

## X — AUSTENİTİK KROM-NİKEL PASLANMAZ ÇELİKLER

### GENEL ÖZELLİKLER

Paslanmaz çelik, bazı korozif elementlerle temas halinde iken, içine korozyon bakımından pasif hale gelmeye yeter derecede krom ilâve edilmiş çelik olarak tarif edilebilir. Bu asgari krom oranı % 11-12 civarındadır. Austenitik paslanmaz çelik, işbu özellik dışında yeterli miktarda austenitleştirici elementleri içerir. Bunlar genellikle nikel olup bütün sıcaklıklarda bir tamamen austenitik matris sağlar.

Ticarî olarak satılan hadde mamulü austenitik paslanmaz çeliklerin çoğu AISI tarafından sınıflandırılmış olup aşağıdaki tablo bunları göstermektedir. Müteakip tabloda da (Tablo 2) bunların mekanik özellikleri okunur. Bu özellikler, bu çeliklerin en çok kullanıldıkları koşullar için verilmişlerdir. 301 tipi genellikle soğuk haddelenmiş, diğerleri çoğu zaman tavlanmış halde kullanılır.

Haddelenmiş Austenitik Paslanmaz Çeliklerin AISI No.su ve Bileşimleri				
AISI No	Karbon %	Krom %	Nikel %	Diğer Elementler %
201	0,15	16,00-18,00	3,50-5,50	N:0,25, Mn:5,50-7,50, P:0,06
202	0,15	17,00-19,00	4,00-6,00	N:0,25, Mn:7,50-10,00, P:0,06
301	0,15	16,00-18,00	6,00- 8,00	
302	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	
302 B	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	Si : 2,00-3,00
303	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	S : 0,15 min, P:0,20
303 Se	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	Se:0,15 min.
304	0,08	18,00-20,00	8,00-12,00	
304L	0,03	18,00-20,00	8,00-12,00	
305	0,12	17,00-19,00	10,00-13,00	
308	0,08	19,00-21,00	10,00-12,00	
309	0,20	22,00-24,00	12,00-15,00	
309S	0,08	22,00-24,00	12,00-15,00	
310	0,25	24,00-26,00	19,00-22,00	Si : 1,50
310S	0,08	24,00-26,00	19,00-22,99	Si : 1,50
314	0,25	23,00-26,00	19,00-22,00	Si : 1,50-3,00
316	0,08	16,00-18,00	10,00-14,00	Mo : 2,00-3,00
316L	0,03	16,00-18,00	10,99-14,00	Mo : 2,00-3,00
317	0,08	18,00-20,00	11,00-15,00	Mo : 3,00-4,00
321	0,08	17,00-19,00	9,00-12,00	Ti : 5·C min.
347	0,08	17,00-19,00	9,00-13,00	Cb +Ta : 10·C min.

Levha halinde austenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri

AISI No	Koşul	Sertlik (Rockwell sayısı)	Kopma mukavemeti (kg/mm <sup>2</sup> )	Akma sınırı (kg/mm <sup>2</sup> )	Kopma uzaması 2" de (%)
201	Tavlanmış	B92	61	35	60
202	Tavlanmış	B90	70	35	60
301	Soğuk çekme Yarım sert meneviş	C32	105	77	15-18
302	Tavlanmış	B85	63	28	50
306	Tavlanmış	B80	60	25	55
304L	Tavlanmış				
309	Tavlanmış	B85	63	32	45
310	Tavlanmış	B85	67	32	45
316	Tavlanmış	B85	63	28	50
316L	Tavlanmış				
321	Tavlanmış	B80	63	25	50
347	Tavlanmış	B85	67	28	45

Tablo 3 — Austenitik paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklarda özellikleri

Gerilme koşulları	Sıcaklık °C	201	304	304 L	309	310	316	316 L	321	347
Saatte % 0,0001 (10000 saatte %1) sürünme oranı için gerilme (kg/mm <sup>2</sup> )	536	-	12,4	8,8*	11,0	12,6	17,0	-	12,8	13,7
	650	-	5,0	3,9	5,6	6,0	8,9	5,5	5,6	5,7
	760	-	1,7	1,6	1,7	1,6	3,2	1,7	1,7	1,7
	870	-	0,4	0,7*	0,14*	0,14*	0,14*	0,56*	0,35	0,7
Saatte % 0,00001 (100000 saatte %1) sürünme oranı için gerilme (kg/mm <sup>2</sup> )	536	-	8,0	-	7,3	8,3	10,4	-	12,0	12,6
	650	-	2,9	-	3,0	4,2	4,6	-	-	4,3
	760	-	1,4	-	0,77	1,2	1,47	-	-	0,7
	870	-	0,63*	-	0,14*	0,3*	0,63*	-	-	-
1000 saatte kopma için gerilme (kg/mm <sup>2</sup> )	536	-	24,5	-	-	22,4	-	-	-	-
	650	14,7	10,0	-	14,0	9,6	17,3	-	12,2	12,2
	760	5,0	4,2	-	5,2	3,6	7,8	-	3,9	5,2
	870	-	1,9	-	2,0	1,7	2,8	-	-	2,1
10000 saatte kopma için gerilme (kg/mm <sup>2</sup> )	536	-	18,9	-	-	16,8	-	-	-	-
	650	-	6,8	-	10,5	5,6	12,7	-	6,7	7,7
	760	-	2,7	-	3,0	2,1	4,8	-	2,5	1,75*
	870	-	1,33	-	1,4	0,9	1,3	-	-	-

(\*) Ekstrapole değerler

Austenitik paslanmaz çelikler yüksek sıcaklıklarda mükemmel mukavemet ve oksitlenmeye dayanma kabiliyeti arzettiklerinden bunlar çoğu zaman bu gibi uygulamalarda kullanma alanı bulurlar. Daha sonraki tabloda (Tablo 3) 550 ile 950°C arasında sıcaklıklarda bazı tiplerin sürünme ve gerilme kopmasına ait değerler gösterilmiştir. Her ne kadar bu değerler ana malzeme için ise de yüksek vasıflı kaynak birleşmeleri de buna yakın değerler arz etmektedir (Tablo 4).

Tablo 4. — Austenitik krom-nikel kaynak metalllerinde ortalama kopma gerilmeleri  
1000 saatte kopma mukavemeti (kg/mm<sup>2</sup>)

Sıcaklık	E 308	E 309	E 310	E 316	E 347	E 16-8-2
536	21,0	-	21,7	-	33,6	-
590	16,1	-	14,7	-	25,9	-
650	10,5	11,2	8,4	11,9	18,2	17,5
10000 saatte kopma mukavemeti (kg/mm <sup>2</sup> )						
536	15,4	-	14,7	-	28,0	-
590	11,2	-	9,8	-	20,3	-
650	7,7	-	5,6	7,7	13,3	13,3

Sıfırın altındaki sıcaklıklarda çalışan teçhizat bakımından metallerin darbeye mukavemeti önemlidir. Yüksek darbeye mukavemetleri sayesinde paslanmaz çeliklerin austenitik serisi bu yönde de çok kullanma alanı bulur. Çok düşük sıcaklıklarda, bu çeliklerde ferrit oranının artmasıyla, kaynaktan sonra 650 ile 925 °C arasında bir ısıl işleme tabi tutulduğunda bu mukavemette bir düşme kaydedilir. Bunun sebebi, ilerde kısaca izah edeceğimiz sigma fazının bu ısıl işlem sırasında teşekkül etmesidir. Her türlü ısıl işlem koşulları altında en iyi darbe mukavemeti en çok % 0,03 karbon içeren 18/8 Cr-Ni çelikleriyle elde edilir.

Paslanmaz çeliklerin mukavemeti, sıcaklık azaldıkça artar.

Bu çelikler tipi hem hafif alaşımlı çeliklerin devamı olarak yüksek sıcaklık kademelerinde, hem de, nikelli çeliklerin devamı olarak, düşük sıcaklıklar kademelerinde kullanılırlar.

1 — Yüksek sıcaklıklarda kullanılan austenitik çelikler

Bunlardan yedi tipten söz edeceğiz :

- Biri Ti, diğeri Nb ile stabilize edilmiş iki Cr-Ni tipi,
- Biri Ti, diğeri Nb ile stabilize edilmiş üç Cr-Ni-Mo tipi,
- Ti ile stabilize edilmiş Cr-Ni-W tpi;
- Cr-Ni-Ti-Mo-V tipi.

Bütün bu tiplerde bor ilâvesi öngörülmüştür; gerçekten bu elementin sürünmeye mukavemet bakımından olumlu etkisi bulunduğu gözlenmiştir. Böylece, milyonda 20 kısımlık bor ilâvesi, Cr-Ni-Mo çeliğinin sürünme kopma mukavemetini % 30 oranında artırır.

Bu çelikler en çok 500-700°C alanında kullanılırsa da bunun koşulu aynı zamanda korozyona mukavemet sorununun bulunmamasıdır; zira bulunması halinde çelik, ancak daha düşük sıcaklıklarda kullanılabilir. Gerçekten, 500°C'in üstündeki sıcaklıklarda kopma gerilmesinin yüksek değerler arzemesine karşılık, hesapta elastik sınırın esas tutulduğu daha düşük sıcaklıklarda bu çeliklerin R<sub>0,002</sub> değerleri Cr-Mo ile hafif alaşımlı çeliklerinkilerden daha düşük olur. Ayrıca R<sub>0,002</sub>'nin tayini oldukça güç olup garanti edilebilecek değerler pek iyi bilinmemektedir.

Bu çeliklerin karakteristikleri, Ti ve Nb ile stabilize edilmiş çeliklerde olduğu gibi ya

sertleştirici ilâvelerle, ya da kontrollü bir yoğurulma ile artırılır. Yoğurulmuş halde kullanma Mo ve W içeren cinsler için özellikle ilginçtir; zira bunların yeniden kristalleşme sıcaklığı kullanma sıcaklığının üstünde olabilir.

## 2 — Alçak sıcaklıklarda kullanılan austenitik çelikler

Bunların çeşidi daha azdır. 18/9 tipi esas teşkil edip çok düşük karbonlu 18/10 tipinden başka bir de Ti ile stabilize edilmiş 18/11 tipi sayılabilir.

Bunlardan başka bazı özellikleri (asitlerle korozyona mukavemet, magnetik olmama, yüksek mekanik mukavemet vs...) itibariyle de alçak sıcaklıklarda kullanılanlar da vardır. Bunların ayrıntılarına girmeden aşağıdaki hususları belirtelim :

Genel olarak, sıcaklık düştüğünde

- Mukavemet hızla artar;
- Elastik sınır tümüyle az etkilenir;
- Stabil tipler dışında, uzama tedrici olarak azalır;
- Rezilians, hiç değilse  $-196^{\circ}\text{C}$ 'a kadar stabil kalır;
- Mıknatıslanma artar.
- Yüzey merkezli kübik dokuya sahip metal ve alaşımlar  $-240^{\circ}\text{C}$ 'a kadar sünekliklerinden bir şey kaybetmezler.

Dikkate alınacak bir başka husus da çeliğin labil (stabil olmayan) olması oranında düşük sıcaklıkta mukavemetinin arttığıdır. Aksine, stabil çeliklerde mukavemet kazancı az olur.

Basıncılı teçhizat imalinde çoğu kez metal yoğurulma işlemlerine (döğülme, kıvrılma, haddelenme vs...) tabi olur. Austenitik çeliklerde bu yoğurulma, rezilians değerleri çevre ve alçak sıcaklıklarda bozulsun bile ileri bir gevrekleşmeye götürmez. Halbuki diğer çelik tiplerinde bu gevrekleşme meydana gelebilir.

## ATOM REAKTÖRLERİ İÇİN ÇELİKLER

Konunun güncelliğini dikkat nazara alarak nükleer enerji üretimindeki koşullara (başta sürünme olmak üzere) cevap verecek çeliklerden de kısaca söz edeceğiz.

ASME Section III'de reaktör teknesi (kuv'ü) için bir çok çelik tipi 'bulunmasına karşılık bunlar arasında çok azı kullanılmıştır.

1960'larda hizmete giren bir kaç orta güçte reaktör (örneğin 150 MVe'lik Indian Point PWR reaktörü) 175 mm. kalınlıkta A 212 Grade B çelik saçlarıyla imal edilmiştir. Bahis konusu olan çelik, ABD'de seyyar (Lokomotif) ve sabit kazanlarla petro-kimya sanayiinde çok kullanılan bir C-Mn çeliği olup bu çelik ergitme kaynağına elverişli olmakla birlikte yüksek karbon içeriği (%0,31) nedeniyle kaynak sırasında ana metalin çatlamasını önlemek üzere tedbire gereksinme gösterir.

Ancak, daha büyük kalınlıklar bahis konusu olunca tenasite yetersiz kalmış olup bunun ısı işleme, tane boyunun inceltmesiyle ıslâh edilemeyeceği anlaşılmıştır.

Bunun üzerine, normalize edilmiş halde daha üstün mekanik ve tenasite karakteristikleri

arzeden A 302 Grade B aynı amaçla kullanılmıştır. Bu çelik Mn (% 1,15-1,50) ve Mo (% 0,45-0,60) içeren bir karbon (% 0,25) çeliğidir. ASME Code Case 1339'un müsaadesiyle % 0,40 ile % 1,0 arasında değişen bir nikel ilâvesiyle bu malzeme sonunda ASME A 533 Grade B adını almış olup halen nükleer reaktörlerin ana primer devresinin büyük boyutlu teknelerinde çok geniş ölçüde kullanılmaktadır.

Sodyumla soğutulan reaktörlerin primer devrelerinde bugüne kadar sadece klasik austenitik çelikler kullanılmış olup bu tip reaktörlerin buhar generatörlerinde ise, bu kısmın özellikle hassas olması nedeniyle aşağıda belirteceğimiz özel çelikler kullanılmıştır.

Bunların seçimine hâkim olan kriterler şunlardır :

1 — Genel kriterler :

- a) mekanik karakteristikler (anî, yaşlandırmadan sonra, sürünme, yorulma),
- b) işlenebilirlik;
- c) kaynak kabiliyeti;
- d) fiyat;
- e) normal koşullarda korozyona mukavemet

2 — Sodyumun kullanılmasına bağlı kriterler :

- a) sodyumla temas halinde mekanik karakteristikler;
- b) dekarbürasyona meyil;
- c) sodyum-su reaksiyonu (kaçaklar) halinde korozyona mukavemet.

Bütün bu kriterlere cevap verecek ve bu yolda kendini kesinlikle kabul ettirecek bir malzemenin bulunmaması nedeniyle dünyada inşa edilmiş ya da proje halindeki bu tip reaktörlerde değişik malzeme kullanılmış ya da öngörülmüştür. Bunların başlıcaları ikiye ayrılır :

1) Ferritik çelikler: niobiumla stabilize edilmiş veya edilmemiş 2 1/4 Cr- 1 Mo'li çelikler, 9 Cr-1 Mo'li çelik, 9 Cr-2 Mo-Nb V çeliği

2) 18/10 tipi austenitik çelikler veya 35 Ni-20 Cr (Alloy 800) alaşımı.

Sodyumun malzemelerin mekanik karakteristikleri üzerindeki olumsuz etkilerinden biri de sıvı sodyumun metali gevrekleştirme olayıdır. Bunun borulardaki gerilmelerin hesabında dikkat nazara alınması gerekir.

Sıvı sodyuma maruz kısımlar reaktörün ortasında bulunur (yakıt baralarının zarfı, ana tekne, pompalar, ara ısı eşanjörleri). Buhar generatörü hem sıvı sodyum, hem de suya maruzdur.

Nükleer reaktörlerin inşasında kullanılabilecek dökme çelikler arasında düşük karbonlu ve nikel içeren martensitik paslanmaz çelikler, özellikle 13 Cr-4 Ni tipi, ilginç bir gelecek vaatmektedir. Düşük (%0,06 veya daha az) karbon sayesinde bunların kaynak kabiliyeti çok iyi olup sürünme mukavemeti de elverişlidir. Gevrek kırılmaya mukavemet de iyidir.

## YÜKSEK SICAKLIK ÇELİKLERİNİN KAYNAĞI VE KAYNAK MALZEMESİ

Yüksek sıcaklık çeliklerini birleştirmede kullanılan kaynak malzemesi genellikle ana malzemeninkine benzer bileşimdedir. Örtülü metal-ark kaynak elektrodları AWS—AİSTM standardından seçilebilir. Bazı Cr-Mo elektrodları özel markayı haizdirler. En çok kullanılan Cr-Mo bileşimlerinin alaşımlı çelik elektrodları gaz metal-ark (gazaltı) ve tozaltı kaynakları için de mevcuttur. Bu Cr-Mo bileşimlerinin kaynak malzemeleri, beklenebileceği gibi, kaynaklı halde sınırlı tenasiteyi haizdir. Bunun çatlamasını önlemek üzere ön ısıtma geniş ölçüde uygulanır; kaynaktan sonra gerilim giderme ısıl işlemi de kaynak metali ile ana metalin ısıdan etkilenmiş bölgesinin tenasitesini ıslah eder. Kaynak sonrası ısıl işlemin uygulanmadığı hallerde kaynaklı halde daha üstün mekanik özellikler arzeden bir kaynak metali kullanılabilir. Bu takdirde bir Cr-Ni austenitik paslanmaz çelik ya da nikel esaslı kaynak malzemesi genellikle seçilir (örneğin E309 veya E310 paslanmaz çelikler). Her ne kadar bu farklı kaynak metalları iyi bir mukavemet ve tokluğu haiz iseler de bunların kullanılması ısıdan etkilenmiş bölgelerin sertleşmesine mani olamaz. Bu itibarla bu dokusal koşulun ilerde işletmede herhangi bir sakınca doğurup doğurmayacağı hususu dikkat nazara alınmalıdır. Keza, austenitik kaynak metallarının bazıları C-Mo veya Cr-Mo ana metallarinkinden çok daha yüksek bir uzama katsayısını haizdirler. Ana metalle kaynak metali arasında ısıl uzama farkları kaynağın uçlarında toplanma eğiliminde bulunan yüksek gerilmeleri doğurur. Bu gerilmeler özellikle parçanın devresel ısı değişmelerine maruz bulunduğu hallerde zararlı olabilir. Bunlar ana metal-kaynak metali birleşim yüzeyinde mevziî gerilim-oksidasyon kusurları veya ısıl yorulma tipi bir kırılma meydana getirebilirler. Austenitik kaynak metali ile birleştirme daha çok, genellikle değişmez koşullar altında çalışan petrol endüstri teçhizatında kullanılır; oysa ki buhar-güç üretimi merkezlerinde talep değişimleri sıcaklık ve basıncın da devresel olarak değişmesini sonuçlandırır.

Yüksek sıcaklıkta çalışacak kaynaklı teçhizatın imalinde alınacak tedbirler arasında her zaman zikredilen çukurluk, yarık ve çentiklerden kaçınma kaidesi vardır. Bu gerilmeyi yükseltici faktörler facia halindeki gevrek kırılmaya götürmese de bunların varlığı uzun sürede çok zarar verici olur. Gerilim kırılmasına götürebilecek olan bu gerilme yoğunlaşmasına ek olarak yarık ve çentikler, zamanla korozyon zararları hasıl edebilecek maddelerin buralarda toplanmasına da yol açarlar. Kaynak cürufu, özellikle flüorid içeren cüruf, yüksek sıcaklıkta çalışan teçhizat için istenmeyen bir bakiyedir. Bu yarık ve çentiklerde toplanabilecek düşük sıcaklıkta ergiyen vanadium, sodyum ve çinko oksitleri gibi bileşimler, çeliğin yüzeyinde teşekkül edecek koruyucu krom oksiti tabakasını yok etmeleri halinde çok zararlı olurlar.

Geniş, ve özellikle yüksek sıcaklıklarda kullanma alanına sahip dökme austenitik çeliklerin kaynağı üzerinde yürütülmüş araştırma sonuçlarını özetleyelim.

Gerek doğruca ana malzemedede, gerekse birleşme yeriyle IEB' de vaki olan çatlamalar, örneğin % 18 Cr, % 37 Ni ve % 0,4 C'lu bir austenitik çeliğin nominal 700°C çalışma sıcaklığında, mekanik zorlanmalar dışında, yaşlandırılmış yüksek karbonlu austenitik çelikler için  $M_{23}C_6$  tipinde ince karbür çökelmeleri ve yüksek karbon dolayısıyla düşük süneklığe

bağlanmaktadır. Malzeme, karbür çökmesi nedeniyle gevrekleşmektedir. Çatlaklar taneler arasında vaki olmaktadır. Aynı koşullar altında çalışan % 25 Cr, % 20 Ni savurma boruların kaynağında da I.E.B.de yine  $M_{23}C_6$  tipi karbür çökmesine, özellikle kök pasoya yakın bölgede, rastlanmaktadır.

Bu veriler karşısında, mikrostrüktür ile dökme austenitik malzemelerin nitelikleri arasındaki ilişkiyi ve bunun yaşlandırma sırasında nasıl değiştiğini anlamak esastır şöyle ki birçok çatlama kaynaklara bitişik olarak meydana gelmekte olup I.E.B. malzemesinin normal olarak yaşlandırılmış malzemeye kıyasla davranışı, özellikle önemli olmaktadır.

The Welding Institute (Cambridge)'in yürütmüş olduğu araştırma sonuçları ilginç olmaktadır.

Bileşimi aşağıda verilmiş yüksek karbonlu % 18 Cr, % 37 Ni' li dökme austenitik çeliklerin ısı ile mikroyapılarındaki değişim, hem dökümden çıkış koşullarıyla, hem de kaynaklara bitişik malzemede gözlenen koşulların taklidi için tasarlanmış işlemlerden sonra, araştırılmıştır.

Dökümler katılaştırırken hızlı soğuma temposu nedeniyle, dökümden çıkmış malzeme yüksek derecede karbonla fazla doymuş haldedir. Yeniden ısıtıldığında karbon, malzeme kitlesinin ilk bir sertleşmesini meydana getirecek ısı ileme bağlı şekilde çökecek, bunun sonucunda da süneklik azalacaktır.

Deneye tabi tutulmuş savurma döküm boruların bileşimi şöyle:

C = % 0,46	P = % 0,012	Mn = % 0,01
Si = % 0,79	Cu = % 0,05	Nb = yok
Mn = % 1,07	Ni = % 35,1	Ti = % 0,01
S = % 0,015	Cr = % 18,03	

Üç başlangıç koşulu kullanılmış

a) Dökümden çıktığı gibi

b) Deney parçaları 5 dak. süreyle 1250°C'ta eriyik işlemine tabi tutulup suya daldırılmış

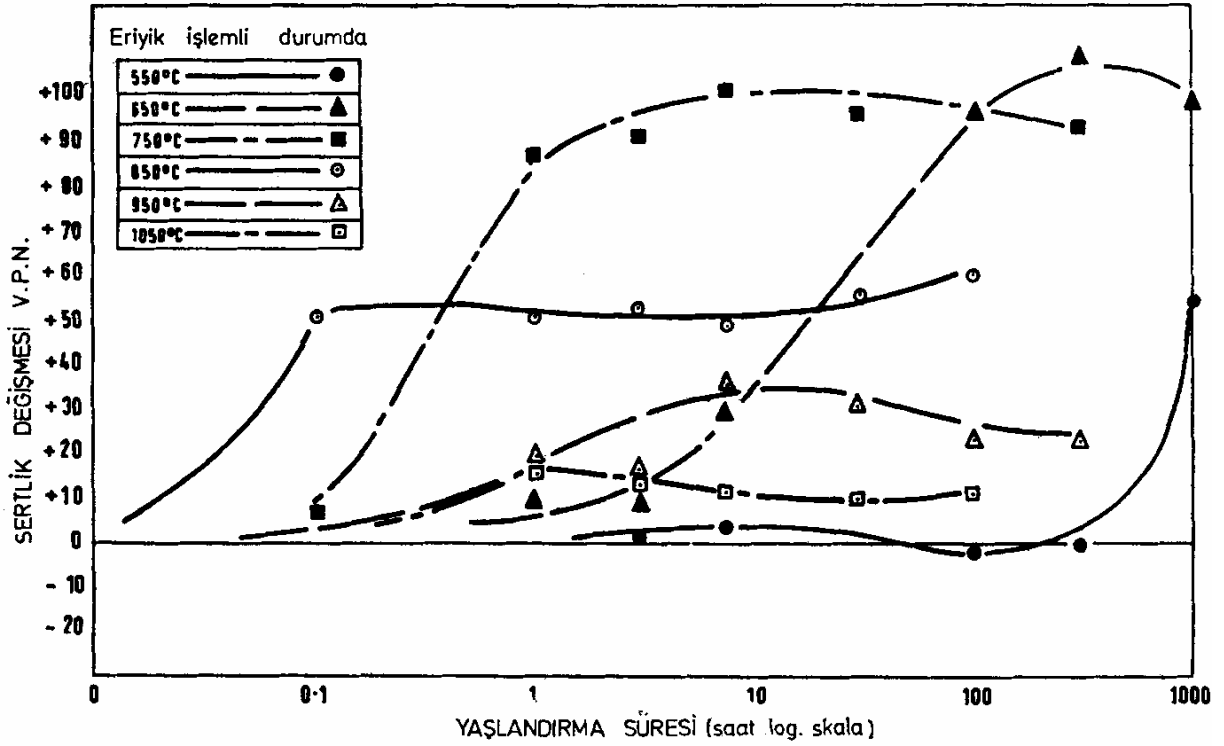
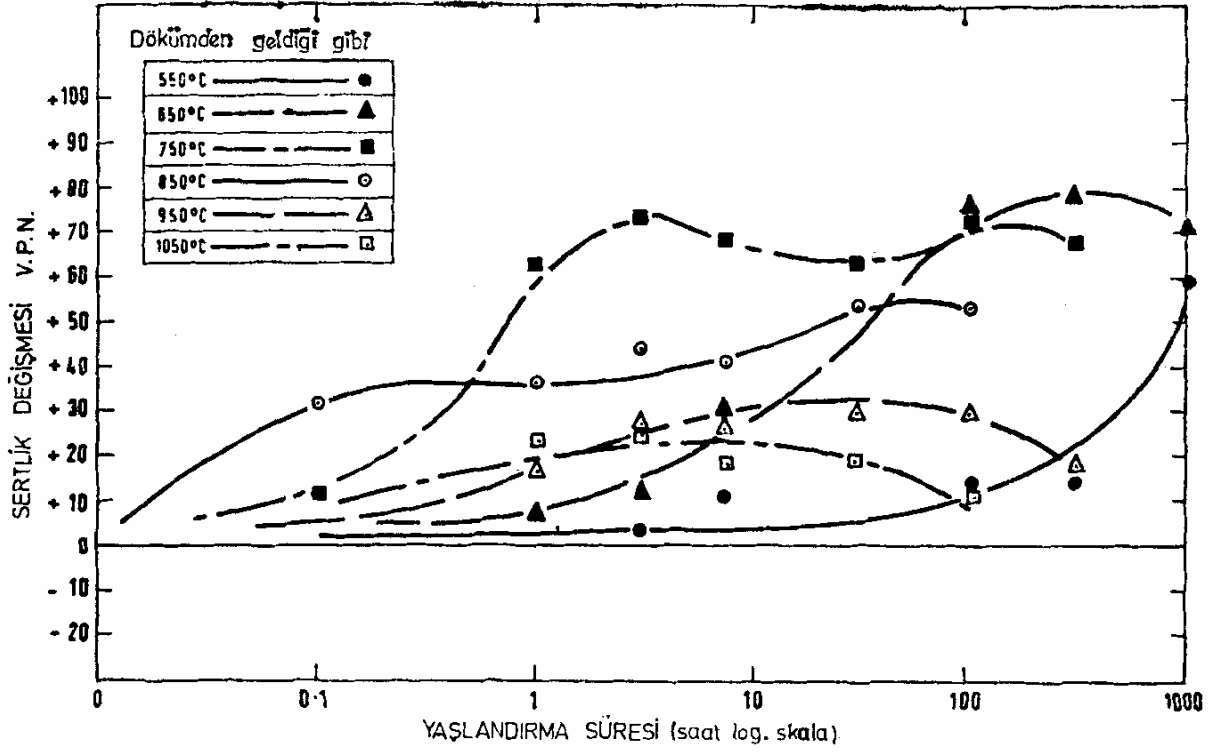
c) Deney parçaları 5 dak. süreyle 1250°C'ta eriyik işlemine tabi tutulup suya daldırıldıktan sonra % 5 oranında çekme şekil değiştirmesi uygulanmış.

Her deney parçası tipi daha sonra değişik yaşlandırma işlemine tabi tutulmuş; bu işlemler 1000 saate kadar çıkan değişik sürelerle 550° ile 1050°C arasında olmuş. Yaşlandırma süreçlerini Viskers Elmas Piramidi'yle sertlik ölçümleri ve ayrıntılı metallografik tetkikler izlemiştir.

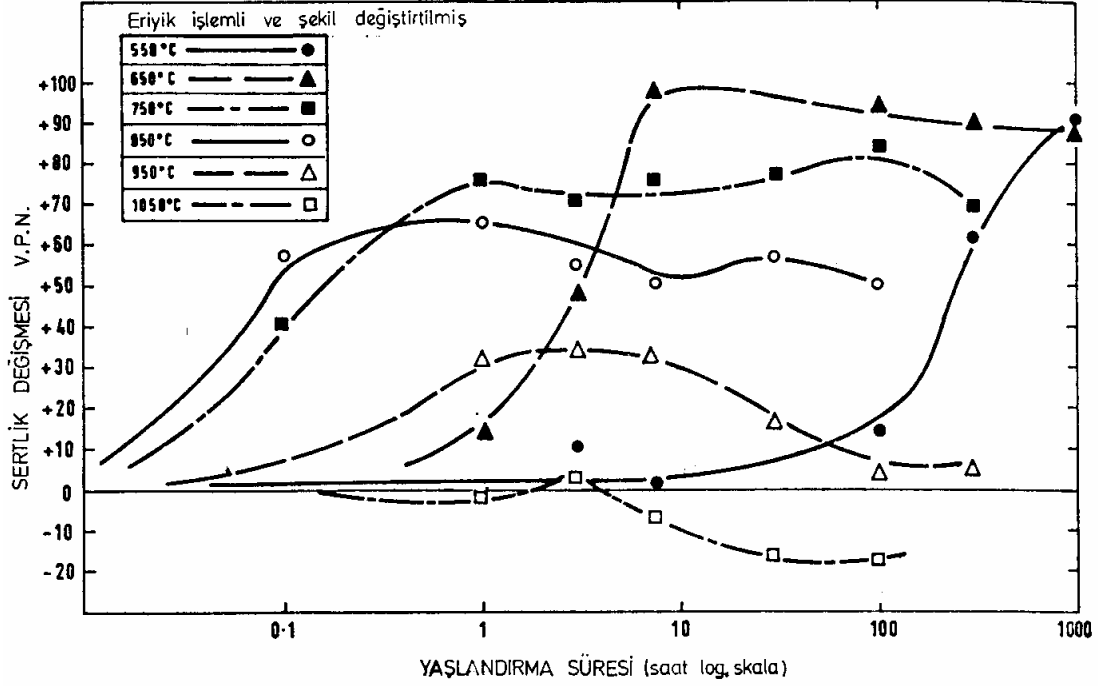
Şek. 54-56 her ayrı koşul için yaşlanma karakteristiklerine ait sonuçları özetlemektedir. Metallografik muayene, iğneler halinde  $M_{23}C_6$  tipinde karbür çökmesini ortaya koyuyor. İlk sertlik azamisinin ötesinde yaşlandırma, çökme zerrecilerinin sayısında azalma ve boyutunda büyüme gösteriyor. Böyle bir çökelti kabalaşmasının ciddi bir sertlik azalmasına götürmesi beklenirken şek. 54'den bunun böyle olmadığı görülüyor. Gerçi ilk sertlik azamısından sonra bir ilk yumuşama gözleniyor ama bundan sonra sertlik tedrici olarak ilk azamidede varılan düzeyin üstüne çıkıyor. Buna iki neden gösteriliyor :

a) Çökelti zerrecilerinin büyümesi dislokasyonlar meydana getirip böylece dokuyu sertleştirmiş olabilirler;

b) İri zerreler etrafında gözlenen ince tali çökeltme de sertlik artışına yardımcı olmuş olabilir.







Şek. 56

Dökme austenitik çelik, bir dendritik altdoku ile austenit taneleri halinde katılaştır, primer austenit dendritleri bir karbürler ve austenit ötektiği ile çevrili olur. Katılaşma sıcaklıklarında karbonun austenit içinde erime kabiliyeti oda sıcaklığındakine göre çok daha yüksek olup böylece ciddi miktarda karbon, dökümü müteakip hızlı soğuma temposuyla austenit içinde fazla doymuş halde kalmış olur. Çelik yeniden ısıtıldığında karbon, bu fazla doymuş katı eriyikten, yaşlandırma koşullarına bağlı bir şekilde çökebilir; karbonun fazla doymuşluk derecesiyle çökme yerlerinin sayı ve tipi, çökme sürecini saptayan önemli etkenlerdir. Bundan sonraki 1250°C'ta eriyik işlemi ve bunu izleyen suya daldırma prensip itibariyle karbonun fazla doymuşluk halini, döküm sıcaklığından itibaren ilk soğuma temposuna bağlı olarak artırabilir ya da azaltabilir. Bu durumda, dökümden itibaren soğuma temposunun eriyik işleminden sonra suya daldırma ile hasıl olan soğumadan çok daha yavaş olması itibariyle, eriyik işleminden sonra fazla doymuşluk derecesinin artması olasıdır.

Yine aynı miktarda yüksek karbonlu (% 0,45) ve niobium (% 0,01) ile stabilize edilmiş % 25 Cr, % 20 Ni'li dökme austenitik çelik, % 18 Cr, % 37 Ni'lininkine çok benzeyen bir mikro yapıya sahip olup yaşlandırılmadaki davranışı da aynıdır. Her iki malzemedeki M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> tipinde karbür ve austenit içeren ötektik, karbonla fazla doymuş primer austenitik dendritleri çevreleyip mutavassıt sıcaklıklarda yaşlandırılmada M<sub>23</sub>C<sub>8</sub> çökmesiyle sonuçlanır. % 18 Cr, % 37 Ni'li malzemedeki ötektik iç yapıda az çok sürekli olarak görünmesine karşılık bu ötektik % 25 Cr, % 20 Ni'li de daha çok bireysel bölgelerde var olma eğiliminde gibi görünmektedir. % 18 Cr, % 37 Ni'li de gevrek kırılmaların tetkiki, bunların ötektik karbür içinden vaki olduğunu ortaya koymuştur. Bu çelikte, % 25 Cr, % 20 Ni'liye göre ötektik karbon daha sürekli olduğuna göre, % 25 Cr, % 20 Ni'li çeliğin gevrek kırılmaya karşı daha dayanıklı olduğu öne sürülebilir.

% 0,4 C, % 18 Cr ve % 37 Ni'li dökme malzemenin tetkikinde varılan sonuca göre, uzun yaşlandırma sürelerinden sonra bile sertliğin devam etmesi ve düşük tenasite, taneler içinde sürekli  $M_{23}C_6$  çökmesi nedeniyle idi. Bu, sürekli  $M_{23}C_6$  çökmesini sağlamak için gerekli  $M_7C_3$  ötektik karbür eriyikinin sonucu olarak görülmüştü. Yukarda sözü edilen araştırma sırasında, malzemelerin  $M_{23}C_6$  Çökmesi nedeniyle beklenen şekilde yaşlanma sertleşmesine uğradıkları, sertliğin uzun yaşlandırma sürelerinden sonra bile sürdüğü ve bunun yüksek sıcaklıkta uzun çalışma sürelerinden sonra bile bu malzemedeki yapılmış parçaların düşük kırılma tenasitesi şeklinde yansıdığı gözlenmişti.

Bu kez alçak karbonlu (< % 0,15) ve % 20 Cr, % 32 Ni temel bileşimli dökme austenitik malzeme üzerinde aynı araştırmalar yapılmış ve bunların amacı, yaşlanana sırasında alçak karbonlu malzemelerde meydana gelen mikro içyapı değişmelerinin, hem dökümden gelmiş oldukları halleriyle, hem de bir kaynağın etrafında ısıdan etkilenmiş bölge (IEB) de koşulları taklidetmek üzere tasarlanmış bir ısıl işleminden sonra, araştırılması olmuştur.

Bunun için yüzde bileşimleri aşağıda verilmiş 5 çeşit malzeme ele alınmış.

Malzeme No. 1 :

C = 0,08	Mn = 1,24	P = 0,019
Cr = 20,94	Ti < 0,01	Mo = 0,37
Ni = 30,83	Al < 0,005	Sn = 0,01
Si = 0,84	S = 0,025	Pb = 0,002

Malzeme No. 2 :

C = 0,14	Mn = 1,12	P = 0,015
Cr = 21,00	Ti < 0,01	Mo = 0,40
Ni = 31,06	Al < 0,005	Sn = 0,01
Si = 0,63	S = 0,011	Pb = 0,006

Malzeme No. 3 :

C = 0,06	Mn = 0,52	P = 0,020
Cr = 22,13	Ti < 0,01	Mo = 0,06
Ni = 31,87	Al < 0,005	Sn = 0,005
Si = 0,23	S = 0,01	Pb < 0,001

Malzeme No. 4 :

C = 0,07	Mn = 0,54	P = 0,010
Cr = 22,25	Ti = 0,42	Mo = 0,05
Ni = 31,37	Al = 0,21	Sn = 0,01
Si = 0,38	S = 0,01	Pb < 0,001

Malzeme No. 5 :

C = 0,015	Mn = 0,93	P = 0,012
Cr = 22,69	Ti = 0,40	Mo = 0,01
Ni = 32,47	Al = 0,22	Sn = 0,005
Si = 0,44	S = 0,006	Pb < 0,001

650°C'ta 2000 saat süreyle bir yaşlandırma beş malzemenin hepsinde akma sınırının ve en üst mukavemet noktasının yükselmesi ve sünekliğin azalması şeklinde sonuç vermiş olup 3000 saatlik yaşlandırma da hafif bir ek mukavemet artışı ile çok az süneklik değişmesi getirmiştir.

850°C'ta 2000 saatten sonra akma sınırı 1, 4 ve 5 No.lu malzemelerde azalmış, 2 ve 3 No.lularda hafifçe artmıştır. En üst mukavemet 1 No.lu malzemede yaklaşık aynı kalmış, 2 ve 3 No.da artmış, 4 ve 5 No.da azalmıştır. 3000 saat süreyle yaşlandırmada akma sınırı ile en üst mukavemet noktası 1 No.da artmış, öbürlerinde kayda değer bir değişme olmamıştır. 850°C'ta 2000 saat yaşlandırmadan sonra bütün malzemelerde süneklik azalmış, bu azalma 3000 saat yaşlandırmada artmamıştır.

Dökümden çıkma koşulunda, tetkik edilmiş beş malzemenin hepsi yaygın bir homojensizlik arzemişlerdir şöyle ki aynı bir deney parçası üzerinde elde edilmiş sertlik değerleri ciddi dağımıklık arzemiştir. 1250°C'ta eriyik işlemi görünürde bu homojensizliği büyük ölçüde azaltmış ve bir kaynağın IEB'sini taklit etmek üzere ısıl işleme tabi tutulmuş deney parçalarında sonuçların tekrarlanabilirliğini ıslah etmiştir. Yaşlandırma eğrileri her beş malzemede sertlik artışının vaki olduğunu göstermekte olup her malzeme için en büyük artış, uzun sürelerde 650°C'ta yaşlandırmada gözlenmiştir. Dökümden çıkmış hale göre daha büyük sertlik artışı eriyik işlemi ve deformasyona tabi tutulmuş malzemede vaki olmuştur. 1250°C'ta eriyik işlemi ve suya daldırma, alaşım elementlerini fazla doymuş katı eriyik içinde tutacaktır. Özetle:

3000 saate kadar sürelerde 650, 750 ve 850°C'ta düşük karbonlu (< % 0,15) dökme austenitik çeliklerin yaşlandırılmasından sonra

a) sertleşme derecesi, artan karbon oranıyla artmış ve dökümden çıkmış halde malzemeye göre IEB'yi taklidetmek üzere işleme tabi tutulmuş malzemede daha büyük olmuştur. Uzun yaşlandırma sürelerinden sonra fazla yaşlanma kesinlikle ortaya çıkmıştır.

b) 1, 2 ve 3 No.lu malzemelerde çökeltme sertleşmesi,  $M_{23}C_6$  nın çökeltmesinden ileri gelmiştir. Ti ve Al içeren 4 No.lu malzemede sertlik, 750 ve 850°C'ta yaşlandırma işlemlerinden sonra Ti C ve  $M_{23}C_6$  nın çökeltmesiyle vaki olmuştur.

c) Çekme ve çatlak ucu açılma miktarı (COD — Crack Opening Displacement) deneyleri bu malzemelerin sünekliğinin yaşlandırma ile azalmakla birlikte bu azalmanın bir gevrek kırılma sorununa götürmediğini göstermiştir.

Genel olarak, alışlagelmiş yöntemlerle ölçülen sünekliğin yüksek olduğu hallerde bile bir malzemede gevrek davranışa rastlanabilir. Buna bir örnek olarak bir standard çekme deneyinde büyük uzama arzedeabilen fakat bazı koşullar altında yüksek sıcaklıklarda gevrek şekilde kırılabilen yumuşak çelik gösterilebilir. Aynı davranışa bazı alüminyum alaşımlarında da rastlanır.

Bu itibarla gevrek davranış tetkik edildiğinde metalin standart deneyde gösterdiği süneklik, güvenilir bir kriter olmamaktadır. Bununla birlikte malzemenin keskin bir çentik ya da çatlğa benzer bir kusurun varlığı karşısındaki performans, kırılmaya eğilimin daha sağlam bir göstergesi olabilir. Çeşitli malzemeler için çeşitli deneysel yöntemler uygulamada tercih edilmiş

olup austenitik çelikler için son yıllarda en umut verici kırılmaya yaklaşım, A.B.D.'de roket motor gövdelerinde kullanılan fevkalâde yüksek mukavemetli çeliklerde kırılmaya uygulanan lineer elastik kırılma mekaniği olarak görülmektedir. Ancak bu yaklaşım münhasıran, ilerlemekte olan çatlakın tepesinde sınırlı yerel plastisite ile vaki olan kırılma arzeden malzemeler için geçerlidir. Bununla birlikte, geçerli hallerde, uygulanan gerilme, kusurun boyutu ve kırılmanın peşinen tahmininde kullanılacak malzeme nitelikleri arasında ilişki kurma olanağını sağlamaktadır. Konuya ilerde, malzemelerin kaynaklanabilirliği bahsinde döneceğiz.

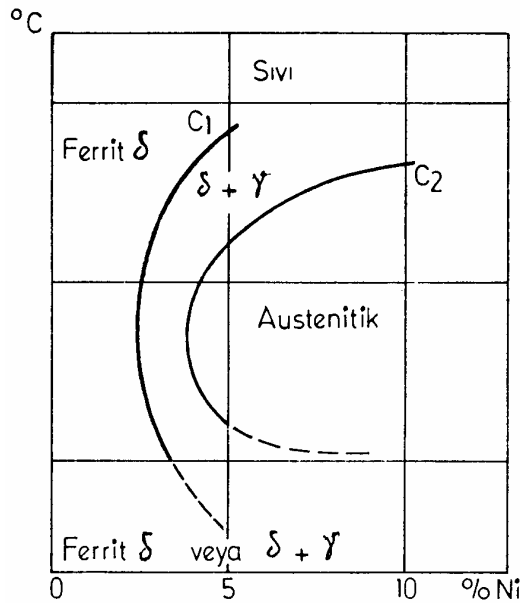
## METALURJİK KARAKTERİSTİKLER

### ELEMENT İLÂVESİNİN ETKİLERİ

Austenitik grubu çelikler korozyon ve oksidasyona fevkalâde mukavemetleriyle belirlenirler. %16-25 oranlarında krom tek başına eklendiğinde alfa demiri içinde bir katı eriyik teşkil edip meydana çıkan alaşım, kuvvetle magnetik olan bir ferritik dokuya sahiptir.

Kuvvetli bir austenit teşkil edici element olan nikelin ilâvesi, işbu demir-krom-karbon alaşımının magnetik ferritik dokusunu, bütün sıcaklıklarda austenitik olan bir yapıya dönüştürür. Nikel bundan başka yüksek sıcaklık mukavemeti ile korozyona dayanmayı da artırır.

Şek. 57, örneğin % 18 kromlu ve düşük karbonlu bir çeliğin nikel oranı ve sıcaklığa nazaran dokusunu gösterir. Nikel olmadığı zaman bu alaşım tamamen ferritik olup % 5 ilâ 6 nikelin altında, teşekkül eden austenitik, martensitik sertleşmeye uğrayabilir. Kısaca az miktarda nikel çelik bir demir-krom alaşımı gibi davranır. Nikel miktarı, (bir  $C_1$  değerinin altında kalmak kaydıyla artarsa alaşım yine solidus'un hemen altında delta ferritinden oluşur fakat ısı azalınca iki austenit - ferrit fazlı bir alana girer ve, nikel oranı yeterli ise, sıcaklık azalınca tamamen austenite dönüşür. Ve nihayet,  $C_2$  nikel oranının üstünde alaşım saf austenitten oluşmuştur.



Sek. 57

Yeterli derecede belirli yüksek bir sıcaklıkta, tamamen austenitik bir doku elde etmek için gerekli nikel oranı, krom oranının yüksekliği nispetinde fazla olur.

Genellikle austenitik paslanmaz çelikler % 15'den fazla krom ile 1100°C'in altında bütün sıcaklıklarda, çevre sıcaklığına kadar basitçe soğuma ile martensitik sertleşmeye uğramayan bir austenitten oluşmuş olmaları için gerekli ve yeterli miktarda nikel içerirler. % 15 ilâ 16 krom için bu miktar % 6 ilâ 8 olup mutad sair elementler de bulunur. % 18 krom ve % 10 nikelli çelikler (ve daha yüksek alaşımlı olanlar) çevre sıcaklığında plastik şekil değiştirme ile dahi martensitik değişmeye az hassastırlar.

Bu sair elementlerden manganez, karbon ve azot gibi bazıları nikelin austenit stabilizatörü etkisini artırırken molibden, kolombium ve titanium gibileri de dokuda delta ferritin teşekkülünü teşvik edip karbür meydana getirirler. Bunların etkisi kromunkine eşittir. Bu alaşımların çeşitli uygulamaları için gerekli özellikleri meydana getirmek üzere austenit ve ferrit teşkil edici elementler uygun şekilde dengelenir.

Yukarda gördüğümüz gibi karbon, bütün tiplerde, paslanmaz çeliği kuvvetlendirir. Fakat korozyon mukavemetine zararlı çökeltmeleri teşvik eder. Yaklaşık 900°C'in üstünde etkisi nikelinkinin aynıdır: onun gibi austenitin varolma alanını genişletir, ve dolayısıyla yüksek sıcaklıkta mevcut ferrit delta miktarını azaltır. Bununla beraber sıcaklık azaldıkça austenit içinde erime kabiliyeti de azalır; oranı % 0,03'ün altında ise bunun fazla bir metalürjik önemi yoktur. Karbon oranı % 0,03 ile adi 18-10 çeliklerinde nadiren geçilen % 0,15 miktarı arasında olursa 1000°C'in üstünde karbon, çelik içinde tamamen eriyebilir. Yavaş soğuma ve kısa süreli de olsa yaklaşık 500 ile 900°C arasında beklemede krom karbürleri (veya muhtemelen başka alaşım elementlerinkini de içerenler) çökeltip yukarda söylediğimiz gibi çeliğin korozyon mukavemetine ve sünekliğine zarar verebilir. Bu nedenle austenitik paslanmaz çelikler 1000 ilâ 1100°C'tan itibaren havada veya su içinde hızlı soğutmadan sonra kullanılır. Bu işleme *hiper-sert su verme* denir.

Silisyum, 302 B, 314 tiplerinde, kavlanma - tufal dökmeye mukavemeti artırır, ferrit teşekkülünü teşvik eder. Desoksidasyon gayesiyle az miktarda bütün tiplere ilâve edilir. İlâve element olarak miktarı % 1'i geçmez. 18-10 çeliklerinin bazı gerilim altında korozyon hallerinde mukavemetini artırmada kullanılır.

310, 314 tipleri ile dökme HK, HT ve HU (American Casting Institute-ACI'nin tasnifinde, sırasıyla 310, 330 çekme tiplerine muadil, sonuncusu da % 0,35-0,75C; % 17 - 21 Cr; % 37 - 41 Ni; % 2,5 Si, % 2 Mn; % 0,5 Mo'li dökme austenitik paslanmaz çelik) gibi tam austenitik alaşımların karbon ve silisyum oranları arasında önemli (bir ilişki mevcuttur. *Kaynak sağlamlığı ile süneklik arasında en iyi denge, karbonun silisyuma oranınının bire iki olması halinde elde edilir.*

Bütün silisyum oranlarında alaşımın çekme mukavemeti karbon oranıyla birlikte artar. Mamafih en müsait kopma uzamasını verecek karbon düzeyi silisyum oranı ile değişir. % 0,60'dan az silisyumlu kaynak metali için en müsait uzama yaklaşık % 0,20 karbonla elde edilir.

Yeterli derecede yüksek karbonla silisyumun bütün oranlarında kaynak sıhhatli ise de

uzama, karbon gerekli asgariyi geçince, azalır. Yetersiz karbonla kaynakta çatlaklar bulunabilir ve uzama azalır. Azami süneklik yaklaşık % 0,20 karbon ve % 0,40 silisyumla elde edilir. Yüksek silisyum (% l'in üstünde) arzu edildiğinde, % 0,25'den az karbonlu bir kaynak metalinin sünekliği az olacak ve çatlama eğilimli bulunacaktır. Kaynak metalinin % 1 silisyumla % 0,40-0,50 arasında karbon içermesi halinde çatlaksız sıhhatli bir dikiş elde edilir.

Silisyum, HT (ACI tasnifinden, ATSI'nin 330'una muadil), 314 ve 310 tiplerinin bileşiminde, sıcağa ve karbürlenmeye mukavemet vermesi itibariyle, büyük önemi haiz bir elementtir.

Karbon-silisyum oranı, yüksek nikelli sıcağa dayanıklı alaşımlarla korozyona dayanıklı krom-nikel alaşımları arasındaki önemli bir farkı belirtir. Korozyona dayanıklı alaşımlarda karbür çökmesini asgaride tutmak için düşük karbonlu kaynak metali gereklidir. Yüksek silisyumlu ısıya dayanıklı dökme HT ve HU ve çekme 314 tiplerinde ise uygun karbon-silisyum oranını tutabilmek için yüksek karbonlu kaynak malzemelerine gidilir.

Azot, özel tiplerde, çok kuvvetli bir austenit teşkil edicidir (nikelden 26 ilâ 30 kat daha etkili). Oranı % 0,07'ye varabilir. Kısmen nikelin yerini tutmak için olduğu kadar 18-10 çeliklerinin mekanik mukavemetini artırmak için de kullanılabilir; bu sonuncu halde karbürlerin çökmesi sakıncalarını arzetmeden karbonunkine eş bir rol oynar.

Kolumibium, 347 tipinde, karbonla birleşip kristaller arası korozyona meyli azaltır, taneleri inceltir, ferrit teşekkülünü teşvik eder.

200 serisinde yüksek miktarda bulunan manganez genellikle gamma fazını teşvik edici olarak kabul edilir. Nikelin kısmen yerini tutmak üzere daha yüksek miktarlarda manganez kullanılarak tamamen austenitik dokuyu muhafaza etmek mümkündür. Mamafih yüksek sıcaklıklarda, oranı yaklaşık % 4 ü geçince, ferrit teşkil eder. Kükürtün olumsuz etkisini de, MnS oluşturarak, yok eder. İlâve element olarak genellikle % 2,5 dan az oranda bulunur; daha yüksek miktarlar ya kısmen nikelin yerini tutmak, ya da bazı austenitik çeliklerin kaynak kabiliyetini düzeltmek için kullanılır.

Molibden, 316, 317 tiplerinde, yüksek sıcaklıkta mukavemet ile redükleyici ortamda korozyona dayanmayı artırır. Ferrit oluşmasını teşvik eder.

Tungsten yüksek sıcaklıklarda mekanik mukavemeti artırır.

Bu son iki element kompleks karbürlerin oluşmasına yardım ederler.

Titanium ve niobium özellikle 321 tipinde kristaller arası korozyona hassasiyeti yok etmekte kullanılırlar. Bunlar yüksek sıcaklıkta matris içinde az eriyen karbürler oluşturarak karbonu tespit ederler. Keza yüksek sıcaklıkta sürünmeye mukavemeti artırılırlar. Titanium ayrıca bir tane inceltici olup ferrit teşekkülünü teşvik eder.

Austenitik paslanmaz çelikler mekanik bakımdan memnuniyet verici şekilde kaynaklanabilirlerse de bazı koşullar altında kristallerarası korozyon denilen bir sakınca arzederler. 425 ile 870°C arasında bir sıcaklık alanına ısıtıldıklarında veya bu alan içinden yavaş soğutulduklarında katı eriyikten karbon, özellikle kristal sınırlarında, yani kristaller arasında, çökeler ve kromla birleşerek kromdan yana zengin karbür oluştururlar. Kromdan yana fakirleşen

komşu bölgenin bu nedenle korozyona mukavemetinin, metalin sair kısımlarına göre, azaldığı sanılır. Bazı koroziyon koşullar altında mevzî bir kristaller arası atak vaki olup bu atakın önemi, temasın süre ve sıcaklığı kadar çeliğin bileşim ve ilk işlemlerine bağlıdır.

Kaynak esnasında banyo yaklaşık 1425°C ergime sıcaklığında bulunup komşu ana metalin bu ısıdan etkilenmiş bölgesi de 425 ile 870°C arasında bulunur ki yukardaki olay bu bölgede vaki olur. Bu bölge karbon çökme bölgesi olup çökmenin derecesi, herhangi bir kaynak koşulu için, yaklaşık karbon nispeti ile orantılıdır; karbon ne kadar az olursa işbu etki de o kadar az olur.

Teçhizatın, kaynak edildiği gibi, yani sonradan herhangi bir ısıl işlem görmeden kullanılacağı ve ağır korozyon koşullarına maruz buldukları yerlerde, bu nedenle, düşük karbonlu paslanmaz çelikler kullanılır.

Ağır koroziyon koşullar altında kullanılacak olup da kaynaktan sonra ısıl işleme tabi tutulmayan parçaların kaynağında, kaynak yöntemi seçilirken, işbu yöntemin parçanın zararlı ısı alanı içinde bulunacağı toplam süre, yani ısıtma, ısıda tutma ve soğuma süreleri üzerindeki etkisini bilmek önemlidir. Genellikle yöntemler, artan toplam süreye göre şöyle sıralanır: punta ve dikiş (direnc) kaynağı; gaz metal ark (MİG - MAG, TİG) kaynağı; tozaltı kaynağı; oksisasetilen ve sair gaz kaynağı. Belli bir karbon oranı ile en az çökme direnc kaynağında, en çoğu da oksisasetilen kaynağında görülür.

Austenitik kaynak metalinde karbür çökmesi kristal sınırlarında ve, eğer varsa, ferrit plajlarının etrafında ve içinde bulunur. Çabuk soğuma sebebiyle tek pasolu dikişlerde görülmezse de çok pasolularda, son paso hariç, bu çökme vardır. Ferritin mevcut olduğu hallerde karbür çökmesinden hasıl olan kristaller arası korozyon çok daha azdır zira kristal sınırlarında 'bir sürekli karbür şebekesi teşkil edecek yerde karbürlerin çoğu, ferrit plajları içinde çökler.

Karbür çökmesini kontrol etmek için üç yol vardır:

- 1) Çabuk soğutmanın izlediği bir karbür eritme tavlama.
- 2) Kolombium, titanium, niobium, tantal gibi kuvvetli karbür teşkil edici elementlerin ilâvesiyle karbonun stabilizasyonu.
- 3) Fevkalade düşük karbonlu bir paslanmaz çelik kullanmak.

Kristaller arası korozyon testi için ASTM Specification A262 -55T ve A393 - 55T'ye müracaat edilmelidir.

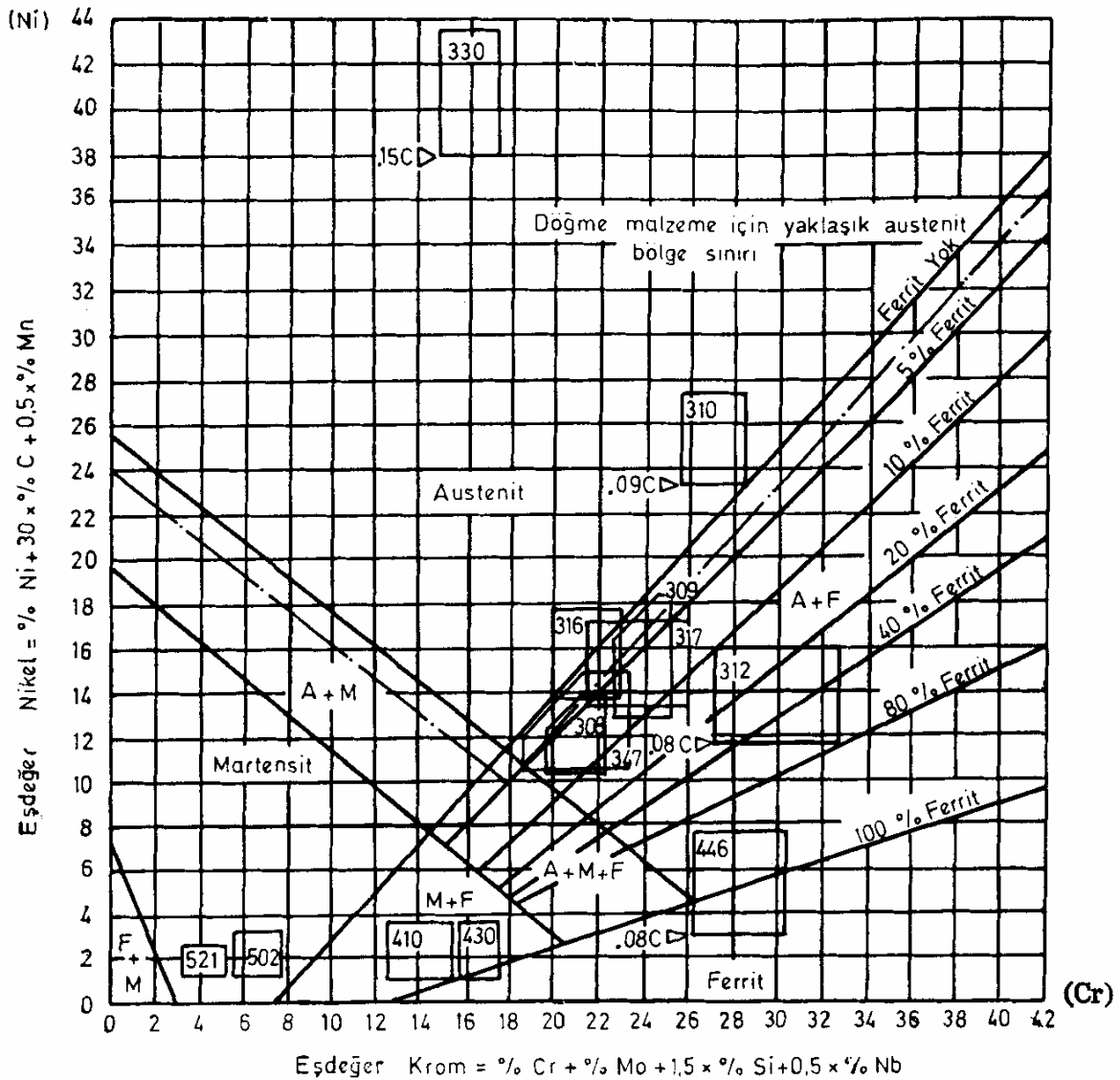
Tam soğumadan sonra bir kaynağın dokusu çok yüksek sıcaklıklarda mevcut olan ferrit miktarına, ve dolayısıyla, gamma ve alfa fazlarını teşvik edici elementlerin nispi oranlarına bağlıdır. L.A. Schaeffler bu elementlerin etkilerini tetkik edip adını taşıyan diyagramı çizmiştir. Bu diyagram, üzerlerine AISI tiplerinin bazıları yazılmış olarak şek. 58'de gösterilmiştir. Koordinat eksenleri üzerindeki değerler eşdeğer nikel ile eşdeğer krom olup bunlar, evvelce söylediklerimize uygun olarak

$$\text{Eşdeğer nikel (Ni)} = \% \text{ Ni} + 30 \times \% \text{ C} + 0,5 \times \% \text{ Mn}$$

$$\text{Eşdeğer krom (Cr)} = \% \text{ Cr} + \% \text{ Mn} + 1,5 \times \% \text{ Si} + 0,5 \times \% \text{ Nb}$$

Diyagramda karbon, aksi belirtilmedikçe, bütün alaşımlar için asgari % 0,03; silisyum asgarî % 0,3; austenit teşkil edici olarak potansiyelde karbona eşdeğer olan azot oranı, düşük kromlu alaşımlarda % 0,05'den yüksek kromlu alaşımlarda % 0,10'a kadar değişir.

Bu diyagram sayesinde kimyasal bileşimi belli olan bir kaynağın dokusunu önceden tayin etmek mümkün olur. Austenitik paslanmaz çeliklerin alanı 8'den yukarı eşdeğer nikel ve 16'dan yukarı eşdeğer kroma tekabül eder. Bunların kaynaklarının soğumadan sonra austenit, biraz martensitle austenit, ve ferrit veya austenit ve ferritten oluşmuş bir dokuyu haiz olabilecekleri görülür. En çok kullanılan austenitik paslanmaz çelikleri ilgilendiren bu sonuncu alanda sabit ferrit oranlı eğriler düz çizgilerdir.



Şek. 58 — Schaeffler diyagramı

Bu diyagram, kimyasal bileşiminden hareket ederek bir kaynakta mevcut ferrit oranını önceden tayin etme olanağını sağlar.



Dokusu austenitik-ferritik olacak şekilde bileşimi haiz bir kaynağın ferrit oranını hesap etmek için D. Seferian aşağıdaki formülü teklif etmiştir:

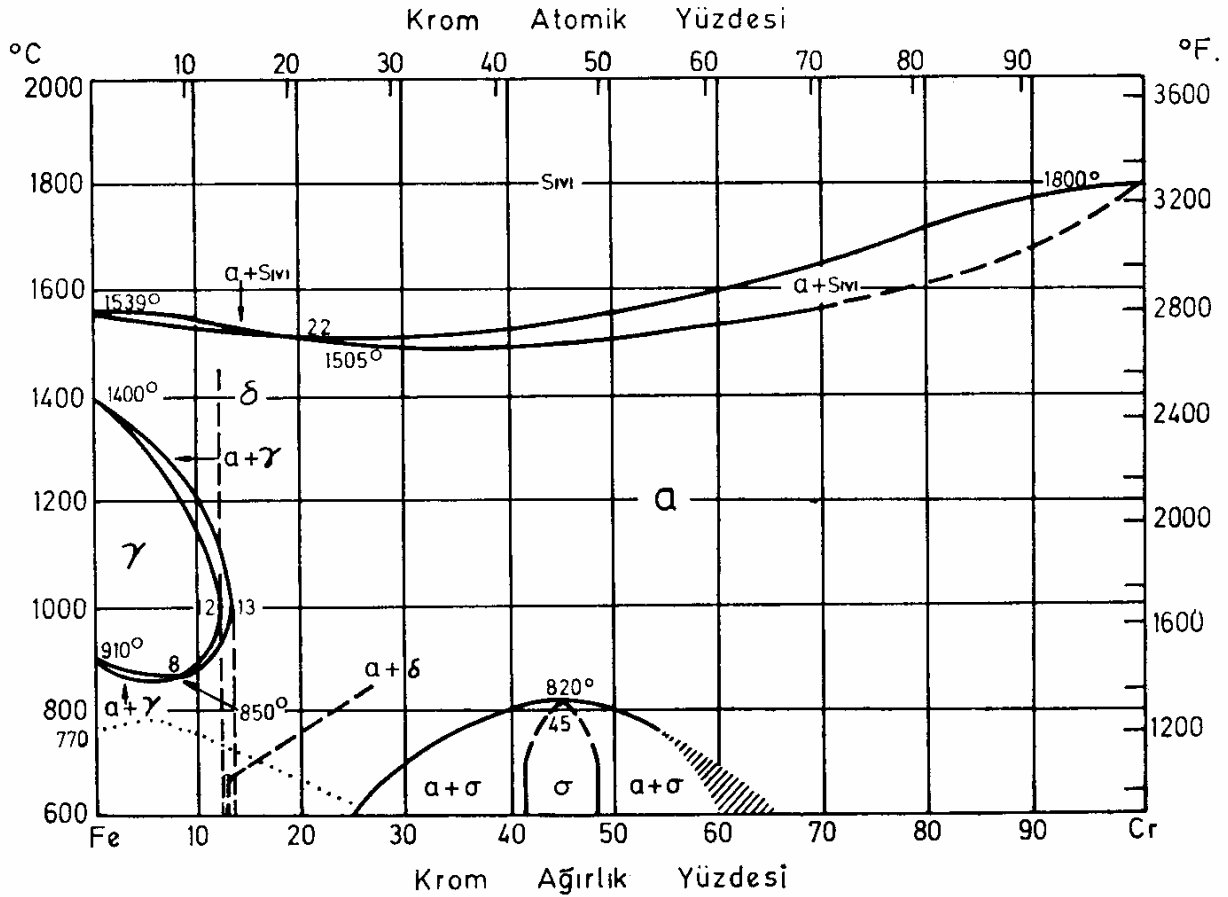
$$\% \text{ ferrit} = 3 [ (\text{Cr}) - 0,93 (\text{Ni}) - 6,7 ]$$

Austenitle ferrit aynı bileşimi haiz değillerdir. Genellikle ferrit, alfa fazını teşvik edici elementlerden yana daha zengin olur, austenit daha fazla gamma fazını teşvik edici element içerir. Ferrit, dolayısıyla, krom ve silisyumdan yana zenginleşmeye, nikel ve manganezden yanala fakirleşmeye meyleder.

### SİGMA FAZI

Austenitik paslanmaz çeliklerde mutad olarak bulunan austenik, ferrit ve karbürlerin yanısıra bazı hallerde «sigma fazı» veya «B bileşiği» (B «brittle» gevrek'ten) adı verilen bir metaller -arası krom-demir bileşiğine de rastlanır. Bu bileşik ferritik ve yarı-ferritik çeliklerin kaynağında önemli bir rol oynamazsa da austenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında bu fazın önemi büyüktür.

Bu sigma fazı çok sert, kırılğan ve magnetik olmayan bir metaller arası bileşiktir (eşit atomlu Fe-Cr bileşiğinin çevresinde oluşur) . Fe-Cr-Ni gibi üçlü alaşımlarda, belirli oranlarda bir üçüncü elementi eritebilir.



Şek. 59

Metals Handbook (1958)'dan alınan Şek. 59'daki diyagram Fe-Cr denge sistemi içinde sigma fazının ( $\sigma$  ve  $\sigma + \alpha$ ) bulunuş alanlarını gösterir.

Bu faz genellikle çeliğin, alaşımın bileşimine göre, 650 ile 900°C arasında bir sıcaklıkta uzun süre tutulması sonucu ferritten transformasyon suretiyle teşekkül eder. Mamafih, başlangıçta tamamen austenitik olan alaşımlarda gelişebilir. 302 ve 304 tipinde 18-8 gibi bileşimlerde hiç sigma fazına, ferrit mevcut olsa dahi, rastlanmamıştır.

Buna karşılık titanium, kolombium, molibden, silisyum ve kromdan yana zengin alaşımlarda bulunur. 308L tipi kaynak metalllerinde, uzun süre 650°C sıcaklığa maruz kaldığından, az miktarda sigma fazına rastlanır.

Sıcaklık arttıkça bu fazın mevcut olduğu alan azalır, 820°C civarında da hemen hemen yok olur. Her iki yönde  $\alpha \rightarrow \sigma$  transformasyonu çok yavaş vaki olur. 775°C'ta  $\alpha \rightarrow \sigma$  dönüşmesi 36 saatte tamamlanırken 790°C ta 100 saat gerekmektedir. 810°C'ta ise 300 saat sonra bu dönüşüm ancak başlar.

Çevre sıcaklığında çok kırılğan olup ciddi çatlamalara yol açması, bu sert fazın sertlik değerinin tayinini güçleştirmektedir. % 48 Cr'lu bir alaşımda  $\alpha \rightarrow \sigma$  tam transformasyonu ile elde edilmiş bir sigma fazının sertliği 68 Rockwell C mertebesindedir. Sigma fazı, onu meydana getiren alfa fazından daha yoğun olup  $\alpha \rightarrow \sigma$  dönüşmesi bir büzülme ile sonuçlanır.

Sigma fazı korozyona mukavemeti azaltabileceği gibi özellikle süneklik ve darbeye mukavemet azalması şeklinde kendini gösterir. Her ne kadar bu fazın oluşması çeliğin uzun süre yüksek sıcaklıkta tutulmasını gerektirirse de bazı hallerde kaynaktan hemen sonra, kaynak metalinde bu faz görülebilir.

Bu konuda austenitik paslanmaz malzemedan yapılmış dolguların, dolgunun üzerine yapıldığı malzemenin bir gerilim giderme tavlmasına tabi tutulması halinde, uğradıkları dokusal değişmeler üzerinde yürütülmüş deney sonuçları ilginç olmaktadır. Gerçekten bu sonuçlara göre dolgu, kaynaktan hemen sonraki haliyle en iyi korozyona mukavemeti arz edip 735°C'ta yapılmış bir gerilim giderme tavlaması bu mukavemetin azalmasını mucip olmaktadır. Gerilim giderme tavlamasından önce ve sonra uygulanan bir soğuk çalışma (örneğin cam taneleri püskürtmesi), korozyona mukavemeti daha da azaltmaktadır. Adı geçen tavlama sırasında karbür çökmesiyle birlikte sigma fazı da oluşmaktadır.

Bu ferrit  $\rightarrow$  sigma transformasyonu hakkındaki sonuçlara göre de sigma, daha önceden tahmin edilenden çok daha hızlı şekilde oluşmakta *fakat* bu transformasyon sadece karbür çökmesinden sonra vaki olmaktadır.

Dolgunun üstüne yapıldığı mesnet malzemesi için önerilen gerilim giderme yöntemleri son derece düşük karbonlu ya da paslanmaz çeliklerin stabilize grade'leri kullanılmadıkça, dolgu malzemesinde karbür çökmesine götürmektedir ki bu da, normal olarak korozyona dayanıklı malzemeyi taneler arası korozyona yüksek derecede hassas kılmaktadır. Keza sigma fazı oluşması da bu gerilim giderme süreci sırasında vaki olmaktadır. Ancak bu oluşma için karbür

çökmesinin vaki olmuş olması gerekir. Sigma fazının varlığı, korozyona mukavemet açısından, sanıldığı kadar zararlı olmamaktadır.

Genellikle bir ikili doku hasil eden bir kimyasal bileşime sahip paslanmaz çelikte tam austenitik doku, koruyucu gaz olarak azotun kullanılmasıyla elde edilir.

Bir austenitik çelik kaynağında sigma tipinde bir metallere-rası bileşiğin teşekkül etmesi için ısı, bileşim ve doku koşullarının bir araya gelmesi gerekir.

Kaynaktan çıkış (brüt) haliyle 18-10, 24-12, 25-20 tiplerindeki paslanmaz çeliklerin kaynaklarında genellikle sigma fazına rastlanmaz zira çabuk soğuma sebebiyle, sigma fazının teşekkül etmediği çok yüksek sıcaklıkların dokusu aynen kalır. Bu fazın ortaya çıkması için, stabilite üst sınırlarının, yani 900-950°C civarının altında bir sıcaklıkta tutulması gerekir.

Bazen bu sigma fazının yüksek sertliğinden abrazyona mukavemet bakımından istifade yoluna gidilir: örneğin supap yatakları. Buna karşılık bu fazın zararlı olduğu hallerde, onu stabilite sınırının üstünde bir sıcaklığa ısıtarak austenit içinde eritmenin veya delta ferrite çevirmenin mümkün olduğu hatırd tutulmalıdır. Böyle bir işleme ilk özellikler büyük ölçüde veya tamamen yerine gelebilir. Sigma fazı tarafından gevrekleştirilmiş bir çelik on dakika gibi kısa bir süre 1050°C'ta tutularak sünekliğinin önemli bir kısmı geri getirilebilir; mamafih sigmanın austenite dönüşmesi 1250°C sıcaklığı gerektirir. Bu sıcaklıklarda tane büyümesinin önüne geçilebilir.

#### KİMYASAL BİLEŞİMİN ETKİSİ - ÇEŞİTLİ ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ROLÜ

Sigma fazının mevcut olduğu sıcaklıklar için başlıca ticarî ateşe dayanır dökme çelikler Fe-N-Cr diyagramında yerlerine oturtturulduklarında, % 0,1 mertebesinde karbon oranları için, aşağıdaki tiplerde işbu fazın meydana gelmeyeceği görülür :

ASTM 297 HF (20 Cr—10 Ni)

ASTM 297 HT (15 Cr—35 Ni)

ASTM 297 HU (19 Cr—39 Ni)

ASTM 297 HW (12 Cr—60 Ni)

ASTM 297 HX (17Cr—66Ni)

Buna karşılık aşağıdaki tiplerde sigma fazı her zaman meydana gelir :

ASTM 297 HC (28 Cr— 4 Ni)

ASTM 297 HD (28 Cr— 5Ni)

ASTM 297 HE (28 Cr— 8 Ni)

ASTM 297 HL (30 Cr—20 Ni)

HH ve HK tipleriyle AISI 310 tipleri, bileşimlerine göre, sigma fazı hasil ederler veya etmezler. Gerçekten, Cr ve Ni ve mevcut olan sair alaşım elementlerinin (C, Si, Mn, Al v.s.) oranlarının hafif bir değişmesi veya bazı ilâve elementlerin (Ti, Mo, Nb) varlığı ya sigma fazını teşvik eder veya ona engel olur.

1100°C'ta gamma bölgesinde bulunan bir çeliğe Si, Al, Ti veya Zr gibi alfa fazını teşvik edici (alfajen) bir element ilâve edildiğinde bu nokta  $\gamma + \alpha$  bölgesine kayabilir; alfa fazı kromdan

yana zengin olduğundan kolaylıkla sigma fazının oluşmasına yol açabilir. Bu itibarla alfajen elementler sigma fazını teşvik edici (sigmajen); olarak telâkki edilirler. Gammajen elementler aksi yönde etki yaparlar.

Ti, Zr, Nb, Mo gibi karbür oluşmasına kuvvetle yol açan elementler karbonu tespit ettiklerinden karbon artık krom karbürü teşkil edemez. Bu yüzden krom oranı artacağından sigma fazının meydana çıkma ihtimali de artar. Böylece de sigmajen bir rol oynamış olurlar. Aynı etki, krom nitrüründen daha stabil nitrürlerin meydana gelmesi ile de elde edilir.

Mo veya Ti gibi bazı elementler aynı zamanda alfajen ve karbür teşekkül ettirici karakter arz edip karbon oranına göre bu karakterlerden biri veya diğeri ön plâna çıkar; mamafih her ilcisi de aynı sigmajen yönde etki yapar.

Sigma fazının teşekkülüne yardım etme veya bunu önleme bakımından elementler kabaca aşağıdaki gibi sınıflandırılır :

Alfajen bileşken elementler : Al, P, Si, Cr;

Gammajen bileşken elementler : Ni, Co, Mn, N, C;

Alfajen ilâve elementler : Ti, Nb, Mo, W, V, B;

Gammajen ilave elementler : Cu

Kaynak uygulamasında bu konuya yine temas edeceğiz.