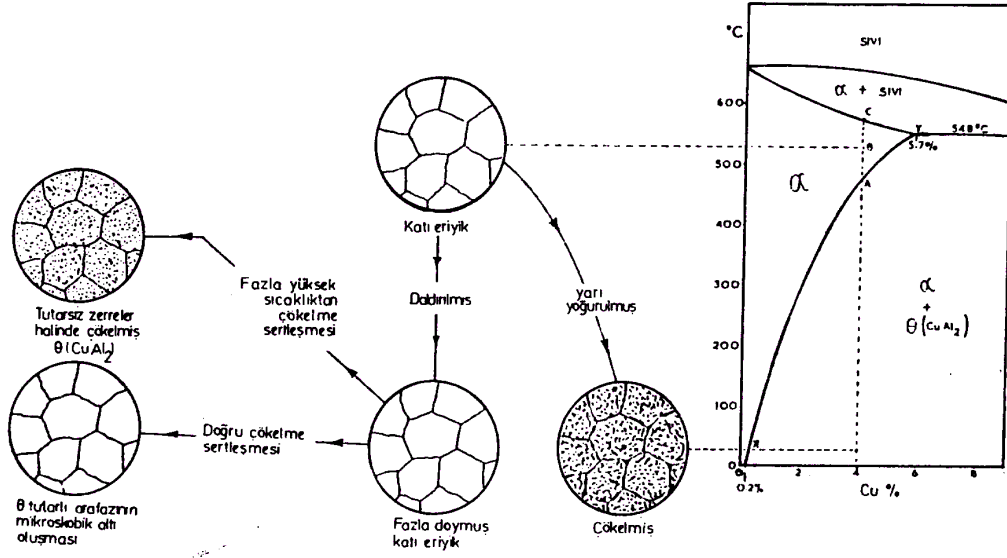


Şekil: 143 — Al-Si alaşımlarının mekanik nitelikleri.

Alüminyum-bakır alaşımları önemli miktarlarda α katı eriyiği ile CuAl_2 formülünde bir metallerearası birleşikten (θ fazı) oluşan bir ötektikten içerirler (Şekil 144); bunlar, darbeye maruz olmayan komponentlerde rijitlik ve iyi döküm kabiliyetinin arandığı yerlerde faydalıdır. Bunlar talaşlı imalâta elverişli olmakla birlikte korozyona dayanımları Al-Si alaşımlarınıninkinden aşağıdır.

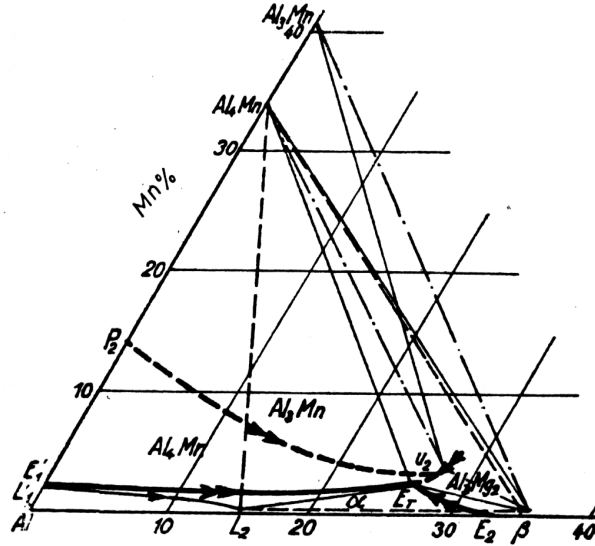
Bakırın alüminyum içinde erime kabiliyeti 548°C 'ta % 5.7 den oda sıcaklığında % 0.25'in altına düşüyor. % 33 bakırda bir ötektik oluşur. Faydalı alüminyumdan yana zengin bakır alaşımları yakl. % 10'dan az Cu içerenlerdir. Hem % 4 Cu'lu şekillendirilmiş, hem de % 8 Cu'lu dökme alaşımların mekanik nitelikleri θ fazının (Cu Al_2) katı eriyikten çökmesiyle yükselir. Döneceğimiz konuya. Al-Cu alaşımları bugün sınaî önemini kaybetmiş durumdadırlar.

Alüminyum-magnezyum-manganez alaşımlarının "başlıca niteliği, yüksek parlatılabilme kabiliyeti sağlayan iyi bir korozyona dayanımdır. Bunlar tanınmış "Birmabright" alaşım serisini içerirler ki bu serinin alaşımları, korozyon dayanımı, rijitlik ve darbeye mukavemet nitelikleriyle, deniz koşulları altında çalışan, ılımlı ölçüde yüklenmiş parçaların imaline mükemmelen elverişli olurlar.



Şekil:144- Yavaş soğutma ve çökelme sertleşmesinin mikroyapısal etkisini gösteren alüminyum-bakır denge diyagramının alüminyumdan yana zengin ucu.

Bu alaşımlarda 437°C'ta ergiyen bir E_T üçlü ötektik vardır; bunun bileşimi: % 71.25 Al; % 26.40 Mg; % 2.25 Mn olup Al (a); Al_3Mg_2 (β) ve Al_4Mn den oluşur (Şekil 145).



Şekil: 145 — Al-Mg-Mn üçlü alaşımının denge diyagramının bölümü.

Isıl işleme tabi tutulabilen şekillendirilmiş alaşımlar

Alüminyum alaşımlarının en anlamlı özelliği hiç şüphesiz içlerinden bazılarının uygun ısı ile işlemle nitelik değişimine uğramasıdır. Her ne kadar bu olgu alüminyum alaşımlarına özgü olmayıp bazı bileşenlerin ana metal içinde eriyebilme kabiliyetinde değişimin vaki olduğu herhangi bir alaşımda da görülürse de bu alüminyum esaslı alaşımlarda, sairlerine göre, çok daha geniş ölçüde kullanılır.

Bunun 1906'da ilk farkına varan Alman metalürjist Dr.Alfred Wilm oluyor. Dr.Wilm, küçük miktarlarda magnezyum, silisyum ve bakır içeren bir alüminyum alaşımının, 500°C'tan suya daldırıldıktan sonra birkaç gün oda sıcaklığında kalmaya terk edildiğinde kendiliğinden giderek sertleştiğini gözlemiştir.. Mukavemet bu yolla artmış ve bir haftadan az bir süre içinde bir maksimum değere varmıştır. Bu etki sonradan "yaşlandırma sertleşmesi" olarak bilinecektir(*)

Yaklaşık dört yıl sonra Wilm, buluşunun patent hakkını B.Almanya'da Duren'de bir firmaya devrediyor ve bundan böyle, üretilen alaşım "duralumin" adını alıyor. Bunun ilk önemli kullanma yeri I.Dünya Savaşı sırasında Graf von Zeppelin hava gemisi (balonu)nun kafes profilleri oluyor.

Yaşlandırma sertleşmesi süreci, su verilmiş alaşımı 180°C'a kadar ısıtmakla hızlandırılabilir. Bu tür işleme başlarda "yapay yaşlandırma sertleşmesi" adı verilmişse de bu her iki hafifçe yanıtıcı terim günümüz metalürji terminolojisinde genel "çökeltme sertleşmesi" terimi(*) içinde birleştirilmiştir. Metalürjistler bugün genellikle, sağlanan mukavemet ve sertlik artışlarının doğrudan ana katı eriyik şebekesi içinde düzenli (coherent) çökeltilerin oluşmasına bağlı bulunduğunu kabul etmektedirler. Biz şimdi bu prensipin Al-Cu alaşımlarının çökeltme sertleşmesine uygulanmasını ele alacağız.

% 4.0 Cu içeren bir Al-Cu alaşımı, 500°C'un üstünde sıcaklıklarda tamamen Şekil 144'te

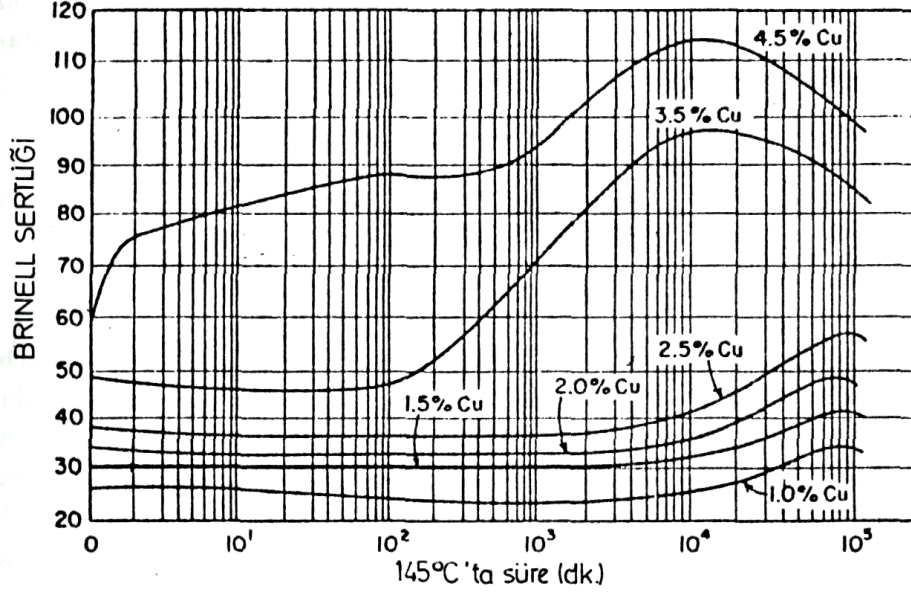
görülen α katı eriyikinden ibaret olacaktır. Şimdi alaşımı *çok yavaş* soğumaya terkettiğimizde her aşamada dengeye varılacak ve CuAl_2 (d) metallerearası birleşik, düzenli olmayan (non-coherent) bir çökelti teşkil edecektir. Bu çökeltme A'da başlayacak ve alüminyum içinde oda sıcaklığında sadece % 0.2 bakır (X) eriyik halde kalana kadar devam edecektir. Böylece meydana gelen yapı, eriyikte sadece % 0.2 bakır kaldığından, mukavemetten yoksun olacak ve kaba CuAl_2 zerrelerinin varlığı nedeniyle de, gevrek olacaktır.

Şimdi alaşım tekrar yavaşça ısıtılacak olursa, A'da bir kez daha tam bir a katı eriyiki elde edilene kadar CuAl_2 zerreleri tedricen yutulacaktır. (Sanayi pratiğinde, CuAl_2 'nin tam erimesinden emin olmak için hafifçe daha yüksek B sıcaklığı kullanılmaktadır). Alaşıma su vermekle bakır, eriyik halde tutulur ve gerçekte, oda sıcaklığında alüminyum içinde bir fazla doymuş bakır eriyiki meydana gelir. Bu koşullarda alaşım bir miktar daha kuvvetli ve daha sert olur şöyle ki alüminyum içinde bu durumda katı eriyik halde daha çok bakır vardır; ayrıca alaşım daha çok sünek olur zira bu kez gevrek CuAl_2 zerreleri artık mevcut değildir.

Buraya kadar söylenenler, mikroskop altında görülebilenlerin bir açık izahı olmaktadır. Ama daha sonra vaki olanların gözlenmesi, adi optik mikroskopun alanının dışına çıkar.

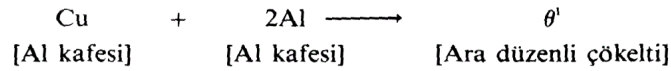
Bu olayları sayısal olarak belirtelim: 500°C 'ın üstünde ısıtılma işleminden ve yavaş soğutulmadan sonra alaşım yakl. 24.5 Kg/mm^2 lik bir çekme mukavemetine sahipken bu aynı alaşım 520 ile 540°C ısıtılarak eriyik işlemine tabi tutulup su verilince, çekme mukavemeti yakl. 31.5 kg/mm^2 , sertliği de yakl. 55 HB olur.

Alaşımın sertliği sık aralıklarla saptandığında, bir değişme kaydedilecektir. On gün kadar sonra sertliğin 104 HB civarına, kopma mukavemetinin de 38.5 ile 42.0 kg/mm^2 arasında bir değere ulaştığı görülecektir. Oda sıcaklığında doğal yaşlanma sertleşmesi vaki olmuştur. Katı halde sınırlı veya azalan erime kabiliyeti gösteren herhangi bir alaşımın yaşlanma ya da çökeltme sertleşmesine uğrayabileceği saptanmıştır. Bazı alaşımlarda sertlik ve mukavemet artışı makul sürelerde vaki olmaz ki bu takdirde *yapay yaşlandırma* ya başvurulur; bunun etkisi Şekil 146'da görülür.

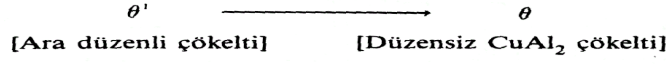


Şekil: 146 — 100°C'tan suya daldırılmış ve 145°C'ta yaşlandırılmış bazı Al-Cu alaşımlarının çökeltme sertleşmesi eğrileri

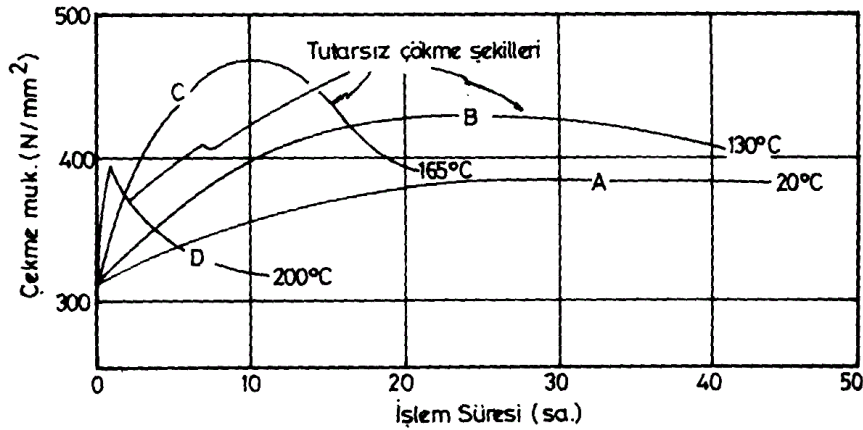
Doğal yaşlanmada belli bir süre (6 ilâ 10 gün) geçtikten sonra, niteliklerde elle tutulur ileri bir değişme artık görülmez. Su verme ile elde edilmiş tamamen α fazı yapısı, oda sıcaklığında denge yapısı değildir. Gerçekten bu, bakırla fazla doymuş olup α katı eriyikinden CuAl_2 (θ) düzensiz (non-coherent) çökeltinin zerrelere halinde bakırın atılması zorunluğudur. Bakır atomlarının alüminyum kafesi içinde difüzyonu çok ağır olduğundan bu aşamaya hiçbir zaman oda sıcaklığında varılamaz. Bununla birlikte bazı hareketler vaki olur ve bakır atomları alüminyum kafesi içinde yer tutarlar şöyle ki ara (θ') fazının çekirdekleri oluşur. Bu çekirdekler, başlangıç α kafesi ile *sürekli* bir düzenli çökelti halinde bulunurlar ve bu şekliyle, α kafesi içinde distorsiyon meydana getirirler. Bu, gerçekten dis-lokasyonların hareketini engeller ve böylece akma sınırı yükselir. Yapı içinde adi mikroskop dışı değişme şöyle gösterilebilir:



Adi "doğal yaşlandırma sertleşmesi" ile elde edilenlerin üzerinde nitelik artışı kısa sürelerde yakl. 200°C'a kadar sıcaklıklarda, su verilmiş alaşımı "menevişlemek"le elde edilir. Bu işlem, difüzyon temposunu hızlandırarak ara düzenli (coherent) çökelti miktarını artırır ve böylece de alaşımın mukavemeti ve sertliği daha da artar. Alaşımın daha yüksek bir sıcaklıkta işlem görmesi halinde, yapının hızla bir denge yapısına geri dönmeye başladığı bir aşamaya varılır ve düzenli θ' ara fazı tamamen θ (CuAl_2) düzensiz zerrelere halinde çökeler:



Bu dönüşüm vaki olduğunda hem mukavemet, hem de sertlik azalmaya başlar. Sıcaklığın daha da artırılmasıyla θ zerreleri, adi optik mikroskopta görülebilen hale gelene kadar irileşir ve bu olguyu mekanik niteliklerin bir tedricî bozulması takib eder. Şekil 147'de, çökeltme sertleşmeli türden bir tipik alaşımda su vermeden sonra süre ve sıcaklık değişmelerinin genel etkileri görülür. Oda sıcaklığında (20°C), çekme mukavemeti yavaş artar ve 390 N/mm²'lik bir azamiye yakl. 100 saat sonra varır. 100°C'in üstünde sıcaklıklarda çökeltme işlemi çok daha yüksek bir azami çekme mukavemetine varılmasıyla sonuçlanır. Optimum mukavemet, yakl. 10 saat 165°C'ta işlemle elde edilir, işlemin bu sürenin ötesine uzatılmasıyla θ (CuAl₂) düzensiz zerrelerin hızlı çökmesi, C eğrisinin gösterdiği gibi, mukavemet ve sertliğin bozulmasını sonuçlandırır.

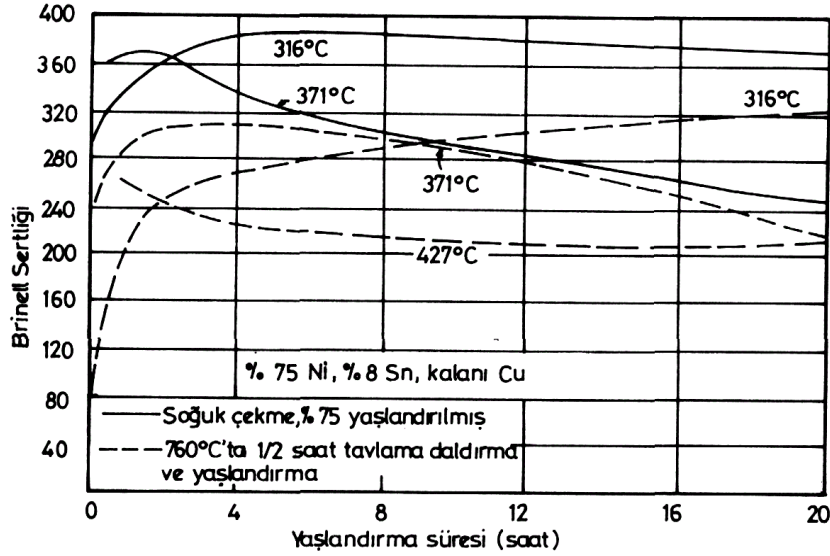


Şekil :147 -Bir uygun alaşımın yapı ve çekme mukavemeti üzerinde çökeltme işleminin süre ve sıcaklığının etkileri.

D eğrisinde görüldüğü gibi 200°C'ta işlem çok zayıf sonuç verecektir. Şöyle ki eriyikten düzensiz θ nın atılması çok hızlı olur ve çökeltme herhangi bir çekme mukavemeti artışının "karşısına dikilir." Hatalı ısıl işlemde ileri gelen bu yapı ve nitelik bozulma süreci genellikle "eskiye dönüş" terimiyle bilinir. Çökeltme işleminin süre ve sıcaklığı alaşımın bileşimine göre değişir ve optimum sonuçların alınması için daima hassasiyetle denetlenmelidir.

Azalan katı halde eriyebilme kabiliyeti arzeden ve su verme ve oda sıcaklığında yaşlandırmadan sonra sertleşmeyen alaşımlar, su verme işleminden sonra ısıtılarak sertleştirilebilirler. Buna bir örnek Şekil 148'deki % 75 Ni, % 8 Sn, gerisi bakır olan Ni-Cu-Sn

alaşımıdır. Sadece çökeltme ile elde edilebilen azami sertlik yakl. 315°C'ta yakl. 20 saatte vaki olur. 370°C gibi daha yüksek bir sıcaklığa ısıtıldığında bir azami sertlik yakl. 4 saatte elde edilir.

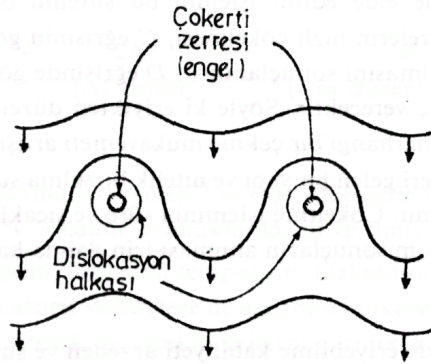


Şekil: 148 — Değişik süre ve sıcaklıklarda yaşlandırılmış Ni-Cu-Sn alaşımının Brinell sertlikleri.

Dislokasyon teorisi, bir çökeltinin neden sertlik ve mukavemet artışına götürdüğünü izah edebilmektedir. Çökelti gibi bir ikinci faz zerresi, bir dislokasyonun hareketini engelleme şeklinde davranabilir.

Herhangi böyle bir engelleme, şekil değiştirmeye artan mukavemet sağlar ve dolayısıyla çekme dayanımı ve sertlik artar. Bir dislokasyon, Şekil 149'da gösterildiği gibi, bir erimiş atomlar sırası arasından geçebilir. Zerrelerin arasındaki mesafe ne kadar fazla olursa, dislokasyonların sıranın içinden geçişi o denli kolay olur. Bu koşul, bir çökeltinin kaynaşıp toplanmasıyla kuvvetlendirme etkisinin azalmasına götürür. Engellerin arasından geçmek için dislokasyon çizgisi kıvrıldığında, engellerin herbirinde bir dislokasyon ilmiği oluşur.

Özetle, tam homogenleştirme için uygun sıcaklıkta uygun süre tanınacaktır. Bu süreç *eriyik işlemi* olarak bilinir.



Şekil: 149 — Çökelti zerrreleri şeklinde engeller içeren bir kafeste bir dislokasyonlar çizgisinin hareketi.

Çökeltme sertleşmesi alüminyum esaslı alaşımlara özgü olmayıp, XY gibi (Şekil: 144) düşen eriyebilme sınırının mevcut olduğu bir sistemde herhangi bir alışımda yer alabilir. Alüminyum alaşımları bahis konusu olduklarında, bakır içerenlerle magnezyum ve silisyum içerenler (Mg_2Si 'nin oluşması nedeniyle sertleşmeye götürenler) en önemlileridir. Ayrıca, bakır esaslı alaşımların bazılarında, bilhassa berilyum bronzu ve Cu-Cr'da, çökeltme sertleşmesi kullanılmaktadır.

Genel "Duralumin" patentli adı altında birçok alaşım bileşimi satışa arze-dilmiştir; ancak bunların hepsi, sertleştirme etkisini haiz % 4.0 kadar bakırın varlığına dayanır. Ayrıca hem magnezyum, hem de silisyum genellikle mevcut olup sertleşmeye Mg_2Si 'nin oluşması yardımcı olmaktadır. Böylece de bir standart duralumin grade'i % 4.0 Cu; % 0.6 Mn; % 0.5 Mg ve % 0.4 Si ve küçük miktarlarda demir içerir. Manganezin başlıca işlevi, taneyi inceltmektir.

Duralumin'in başlangıç sıcak işlenmesi (sıcak hadde veya ekstruzyon) 400 ile 450°C arasında olur. Bu işlem kaba ötekliği bir ölçüde parçalar ve alaşım bundan sonra soğuk işlenebilir. Bundan sonra 480-500°C'ta eriyik işleme tabi tutulur; bir ilâ üç saat süren bu işlem $CuAl_2$ ve Mg_2Si 'yi yutar ve alaşım bundan sonrasuya daldırılır. İşlem sıcaklığının A ve C'nin arasında (Şekil: 144) tutulması gerektiğinden hassas sıcaklık denetimi esastır. Su vermeden sonra, istendiğinde, hasıl olmuş olan katı eriyik yapı üzerinde soğuk çalışma işlemleri yürütülebilir. Alaşım bundan sonra ya yakl. beş gün süreyle oda sıcaklığına terk edilme, ya da aranılan niteliklere göre, on saate kadar 100 ile 160°C arasında sıcaklığa ısıtmak suretiyle sertleştirilir. 160°C'in üstüne ısıtmada mikroyapıda belirgin $CuAl_2$ zerrreleri ortaya çıkar, bunun sonucunda da mukavemet ve sertlik kaybı vaki olur.

"Menevişleme"nin çökeltme sertleşmesini hızlandırdığı gibi dondurma, süreci engeller. Bu olgu I. Dünya Savaşı sırasında uçak üretiminde geniş ölçüde kullanılmıştır. Bir duralumin perçin eriyik işleme tabi tutulduğunda, yumuşak durumunda olur, ama işbu işlemin uygulandığı perçinin kullanılmasından önce yeterli zaman geçecek olursa perçin sertleşmeye başlar ve muhtemelen de çakılma sırasında parçalanacaktır. Suya

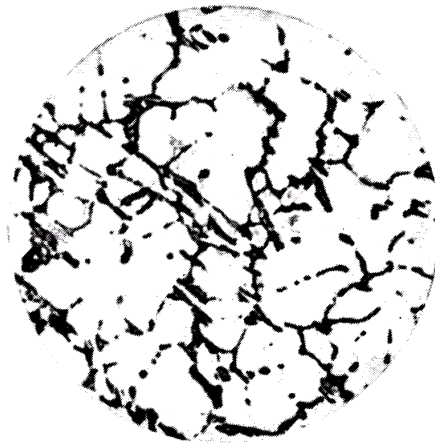
daldırmadan hemen sonra duralumin perçinlerin -20°C 'ta bir soğutma dolabında tutulmaları halinde çökeltme sertleşmesinin ciddi şekilde yavaşladığı, dolayısıyla perçinlerin, kullanılmalarına kadar sıfırın altında sıcaklıkta stok edilebilecekleri keşfedilmiştir.

Herne kadar bakır ilâvesi çökeltme sertleşmeli alüminyum alaşımlarının esasını teşkil ediyorsa da bunun yerine magnezyum ve silisyumun varlığına dayanan bunlardan birçoğunda bakır bulunmaz. Bu tür alaşımlar, saf alüminyumunkine yakın bir elektriksel iletkenliği haizdirler. Ticarî grade'lerin çoğu, saflığı bazan element olarak demir içerir, ama bu alaşımların bazılarında bu metal büyük ölçülerde, çökeltme sertleşmesine yardımcı olan FeAl_3 'ün oluşmasını teşvik ederek mukavemeti artırmak amacıyla, kullanılır.

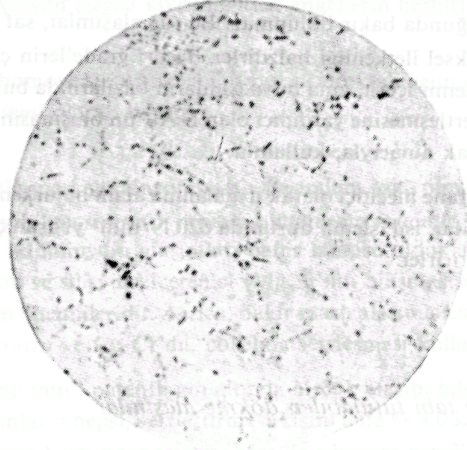
Titanium, tane inceltici olarak uygulanma alanı bulurken çinko ve krom içeren başka alaşımlar, ısıtım işlemli durumda 620 N/mm^2 'yi aşan çekme mukavemetleri meydana getirirler.

Isıl işleme tabi tutulabilen dökme alaşımlar

Bu alaşımların çoğu % 4.0 bakırlı tipten olurken başkaları, buna ek olarak, yal. % 2.0 kadar nikel içerir. Böylece çökeltme sertleşmesi, CuAl_2 ve NiAl_3 metallerarası birleşiklere dayanan ara fazlarının karma etkilerinden ileri gelir. Bu alaşımlardan en ünlüsü muhtemelen "Y alaşımı"dır ("Y", I. Dünya Savaşı'nın ilk günlerinde İngiliz National Physical Laboratory'da deneysel gelişme sırasında alaşımı belirlemek için kullanılan harf serileriydi). Yaklaşık % 4.0 Cu; % 2.0 Ni; % 1.5 Mg içerir ve esas itibarıyla döküm alaşımı olmasına rağmen, şekillendirilmiş halde de kullanılabilir. Döküm alaşımı olarak, yüksek sıcaklıklarda yüksek mukavemetin arandığı hallerde, örneğin ağır iş pistonları ve silindir kafalarında kullanılır

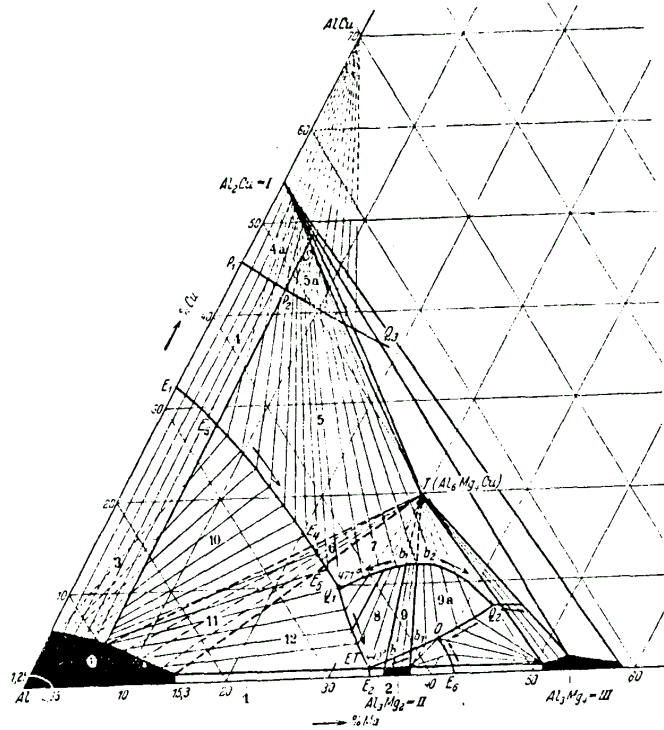


Şeki150 a — Dökülmüş halde "Y alaşımı": Yapıda çok miktarda metallerarası birleşim. X 100, % 0.5 hidrofluorik asitle dağl.



Şekil:150 b Aynı alaşım, eriyik işleme tabi tutulmuş ve çökelme sertleşmeli koşulda: Metallarası birleşiklerin çoğu bu kez eriyik haldedir. X 100, % 0.5 hidroflüorik asitle dağıl.

Y alaşımına benzeyen, ama daha az bakır içeren başka alaşımlar vardır. Bu tip alaşımın ilginç niteliklerinden biri, bazılarının, yüksek sıcaklıkta ön eriyik işlemi olmadan 155-170°C'a ısıtılarak çökelme sertleştirilmesine götürülebilmeleridir. % 5 ve % 13 Al-Si alaşım tipleri, alaşımları çökelme sertleşmesine yatkın hale getiren küçük miktarlarda ya Cu ve Ni, ya da Mg ve Mn ilâvesiyle, bu gruba dahil edilirler.

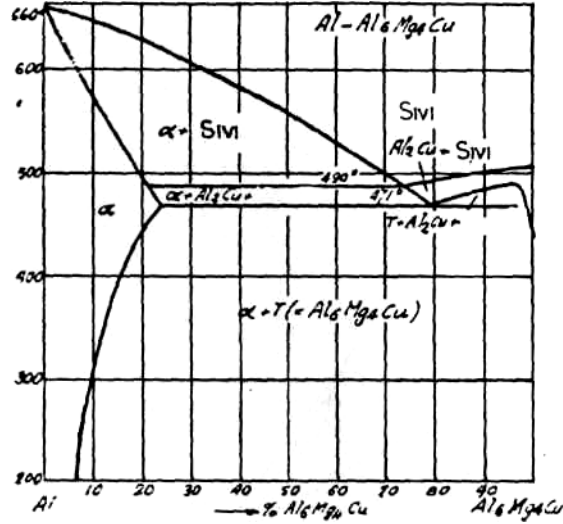


Şekil: 151 — Al-Mg-Cu alaşımları denge diyagramının bölümü.

Şekil 151'de görülen diyagram bölümü, bazı ufak ilâvelerle sonuç olarak duralumini

oluşturmuş olan bu alaşımların sınaî önemi itibariyle baştanberi etüd edilmiştir.

Burada bir Al_6Mg_4Cu üçlü bileşimin varlığı kaydediliyor. Bundan alüminyuma giden kesim bir ikili sisteme tekabül etmelidir (Şekil: 152).



Şekil 152— Al-Al⁶Mg₄Cu diyagramı.

Alüminyumun civarında önemli bir α üçlü katı eriyiki mevcuttur. Al_3Mg_2 bileşiğinin alüminyum ve bakır eritebileceğine dikkat edilecektir. Al_3Mg_4 bileşiminde de durum aynıdır.

$\alpha + Al_6Mg_4Cu + Al_2Cu$ üçlü ötektiği, Mg = % 33; Cu = % 1; Al = % 66 içerir ve 449°C'ta ergir.

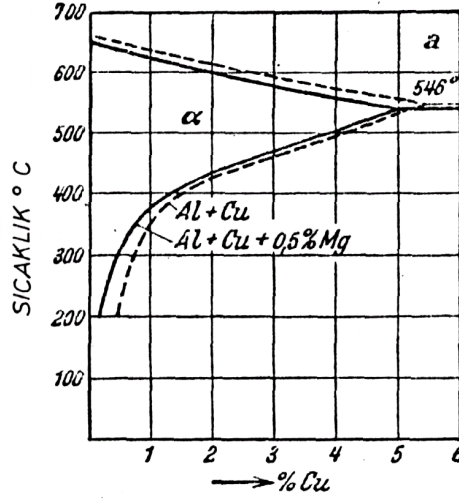
Şekil 151'deki diyagram böümünden belirlenebilenler arasında büyük kırılgnalık arzeden ve hiçbir uygulamasının mümkün olmadığı çok sayıda oluşma vardır: 4 a, 5, 5 a, 6, 7, 8, 9, 9 a alanları bunlardandır. Gerçekte sadece 0, 3 ve 4 alanlarının bazı alaşımları kullanılır; bu son ikisi, sürtünmeye dayanıklı ürünler verip daha çok motor pistonu imalinde kullanılırlar.

3 alanında duralumin bulunur, bu alaşım mutat olarak silisyum ve çoğu kez de manganez içerdiğinden bileşimi daha çapraşıktır.

Silisyum, kısmen alüminyumdan gelir; mamafih miktarı, magnezyumla Mg_2Si bileşimi hasıl olacak gibi ayarlanır. Silisyumsuz duralumin yapma eğilimleri de vardır şöyle ki Mg_2Si bileşiminin, önceleri inanılan faydalı rolü olmadığı da ileri sürülmüştür. Magnezyumun varlığı, oda sıcaklığında nitelik değişmesi için gerekliyen silisyum, ve dolayısıyla Mg_2Si bileşimininki o denli gerekli görülmemektedir; X ışınlarıyla yapılmış olan araştırmalara göre magnezyum' alüminyum kafesini genişletmekte ve bu yapısal sertleşmeye tekabül eden atom veya moleküllerin hareketlerini kolaylaştırmaktadır.

Dix ve Sager, alüminyum içinde Al_2Cu 'nun erime kabiliyeti üzerinde magnezyum ve Mg_2Si bileşiminin etkisini göstermişlerdir. Şekil 153, magnezyumsuz ve % 0.5 Mg'lu alaşımlarda α eriyiki alanını sınırlayan eğrileri veriyor; $\alpha + Al_2Cu$ ötektik sıcaklığı %

0.5 Mg'un varlığıyla hafifçe azalmış (546°C yerine 533°C), bakırın erime kabiliyeti de düşmüştür.



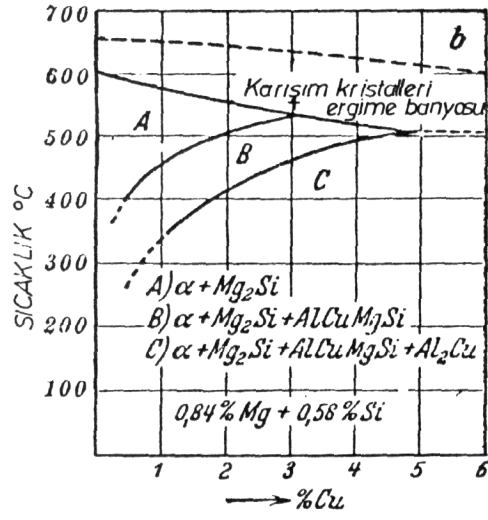
Şekil: 153 — Magnezyumun varlığıyla α alanının (Al-Cu katı eri.) değişmesi (Dix ve Sager)

Şekil 154 de, belli miktarda Mg_2Si 'un varlığında elde edilmiş sonuçları göstermektedir: bakırın erime kabiliyeti % 4.75 oluyor ve ötektik 510°C'ta katılaşır; ayrıca a eriyiği içinde Mg_2Si 'un erime kabiliyeti, bakırın etkisiyle azalıyor (% 1.65 den 1.42'ye geriliyor); B alanında, serbest Mg_2Si bulunuyor; esasen, % 3 Cu'nun altında, Mg_2Si kalmıyor ve dördü, belirsiz bir Al, Mg, Cu, Si bileşimi bulunuyor. Özetle

A bölgesi : $\alpha + Mg_2Si$

B bölgesi : $\alpha + Mg_2Si +$ dördü bileşim

C bölgesi : $\alpha + Mg_2Si +$ dördü bileşim + Al_2Cu



Şekil: 154 — Mg_2Si 'un nrhgtıyla α alanının (Al-Cu kan eri.) değışmesi (Dix ve Sagcr)