

57535



YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA
KAYNAK KABİLİYETİ - ISIL İŞLEM
İLİŞKİSİNİN İNCELENMESİ

T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURUMU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ

Mak. Müh. Ufuk YÜKSEKKAYA

F.B.E. Makina Mühendisliği Anabilim Dalında
hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Prof. Nurullah GÜLTEKİN

İSTANBUL, 1996

İÇİNDEKİLER

	Sayfa No
1.0 GİRİŞ	1
2.0 ÇELİKTEKİ DÖNÜŞÜMLER	2
2.1 Demir-Karbon Denge Diyagramı	2
2.2 Alaşım Elementlerinin Etkisi	3
2.3 Çeliğin Isıtılmasında Yapı Dönüşümleri	8
2.4 Çeliğin Soğutulmasında Yapı Dönüşümleri	10
2.4.1 Sertlik Deneyleleri	12
3.0 ISIL İŞLEMLER	14
3.1 Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler	16
3.1.1 Normalizasyon Tavlamaası	16
3.1.2 Difüzyon Tavlamaası	18
3.1.3 Kaba Tane Tavı	19
3.1.4 Küreselleştirme Tavı	19
3.1.5 Gerilim Giderme Tavı	20
3.1.6 Yeniden Kristalleştirme Tavı	20
3.1.7 Menevişleme	21
4.0 KAYNAK İŞLEMİ	24
4.1 Kaynak Yöntemleri	24
4.1.1 Basınç Esaslı Kaynak Yöntemleri	24
4.1.1.1 Elektrik Direnç Kaynağı	24
4.1.1.1.1 Nokta Direnç Kaynağı	25
4.1.1.1.2 Direnç Dikiş Kaynağı	26
4.1.1.1.3 Kabartılı Direnç Kaynağı	27
4.1.1.1.4 Alın Direnç Kaynağı	27
4.1.1.2 Saplama Direnç Kaynağı	29
4.1.1.2.1 Elektrik Direnç Saplama Kaynağı	29
4.1.1.2.2 Elektrik Ark Saplama Kaynağı	29
4.1.2 Ergitme Esaslı Kaynak Yöntemleri	30
4.1.2.1 Gaz Ergitme Kaynağı	30
4.1.2.2 Elektrik Ark Kaynağı	32
4.1.2.2.1 Elle Elektrik Ark Kaynağı	32
4.1.2.3 Koruyucu Gaz Kaynak Yöntemleri	33
4.1.2.3.1 Ark Atom Kaynağı	34
4.1.2.3.2 Argon Ark Kaynağı	34
4.1.2.3.2 Plazma Kaynağı	35

4.1.2.3.4 MIG Kaynağı	35
4.1.2.3.5 MAG Kaynağı	36
4.1.2.4 Toz Altı Kaynağı	37
4.1.2.5 Elektro Cüruf Kaynağı	38
4.1.3 Özel Kaynak Yöntemleri	38
4.1.3.1 Soğuk Pres Kaynağı	38
4.1.3.2 Sürtünme Kaynağı	39
4.1.3.3 Ultraşal Kaynağı	39
4.1.3.4 Difüzyon Kaynağı	39
4.1.3.5 Elektron Işın Kaynağı	40
4.1.3.6 Termit Kaynağı	40
4.2 Kaynak Bölgesinin İncelenmesi	41
4.2.1 Eriyen Bölge	41
4.2.2 Isı Etkisi Altındaki Bölge	42
4.3 Isı Tesiri Altındaki Bölgenin Mekanik Özelliklerinin Tahmini	49
4.4 S&M YDDA Çeliklerinin Kaynağında ITAB Sertliği Tahmini	57
5.0 KAYNAK KABİLİYETİ	62
5.1 Ms Sıcaklığı Hesaplama Metodları	66
5.2 Kaynak İşleminde Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler	69
5.2.1 Basit Ön Tavlama Kaynak	70
5.2.2 Sabit Sıcaklıkta Kaynak	71
5.2.3 Kaynak İşlemi ile Artan Sıcaklıkta Kaynak	72
5.2.4 Kaynak Sonrası Tavlama Kaynak	73
5.2.5 Ön ve Sonradan Tavlama Kaynak	73
5.2.6 Kaynak İşleminde Sonra Uygulanan Isıl İşlemler	74
6.0 HESAPLAMALAR VE İNCELEMELER	76
6.1 Malzeme Seçimi	76
6.2 Karbon Eşdeğeri Hesabı	82
6.3 Martenzit Başlangıç Sıcaklığı Hesabı	89
6.4 Ön Tavlama Sıcaklığı Hesabı	94
7.0 SONUÇLAR VE TARTIŞMA	102

ŞEKİL LİSTESİ

ŞEKİL NO	ŞEKİL ADI	SAYFA NO
2.1	Fe-C diyagramı	2
2.2	Östenitin tane büyümesi	9
2.3	Soğuma diyagramları	10
2.4	Jominy deneyi	12
2.5	Jominy eğrisi	12
2.6	Jominy sertlik eğrisi örnekleri	13
3.1	Isıl işlem aşamaları	14
3.2	Alaşimsız çeliklerin normalizasyon tavlama sıcaklığı	17
3.3	Difüzyon tavlama aşamaları	18
3.4	Çeliklerde sertliğin sıcaklıkla değişimi	22
4.1	Nokta direnç kaynağı işlem aşamaları	25
4.2	Deney parçasının şekli ve ölçüm yerleri	43
4.3	Hızlı soğuma sonucu iç yapı	44
4.4	Kaynak öncesi soğuk şekil değişimine uğramış çelikte	45
4.5	Soğuk şek. değiştirmiş çelikte dönüşüm ve rekristaliza	45
4.6	Numunelerin boyutları	51
4.7	Numunelerin deney sonucu	51
4.8	Soğuma zamanının ITAB/Ana levha mekanik öz. oran	52
4.9	Deney sonucu	52
4.10	Soğuma zamanının hesaplanan ve ölçülen değerlere et	55
5.1	Kaynak kabiliyetinin gösterimi	63
5.2	Ön tavlama ve kaynaktan ileri gelen ısı dağılımı	69
5.3	Basit ön tavlama kaynaktaki sıcaklık dağılışı	70
5.4	Sabit sıcaklıkta kaynak	71
5.5	Çok pasolu kaynaktaki ısı dağılımı	72
5.6	Kaynak sonrası tavlama sıcaklık dağılışı	73
5.7	Ön ve sonradan tavlama kaynaktaki sıcaklık dağılışı	74
6.1	Karbon eşdeğerleri	84
6.2	Karbon eşdeğerleri istatistiksel incelemesi	85
6.3	Pc-kalınlık bağlantısı	87
6.4	Kalınlık - ön tavlama	88
6.5	Ms sıcaklığı	91
6.6	Ms sıcaklığı istatistiksel incelemesi	92
6.7	TTT diyagramları	93
6.8	Seferian için ön tavlama sic.	95
6.9	Seferian'a göre Ceş-Kalınlık ilişkisi	96
6.10	İnce çelik Ceş'e göre ön tav sıcaklığı	98
6.11	Ön tav eşitliklerinin karşılaştırılması	99
6.12	Karşılaştırmaların istatistiksel incelemesi	100

TABLO LİSTESİ

TABLO NO	TABLO ADI	SAYFA NO
2.1	Grossman Soğutma ortamı katsayısı	13
3.1	Isıl işlemlerin sınıflandırılması	15
4.1	Deneyde kullanılan malzemeler	42
4.2	Kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimi % olarak	50
4.3	Levhaların mekanik özellikleri	50
4.4	Deney sonucu	55
4.5	Ölçülen çeliklerin gerilme değerleri	60
4.6	Kullanılan çeliklerin alaşım elementlerinin miktarı	61
4.7	Karbon eşdeğerleri ve max ITAB sertliği	61
4.8	ITAB sertliği ile CE arasındaki lineer bağıntının gösteri	62
5.1	Hesaplama için kullanılan deklemler	66
5.2	Eşitlikte kullanılan katsayılar	67
5.3	Eşitliklerin kıyaslama ve güvenirliliği	68
6.1	Malzemelerin kimyasal analizi	77
6.2	Karbon eşdeğerleri	84
6.3	Karbon eşdeğerleri istatistiksel incelemesi	85
6.4	Malzemelerin kimyasal bileşimi	86
6.5	Pc değerleri	86
6.6	Pc 'ye göre ön tav sıcaklıkları	89
6.7	Ms sıcaklık eşitlikte kullanılan katsayılar	90
6.8	Ms Sıcaklıkları	90
6.9	Ms sıcaklığı istatistiksel incelemesi	92
6.10	Kaynak sınıfı	96
6.11	BWRA'ya göre uygun ön tav sıcaklıkları	97
6.12	Karşılaştırma sonuçları istatistiksel incelemesi	100
6.13	Morosko'ya göre ön tav sıcaklıkları	101

Bu çalışmanın hazırlanması sırasında büyük emeği geçen ve engin bilgilerini benden esirgemeyen değerli hocam Sayın Prof. Nurullah Gültekin'e teşekkür eder ve yaptığımız çalışmanın bundan sonra aynı konuda araştırma yapacaklara yararlı olmasını dilerim.

ÖZET

Bir tasarımda, öncelikle ihtiyaç duyulan parçanın hangi biçimde olacağı belirlenir. Konstrüksiyon aşamasında malzemedeki beklenen özellikler de ortaya çıkar. Bu özelliklerin belirlenmesi aşamasından sonra ise uygun malzeme seçimi yapılır. Çelik, sanayide oldukça geniş kullanım alanına sahip bir malzeme grubudur. Çeliğin özellikleri ısı işlemleri yardımıyla değiştirilebilir. Bu değişimler parçanın biçimi ve malzemenin kimyasal bileşimi, fiziksel özellikleri, mekanik dayanımı gibi özellikleri ile sınırlıdır. Isıl işlem uygulamalarında parça, işlem sıcaklığına kadar ısıtılır. Burada işlemin gerçekleşmesine yetecek kadar bir süre beklenir ve daha sonra uygun bir soğuma hızı ile soğutulur. Isınma hızı, ulaşılan sıcaklık ve soğuma hızı gibi malzemenin iç yapısını direkt olarak etkileyen parametreler kontrol edilirse, istenen yapı elde edilmiş olur. Tabii ki malzemenin kimyasal bileşimi yapıyı etkileyen en temel parametredir.

Kaynak, yaygın olarak kullanılan bir imalat yöntemidir. Bir parçaya kaynak işlemi uygulandığında, o parça ısı veya basınç etkisi altında kalır. Bazı hallerde ise her iki etkinin de aynı anda uygulanması söz konusu olur. Kaynak yöntemi birleştirme amaçlı, tamir, kaplama ve kesme amaçlı olarak oldukça yaygın bir kullanım alanına sahiptir. Kaynak yönteminde kullanılan malzemelerden en yaygın olanı çeliktir. Kaynak işlemi sırasında açığa çıkan yüksek ısı, malzeme olarak kullanılan çeliğin özelliklerine etki eder. Bu etki malzemedeki beklenen bazı fiziksel ve kimyasal özelliklerin değişmesine neden olur. Bu özellik değişimlerini engellemek ve malzemedeki homojen bir yapı sağlamak için bazı önlemler almak gerekir. Bu önlemlerin en başında da özellik değişimine yol açan ısınma ve soğuma hızlarının kontrol altına alınması gelir. Bu ise kaynak parametrelerinin kontrol edilmesiyle ve ilave önlemler alınarak sağlanır. Eğer bir malzemenin kaynak kabiliyetinden söz etmek gerekirse, ilave bir önlem almadan kaynak işleminin uygulanması anlaşılır. Kaynak bölgesinin yapısı ana malzemenin yapısından farklı olmamalıdır. Bu sağlandığı takdirde ideal bir işlem yapılmış olur. Bunu sağlamak için kaynak öncesi veya sonrası tavlama, bilinen en ekonomik ve yaygın önlemdir. Bazı malzemelerin kaynağı oldukça zor olduğundan kaynak boyunca tavlama işlemi yapılması da mümkündür. Tavlama sıcaklığının belirlenmesine etki eden faktörler olarak malzemenin kimyasal bileşimi, kalınlığı ve uygulanan kaynak yöntemi sıralanabilir.

Malzemenin kaynak sırasındaki davranışları ile ısı işlem sırasındaki davranışları arasında paralellik kurarak kaynak bölgesinde istenen özelliklerin elde edilmesinin mümkün olduğu şimdiye kadar yapılan araştırmalarda görülmüştür. Bu araştırmalar incelenmiş ve yapılan deneylerde gerçeğe en yakın sonuçlar verenler ortaya konulmuştur. Böylece pratikteki uygulamalar için gerçekleşme olasılığı yüksek tahminler yapılmıştır. Bunun sonucu olarak oluşacak yapı, işleme başlamadan belirlendiği için bu yapıyı, alınacak önlemlerle istenilen hale getirmek mümkün olmuştur. Bu araştırmalar sonucu, malzemenin kalınlığına ve kimyasal bileşimine göre uygun çalışma şartlarının belirlenebilmesi için bazı tedbirler de önerilmiştir.

ABSTRACT

First, the shape of the needed work piece is determined. The properties of the material come out during construction phase. The appropriate work piece is selected after these properties are determined. Steel is a material that has been widely used in the industry. The properties of steel can be changed by heat treatment. These changes are restricted by the shape, chemical composition, physical properties, mechanical strength of the material. During heat treatment applications, the work piece is heated until the process temperature. Then, it is halted until the process has completed and then the work piece is cooled with an appropriate cooling rate. The desired structure can be obtained, if the parameters that are directly effecting the material microstructure like heating rate, attained temperature and cooling rate, are controlled. Naturally, the chemical composition of material is the main parameter effecting the structure. Welding is a common production process.

When welding process is applied to a work piece, that work piece is exposed to heat or pressure. In some circumstances, both heat and pressure can be applied together. Welding has a wide range of application such as connection, repair, coating and cutting. In welding operations, the work piece is usually steel. The heat generated during welding operation effects the properties of the steel used as a work piece. This affect causes a change in the expected physical and chemical properties of the material. In order to avoid these changes and to achieve homogeneity some precautions must be taken. Major precaution is to control the heating and cooling rate, that causes changes in the properties of material. This can be secured by controlling welding parameters and taking additional precaution. The weldability of material is to weld a material without taking additional precautions. The structure of the welded area shouldn't be different than the work piece material. This make the ideal process possible. Preheating and postheating are the most economical and common processes used for this purpose. In some circumstances such as welding a material that has poor weldability, annealing during welding is possible. The chemical composition of material, thickness, applied welding process are the factors that determine the annealing temperature.

The researches carried out up to now, state that the behavior of the material during welding and heat treatment show a similar trend. These researches are examined and the results of the experiments that reflect actual situations are presented. Thereupon, estimations that are most likely to occur in practice, are made. Since the structure attained after welding is determined before hand, it is possible to achieve the desired structure by taking precautions. With the help of this research, the appropriate working conditions are determined by the material thickness and chemical composition of the material.

1.0 GİRİŞ

Bu çalışmada başlıca üç konu ve aralarındaki bağıntılar üzerinde durulmuştur. Çelik, kaynak ve ısı işlemi.

Metalsel malzemelerin şekillendirilmesinde pek çok yöntem uygulanmaktadır. Bu yöntemler, malzeme, parçanın şekli, kullanılacağı yer ve maliyet gibi özellikler göz önüne alınarak uygun şekilde seçilirler.

İmalat yöntemleri arasında kaynak yönteminin önemi, teknolojik gelişmelere de bağlı olarak hızla artmaktadır. Son yıllarda kaynak yönteminin daha etkin kullanılmasını amaçlayan araştırmacılar kaynak kabiliyeti olarak adlandırılan ve malzemelerin öngörülen koşullarda önem almadan kaynak edilmesi olarak tanımlanabilecek bir kriter üzerindeki çalışmalarını yoğunlaştırmışlardır.

Bugün sanayide yaygın olarak kullanılan çelik, bilinen tüm imal yöntemlerinde kullanılabilir. Çelik içinde yer alan alaşım elementleri ise malzemenin kullanılacağı yer ve uğrayacağı işlemlere göre sahip olması gereken özellikleri sağlar. Çelik seçiminde ise esas olarak şu faktörler göz önüne alınır:

- Çeliğin özellikleri
- Bulunabilirliği
- Maliyeti

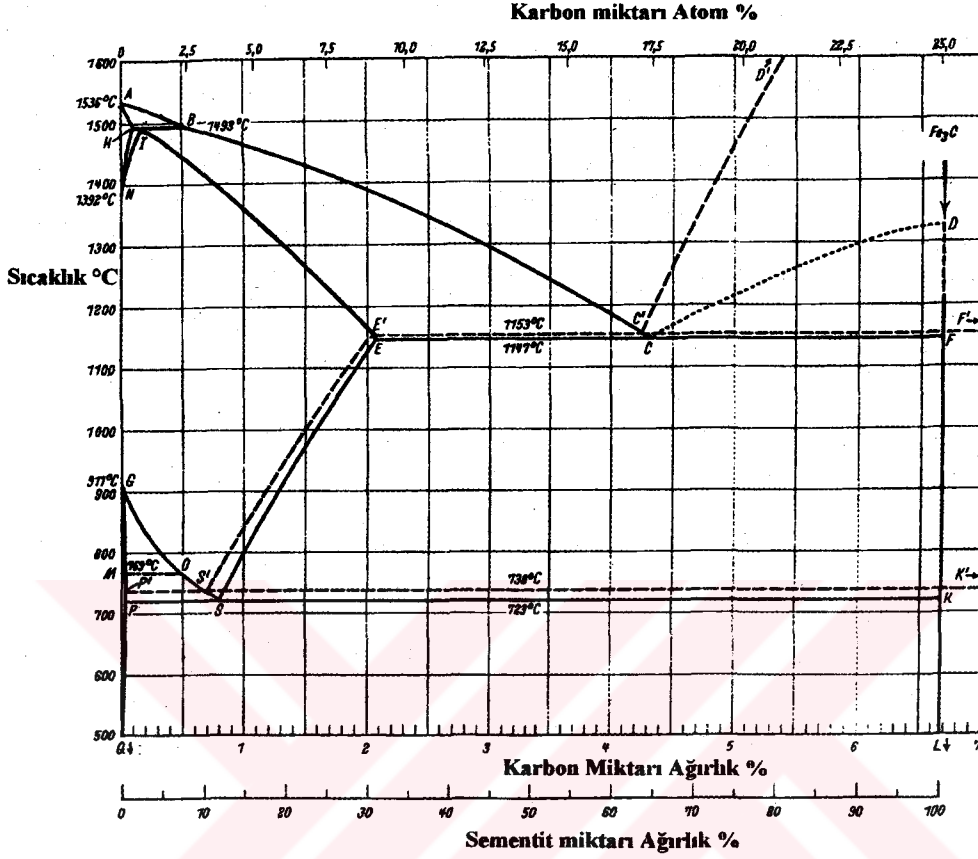
Tasarımı yapılmış parçanın işlevini yerine getirebilmesi için belirlenen özellikler çelik seçimindeki teknik yöndür. Çeliğin kimyasal, fiziksel, metalurjik ve mekanik özelliklerinin bilinmesi, konstrüksiyon açısından faydalıdır.

Teknik seçime paralel olarak bulunabilirlik de oldukça önemlidir. Üretimi sağlıklı yapılamayan ve yaygın olarak bulunamayan çelik, teknik seçim yapılırken göz önüne alınmalıdır.

Çeliklere uygulanan işlemlerden en yaygın olanı şüphesiz ısı işlemlerdir. Isıl işlem demek malzemenin fiziksel özelliklerini sıcaklık ve ısı enerjisi ile değiştirmektir. Isıl işlem, imalat sanayinde kullanılan pek çok takım, kalıp, aparat ve makinaya kendilerinden beklenen özellikleri kazandırmak amacıyla uygulanan bir yöntemdir. Genellikle parça, ısı işlem öncesi bazı operasyonlardan geçtiği için bu safhada yapılacak bir hata önceki işlemlerin maliyetlerini de üzerinde taşır. Kaynak işlemi ile birlikte uygulanan ısı işlemler ise çeliğin soğuma esnasında yapısında meydana gelen değişikliklerden doğabilecek zararları önlemek amacıyla gerçekleştirilirler. Özellikle, sertleşme kabiliyeti yüksek olan çelikler, kaynak sırasında östenit sıcaklığı kadar ulaştıklarından soğurken yapısal değişime uğrarlar ve yapıdaki martenzit yüzdesi artar. Bu yapı değişiklikleri TTT (zaman-sıcaklık-dönüşüm) diyagramları yardımı ile izlenebilirler. Hızlı soğuma ile iç yapıda oluşan gerilmeler konstrüksiyonun durumuna göre çatlamalara neden olabilirler. Bunu önleyebilmek için kaynak işlemi ile birlikte ısı işlemler uygulanır. Bu işlemler kaynak öncesi, kaynak sırasında ve kaynak sonrası olmak üzere çeşitli şekillerde uygulanabilir. Uygulanan ısıl işlemle parçanın daha sağlıklı kaynak edilmesi sağlanmış olur.

2.0 ÇELİKTEKİ DÖNÜŞÜMLER

2.1 DEMİR-KARBON DENGİ DİYAGRAMI



Şekil 2.1 Fe-C Diyagramı

Saf demir 1535°C 'ta katılaşır. Katılaşma sıcaklığı AB boyunca azalır, α fazının eşdeğeri δ fazı çöker. γ fazının çekirdekleri B geçiş noktasında belirir, C ötektidine kadar devam eder. Bundan sonra Fe₃C sementitin ergime sıcaklığına kadar çıkar.

A₃ dönüşüm çizgisinin üstündeki katı fazda stabil faz γ katı eriyidir. C noktası karbonun γ katı eriyi içinde eriyebilme sınırına rastlar. $\gamma \rightarrow \alpha$ değişmesi GS çizgisi boyunca oluşur. GPR çizgisinde karbonun α demiri içinde eriyebilme sınırına rastlar.

Sementit, aşırı doymuş östenitten ES çizgisiyle ayrılır.

S ötektoidi, $\gamma \rightarrow \alpha$ değişmesinin ve sementit ayrımının bitiş noktası olup yaklaşık %0.83 C civarındadır. Yukarıdaki değişmelerin bitmesiyle perlit diye adlandırılan bir çökeltme oluşur.

Demir-Karbon diyagramında iki ayrı denge durumu mevcuttur. Bunlardan biri demir ve karbon arasındadır. Diğeri ise demir ve sementit (Fe₃C)arasındadır. Normal demir karbon diyagramında her iki denge hali birlikte gösterilir. %100 Fe₃C üzerindeki bileşimlerin teknik kullanımı önemsiz olduğundan demir karbon diyagramları %7 karbona kadar çizilirler.

2.2 ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Alüminyum -Al

Ergime noktası 658 C°

Hem oksit temizleyici hem de nitratlamanın en sık kullanılan, en güçlü maddesidir, dolayısıyla yaşlanmaya dayanım üzerinde çok olumlu bir etkisi vardır. Çok küçük dozlarla ilave edildiğinde, ince tane oluşumunu kolaylaştırır. Azotla birleşen ve yüksek sertlikte nitrat oluşturan alüminyum, nitrürleme yapılacak çeliklerde genelde alaşım elemanı işlevi görür. Sıcakta oksit temizleyici görevi yapar ve sonuç olarak, sık sık ateşe dayanıklı ferritlenmiş çeliklere ilave edilir. Alaşımız karbon çeliklerinde, yüzeyde alüminyum kullanılarak sıcakta dezoksidasyon iyileştirilebilir. Alüminyum, γ bölgesini büyük ölçüde azaltır. Manyetik giderme kuvvetinde güçlü bir yükselme nedeniyle, alüminyum demir-nikel-kobalt-alüminyum'dan daimi mıknatısların alaşımına giren maddedir. Krom-silisyum-molibdenli ateşe dayanıklı çeliklere %0.8 Al ilavesi, sıkı, iyi tutan, koruyucu alüminyum oksit kabuğu oluşturarak tufal dökmeye dayanımı artırır.

Bor -B

Ergime noktası 2300 C°

Bor, nötron emişi yönünden yüksek bir yeteneğe sahip olduğu için, kontrol cihazları ve atom enerjisi tesisleri koruyucuları için çelikleri değersiz madenlerle karıştırmakta kullanılır. Akma noktasını ve dayanımı çoğaltmak için östenitik 18/8 CrNi çelikleri sertlik çökmesi yoluyla bor ile zenginleştirilebilir. Ancak, bu işlemle korozyona dayanım azalır. Bor yardımıyla sağlanan çökme, yüksek derecedeki sıcaklıklarda, yüksek sıcaklıktaki östenitik çelik tiplerinin dayanım özelliklerini artırır. Yapı çeliklerinde, bu madde sertleşme yoluyla iyileşir, yani sementasyon çeliklerinin merkezindeki dayanımında bir yükselmeye neden olur. Borla alaşımlanmış çeliklerin kaynak kabiliyetinde bir azalma beklenmelidir.

Karbon -C

Ergime noktası 3540 C°

Karbon, çelik için en önemli ve etkili alaşım maddesidir. Fakat, karbon ilavesine ek olarak üretim sırasında alaşımız çeliklerde istem dışı şekilde silisyum, mangan, fosfor ve kükürt bulunur. Özel etkiler yaratmak ve mangan ile silisyum içeriklerinde kontrollü bir artış sağlamak amacıyla daha fazla alaşım maddesi ilave edilmesi sonuçta alaşımız çelik oluşumunu sağlar. Artan karbon içeriğiyle, çeliğin dayanımı ve sertliği artar, fakat uzama, dövülmeye dayanım, kaynak kabiliyeti ve işlenebilirliği azalır. Su, asit ve sıcak gazlara olan korozyon mukavemeti pratikte karbondan etkilenmez.

Krom -Cr

Ergime noktası 1920 C°

Krom, çelikleri yağ ve havayla sertleşebilir hale getirir. Martenzit oluşumu için gereken kritik soğuma oranı düşürüldüğünde, Cr sertleşme kabiliyetini artırır. Dolayısıyla, sertleşme ve temperlenmeye hassasiyeti iyileşir. Çentik darbe tokluğu düşer ancak, süneklik ise çok daha az düşer. Kaynak kabiliyeti, saf krom çeliklerde artan krom içeriğiyle düşer. Çeliğin çekme dayanımı %1 kromda 80-100 N/mm² artar. Krom, bir karbür oluşturunusudur. Karbürler, aşınma direncini yükseltir. Krom, demir karbürlerini ayrıştırıp tane sınırlarını dağıtarak, yüksek sıcaklığa ve basınçlı sıcak hidrojene karşı dayanımı sağlar. %13'ten fazla krom, çeliğin korozyona karşı dayanıklı olmasını sağlar. Bu element γ fazını azaltır ve bu yüzden ferrit alanı genişler. Ancak, östenitik Cr-Mn ve Cr-Ni çeliklerinde östeniti sabitleştirir. Elektrik ve ısı iletkenliğini azaltır. Kromun alaşım elementi olarak en büyük sakıncası tane büyümesine eğilimi sonucu gevrekleşmeyi teşvik etmesidir.

Bakır -Cu

Ergime noktası 1084 C°

Bakır çok az çelik alaşımına ilave edilir. Zira bakır, kav tabakası altında toplandığında tane sınırlarına nüfuz ettiğinden ve sıcak şekil verme işlemlerinde yüksek yüzey hassasiyetine sebep olduğundan, çelikte bir problem olarak kabul edilir. Akma noktası ve akma noktası/akma dayanımı oranı azalır. %0.3'ün üzerinde bakır içermesi çelikte çökelme sertleşmesine neden olabilir. Sertleşme kabiliyetini geliştirir. Kaynak kabiliyeti pratikteki alaşımlamada bakırdan etkilenmez. Alaşım ve düşük alaşım çeliklerde, bakır atmosferik korozyon etkisini önemli derecede azaltır. Aside dayanıklı yüksek alaşım çeliklerde %1'in üzerinde bakır hidroklorik ve sülfirik aside karşı direnci artırır.

Mangan -Mn

Ergime noktası 1221 C°

Mangan, oksit temizleyici özelliğe sahiptir. Kükürt ve mangan, mangansülfat oluşturur, bu da demir sülfadın istenmeyen etkisini azaltır. Bu özellik, otomat çeliklerinde çok önemlidir, çünkü işlemede yanarak kırılma riskini azaltır. Mangan, kritik soğuma hızını azaltır, bu da sertleşilmeyi artırır. Akma noktası ve dayanımı, mangan ilavesiyle artırılır. Mangan, dövme kabiliyeti, kaynak kabiliyeti ve sertlik nüfuz etme derinliğini artırır. %4'ten fazla mangan içerdiğinde yavaş soğumayla kırılma martenzit yapı oluşumuna yol açabilir, ki alaşımlama aralığı zorlukla kullanılır. %12'den fazla mangan içeren çelikler, eğer karbon içeriği de aynı oranda yüksek ise östenitiktir. Çünkü, mangan γ fazını genişletir. Mangan yüksek sıcaklıktaki uzama katsayısının artışına neden olurken ısı ve elektrik iletkenliğini azaltır. Mangan da, nikel gibi östeniti stabilize etmesine karşın, nikelin aksine karbürleri stabilize etme etkisi olup Mn₃C karbürünü oluşturur.

Molibden -Mo

Ergime noktası 2622 C°

Molibden genellikle diğer elementlerle alaşımlanır. Kritik soğuma oranını düşürerek sertleşme kabiliyetini yükseltir. Örneğin CrNi ve Mn çeliklerinde, meneviş kırılma oranını önemli ölçüde azaltır ve ince tane oluşumunu destekleyerek kaynak kabiliyetini olumlu şekilde etkiler. Akma noktası ve dayanımını yükseltir. Mo içeriğindeki yükselmeye, dövülebilme kabiliyeti düşer. Böylece, sözü geçen karbür oluşturunca, yüksek hızda çelikte kesme özellikleri iyileşir. Bu, korozyon mukavemetini yükselten elementlere aittir ve dolayısıyla, yüksek alaşımlı Cr çeliklerde ve östenitik CrNi çeliklerinde sık sık kullanılabilir. Yüksek Mo içerikleri çekirdeklenme hassasiyetini azaltır. γ fazındaki önemli sınırlamayla, fazlaşan yüksek sıcaklık dayanımı, çökme mukavemetini düşürür.

Azot -N

Ergime noktası -210 C°

Bu element çelikte hem bir problem hem de alaşım elementi olarak işlev görebilir. Birincisi, çökelme süreciyle toklukta azalmanın yaşanmaya hassasiyet ve mavi kırılma doğurması nedeniyledir. Ayrıca bu, alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerdeki kristaller arası gerilim çatlaması ihtimaliyle de ilgilidir. Bir alaşım elementi olarak N, γ fazını genişletir ve östenitik yapıyı sabitleştirir. Paslanmaz östenitik çeliklerde dayanımı ve bunun da ötesinde akma noktası ve sıcakta mekanik özellikleri artırır. Nitrasyon esnasındaki nitrür oluşumunun sonucu olarak N, yüzeyde yüksek sertlik oluşumuna izin verir.

Niyobyum -Nb

Ergime noktası 1950 C°

Özellikle yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılır. Akma dayanımını ve az da olsa çekme dayanımını artırır. %0.2 Nb ilavesi orta karbonlu çeliklerin akma dayanımını 70-100Mpa kadar artırır. Nb alaşımlı YDDA çeliklerinin özelliklerini en yüksek düzeyde tutmak için sıcak haddelemede son paso sıcaklığı olabildiğince düşük tutulur ve haddeleme sonrası hızlandırılmış soğuma kullanılır.

Nikel -Ni

Ergime noktası 1453 C°

Ni, düşük sıcaklık aralıklarında bile, yapı çelikleriyle beraber çentik tokluğunda önemli bir yükselmeye neden olur. Bunun için, ısıtma işlemi çeliklerinin tokluğunu artırmak amacıyla alaşım elementi olarak kullanılır. Değişme noktalarının tamamı (A_1 - A_4) nikel ile düşer. Karbür oluşturunca değildir. γ alanındaki güçlü bir genişleme sonrasında, %7'lik yüksek miktardaki Ni, yüksek Cr miktarlı ve kimyasal dayanımlı çeliklere uygundur. Yüksek yüzdelere ilave edilse bile, sadece Ni çeliği paslanmaya karşı daha az hassas hale getirebilir. Fakat yine de, östenitik Cr-Ni çeliklerinde kimyasal maddelerin etkisine karşı önemli bir dayanıma yol açar. Bu çeliklerin oksitlenme maddelerine olan dirençleri

karbonla elde edilir. 600 C°'lık yüksek sıcaklıkta, östenitik çelikler, kristalleşme ısıları önemli bir düzeye çıktığı için, sıcağa daha yüksek bir mukavemet gösterirler, ve bunlar tabii ki magnetlenmezler. Isıl ve elektriksel iletkenlik önemli ölçüde düşmüş olur.

Fosfor -P

Ergime noktası 44 C°

Fosfor, genelde çelikte bir problem olarak kabul edilir. Çünkü, P karışımın katılaşmasında birincil segregasyonu yaratır. Ayrıca, katı durumda, γ fazının söz konusu sınırlanmasına bağlı olarak ikincil bir segregasyon olasılığına da neden olur. Hem α hem de γ kristalindeki düşük yayılma oranının sonucu olarak, ortaya çıkan segregasyon güçlükle düzeltilebilir. Homojen bir P dağılımı güçlükle elde edilebildiği için, P içeriğini düşük tutup, buna bağlı olarak yüksek kademeli çeliklerde 0.03-0.05%'lik üst limit için uğraşmak amacıyla çaba göstermek gerekir. Ayrımın boyutu kesin olarak belirlenemez. Çok düşük miktarlarda bile, P gevrek kırılma eğilimini artırır. P kırılması, C içeriğindeki artışla, yükselen sıcaklık sertleşmesiyle, tane boyutu ve dövme yoluyla sağlanan azalma oranındaki düşmeyle yükselir. Kırılma, soğukta ve darbe etkisine hassasiyet olarak ortaya çıkar. Yaklaşık %0.1'lik C içerikli düşük alaşımlı yapı çeliklerinde, P dayanımı ve atmosfer etkilerine olan korozyon mukavemetini artırır. Cu da bu mukavemetin pekişmesini sağlar. Östenitik Cr-Ni çeliklerinde, P ilaveleri akma noktasında bir yükselmeye ve çökelme etkilerine neden olabilir.

Kükürt -S

Ergime noktası 118 C°

Kükürt, bütün çelik içeren elementler içinde en fazla segregasyonu yaratır. Bu nedenle çelik bileşiminde olabildiğince düşük tutulur. Kükürt oranı arttıkça enine süneklik ve çentik darbe tokluğu düşer. Kükürt Mn ile dengelenmez ise sıcak gevreklik yaratır. Özellikle düşük karbonlu ve düşük manganlı çeliklerde yüzeyi bozar. Kaynak kabiliyetini düşürür.

Silisyum -Si

Ergime noktası 1414 C°

Silisyum, çelik üretiminde dezoksidan olarak kullanılan temel elementlerden biridir. Çeliğin aşınma dayanımını ve sertliğini artırır. Düşük karbonlu çeliklerde yüzey kalitesini olumsuz yönde etkiler. Dökme çeliklerde çeliğin yoğunluğunu artırır. Yüksek oranlarda Si içeren yüksek alaşımlı çelikler yüksek aşınma direnci gösterirler fakat dövülemezler ve gevrek bir yapı oluşur. Düşük Watt kaybına sahip olduğundan, Si genelde elektrik kalitesi aranan sac levhalarda kullanılır.

Vanadyum -V

Ergime noktası 1726 C°

Karbür oluşumunu sağlar. Bu da aşınma direncini artırır ve yüksek sıcaklıkta dayanım sağlar. Bu yüzden, öncelikli olarak yüksek hız, sıcak şekil verme ve sürünmeye dirençli çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılır. V, taneleri incelttiğinden ve havada sertleşmeye engel olduğundan ıslah çeliklerinin kaynak kabiliyetini artırır. V, γ fazını sınırlar ve Curie noktasını yüksek sıcaklıklara taşır.

Wolfram -W

Ergime noktası 3380 C°

W oldukça yaygın bir karbür oluşturunusudur. γ fazını sınırlar, tokluğu artırır ve tane büyümesini önler. W, yüksek sıcaklıkta dayanımı artırdığı gibi yüksek sıcaklığa direnci de artırır. Böylece, kesme kabiliyeti artar. Bu yüzden, yüksek hız ve sıcaklık çeliklerine alaşımlanır. Ayrıca, sürünmeye dayanıklı çelik tiplerine ve ultra sert çeliklere de alaşımlanır. Miknatıslığı giderici kuvveti artırır.



2.3 ÇELİĞİN ISITILMASINDA YAPI DÖNÜŞÜMLERİ

Çelik A_1 alt dönüşüm sıcaklığının hemen üzerindeki sıcaklığa ısıtıldığında, çeliğin yapısında mevcut perlitten östenit oluşmaya başlar. Östenit daima ferrit ve sementit kristallerinin ortak yüzeylerinde oluşur.

Östenitin içerdiği karbon miktarı, ferrit ve sementitin karbon miktarından çok farklıdır. Bu nedenle östenit oluşumu için önemli ölçüde karbon atomu hareketi, yani yayınma gereklidir. Bu şekilde östenit çekirdekleri oluşur ve bu çekirdekler büyüyerek perlitin tamamını östenite dönüştürür. Perlitin ısıtıldığı sıcaklık A_1 'in ne kadar üzerinde ise o kadar çok sayıda östenit çekirdeği oluşur. Çünkü çekirdeklenme hızı ve çekirdeklerin büyüme hızı o kadar yükselir. Verilen bir sıcaklık için oluşan çekirdek sayısı, çeliğin karbon miktarı arttıkça ve ısıtma öncesi yapıdaki sementitin ince dağılma derecesi yükseldikçe artar.

Ferrit - sementit karışımının östenite dönüşme olayı, başlangıçtaki yapı, ince levhalı perlitse en yüksek hızda, kaba levhalı perlitse en düşük hızda oluşur. Sementit ince yapılı ise, sementit ferrit ortak yüzeyinin alanı en fazladır. Bu ise östenit çekirdeklenme hızını ve çekirdeklerin büyüme hızını artırır.

Tüm bunları özetlemek gerekirse östenitin oluşumu üç safhada meydana gelir:

- Östenit çekirdeğinin oluşması
- Çekirdeğin ferrit ve sementiti yiyerek büyümesi
- Östenitin karbon içeriğinin tüm noktalarında aynı değere ulaşması

Ötektoid altı çeliklerde A_1 sıcaklığı geçilince, perlit östenite yukarıda açıklandığı şekilde dönüşür. Sıcaklık A_1 'den A_3 'e doğru yükseldikçe ötektoid dışı ferrit östenite dönüşmeye başlar. A_3 sıcaklığı geçildiğinde yapıda bir miktar ferrit kalır ve östenit karbon miktarı açısından homojen değildir. Ötektoid üstü çeliklerde ise düşük östenitleme sıcaklıklarında yapıda bir miktar sementit kalır. Sıcaklık yükseldikçe östenit daha homojen bir hale gelir.

Çeliğin östenitlenmiş yapısı ne kadar homojen olursa, yavaş soğuma sonrası elde edilen yapı o kadar levhalı perlit olur. Yapı ne kadar heterojense sementit yavaş soğuma sonrası o kadar küresel bir yapıya sahip olur. Sonuçta östenitleme sıcaklığı üst dönüşüm sıcaklığına ne kadar yakınsa çelik yavaş soğuma sonucu o kadar küresel sementitli yapıya sahip olur.

Denge diyagramları alaşımların hangi sıcaklıklarda hangi yapılara sahip olduğunu ve dönüşme sıcaklıklarını çok yavaş ısıtma ve soğutma için verir. Dönüşümlerin zamana bağlı olarak gelişimini zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) diyagramlarından izlemek mümkündür (yaygın kullanımı ile TTT diyagramları). Bu diyagramlar başlangıçta sadece soğutma için çizilmiştir. Ancak ısıtma işlemi de yapının oluşumunda önemli rol oynadığından artık ısıtma için de ZSD diyagramları çizilmektedir.

Çeliklerin ısıtılmasında, sıcaklığa bağlı olarak ne kadar zaman sonra nasıl bir yapının oluştuğu görülmek istenirse, çelik belirlenen koşullara uygun olarak ısıtılır ve ani olarak soğutulur. Böylece

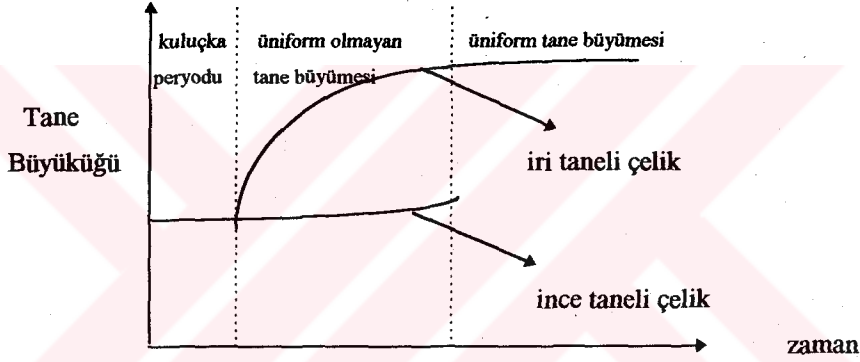
östenitin tamamı martenzite dönüşeceği için diğer yapılar dönüşmeden kalacaktır. Ani soğutma işlemi olarak suda soğutma kullanılabilir.

Bekleme sırasında östenit tanelerinin büyümesi

Çeliğin ısıtma hızı seçilirken, sıcaklıktaki artmanın östenit tanelerinin büyümesindeki etkileri gözönüne alınmalıdır. Östenitin tane büyüklüğü, ısıtma işlem sonrası mekanik özelliklere, özellikle de kırılma tokluğuna önemli ölçüde etki eder.

Östenit taneleri perlit - östenit dönüşümünün tamamlanmasından hemen sonra ortaya çıkar. Bu tanelerin boyutları birim zamanda oluşan östenit çekirdeklerinin sayısına ve büyüme hızına bağlıdır.

Östeniti sabit sıcaklıkta tutmak başlangıçta gözlenebilir bir tane büyümesi oluşturmaz. Bu evreye kuluçka periyodu denir. Bekleme sıcaklığı arttıkça kuluçka periyodu için gerekli zaman azalır. Kuluçka periyodundan sonra tane büyümesi periyodu başlar. Bu periyotta östenit tane büyüklüğü her yerde aynı değildir. Bundan sonra tane büyümesi durur ve bu sıcaklıkta beklemek sadece tane büyüklüklerinin eşitlenmesine yarar.



Şekil 2.2 Östenitin tane büyümesi

Aynı bekleme sıcaklığında, çelikteki karbon miktarının artması östenit tane büyüklüğünü artırır. Bu artma özellikle ötektoid üstü çeliklerde çok hızlı olur. Ötektoid üstü çeliklerle bazı ısıtma işlemlerinde ötektoid alanına çıkılmamasının nedeni budur. Diğer şartlar aynı iken, dökme çelikte östenit tane büyümesine eğilim, sıcak haddelenmiş çeliğe göre daha azdır.

Östenit tane büyümesine eğilim, çeliğin dezoksidasyon şekline de bağlıdır. Ferromanganez ve ferromanganez-ferrosilisyumla dezokside edilen çeliklerde östenit tane büyümesine eğilim fazladır. Bunlara iri taneli çelik adı verilir. İlave olarak alüminyumla dezokside edilen çeliklerin tane büyümesine eğilimleri daha azdır. Bunlara ince taneli çelik adı verilir. Ayrıca V, Mo ve Ti içeren çelikler de ince taneli çelikler sınıfına girerler.

Alüminyum, çelikte östenit çekirdeği sayısını artırır ve büyüme hızını azaltır. Çelikte kolayca oluşan Al_2O_3 ve AlN , östenit tane sınırlarına çökerek tanelerin büyümesini mekanik olarak engeller. Yüksek sıcaklıklarda bunlar östenit tane sınırlarını terk ederek östenitin içine girmekte ve östenit taneleri hızla büyümektedir.

İnce taneli çelik tabiri, çeliğin her zaman ince taneli olduğu anlamına gelmez. Bu, ince taneli çeliğin düşük sıcaklıklarda iri taneli çeliğe nazaran daha küçük taneli olacağı anlamına gelir.

Yapı çeliklerinde kırılma tokluğu bir önceki östenit tane büyüklüğü ile yakından ilgilidir. Önceki östenit tanelerinin büyük olması çeliğin kırılma tokluğunu önemli ölçüde azaltır. Bu nedenle etkin tane büyüklüğü, çeliğin ısıtılma işlemdeki bekleme sıcaklığı ve çeliğin östenit tane büyümesi eğilimi ile belirlenir.

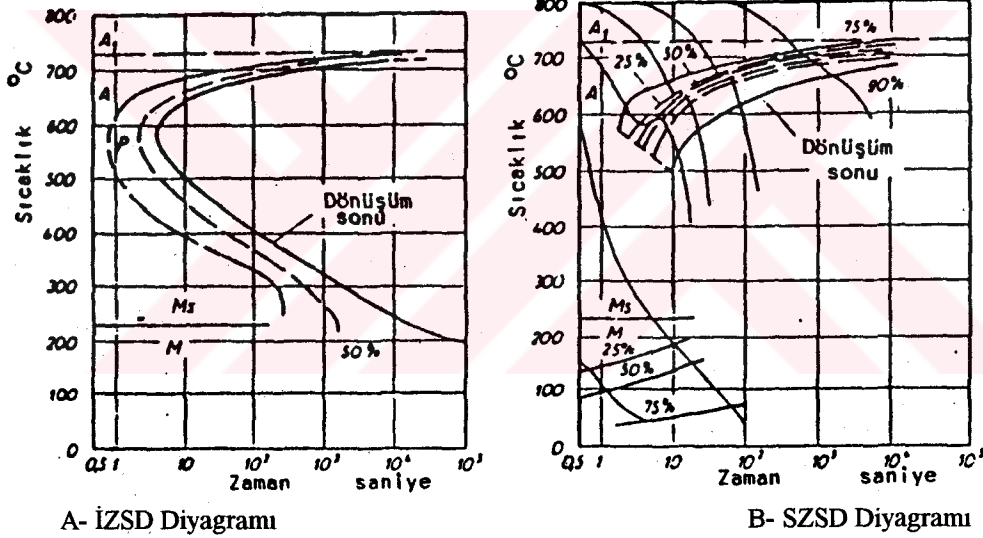
2.4 ÇELİĞİN SOĞUMASINDA YAPI DÖNÜŞÜMLERİ

Çeliğin östenit sahasından soğutulmasında meydana gelebilecek yapılar. ZSD diyagramlarından izlenebilirler. Soğuma iki türlü olabilir. Dolayısıyla bu diyagramlar da sürekli ZSD ve izotermik ZSD olmak üzere ikiye ayrılırlar.

Bir çelik östenit bölgesinden belirli sabit sıcaklıklara aniden düşürüldüğünde, bu sıcaklıklarda zamana bağlı değişim İZSD diyagramından veya yaygın kullanımı ile TTT diyagramından izlenir.

Eğer çelikteki soğuma sürekli ise SZSD veya yaygın kullanılan adı ile CCT diyagramlarından izlenir.

Bu diyagramlar aşağıda görülebilir:



Şekil 2.3 Soğuma diyagramları

Şekilde de görüldüğü gibi, soğutma hızı arttıkça, östenit dönüşüm sıcaklığı da azalmaya başlar. Verilen bir izotermal dönüşüm sıcaklığında östenit, bu sıcaklığa bağlı olarak bir süre sonra dönüşmeye başlar. Bu süreye kuluçka periyodu denir. Kuluçka süresinin minimum olduğu noktaya eğrinin burnu denir. Normal dönüşüm sıcaklığının altında dönüşüme uğrayan östenite kararsız östenit denir. Diyagramın burun noktasına teğet olan soğuma eğrisine denk gelen soğuma hızına kritik soğuma hızı V_{sk} denir. Kritik soğuma hızı yaklaşık olarak şu denklemle hesaplanır:

$$V_{sk} = (A_1 - T_{min}) / (1,5 \cdot t_{min}) \quad (^\circ\text{C}/\text{s}) \quad (2.1)$$

Burada A_1 östenit dengeli dönüşüm sıcaklığı, T_{min} ve t_{min} sırasıyla burun noktasına denk gelen sıcaklık ve kuluçka zamanıdır. Ötektoid altı çeliklerde A_1 yerine A_3 alınır.

Kritik soğuma hızı veya diyagramın burun noktasının konumu birçok faktöre bağlı olarak değişir. Alaşımız ötektoid altı çeliklerde V_{sk} çeliğin karbon miktarı arttıkça azalır, ötektoid çelikte minimuma ulaştıktan sonra ötektoid üstü çeliklerde artan karbon oranı ile artmaya başlar. Kritik soğuma hızına ayrıca östenit tane büyüklüğünün de etkisi vardır. Östenit tane büyüklüğü arttıkça kritik soğuma hızı azalır. Alaşımli çeliklerde ise, çelikteki alaşım elemanı miktarı arttıkça kritik soğuma hızı azalır.

Soğuma sırasında, çeliğin soğuma hızı kritik soğuma hızından küçükse ($V_s < V_{sk}$) ve dönüşüm T sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda tamamlanıyorsa bu ısıl işleme genel olarak tavlama adı verilir.

Çeliklerin, kritik soğuma hızı üzerindeki bir hızda soğutulması sonucu önemli özellik değişimleri meydana gelir. Martenzit adı verilen sert ve gevrek bir faz oluşur. Çeliklerdeki martenzitik yapı, kübik kafes yapısına göre farklıdır. Genel olarak ani soğutma ile elde edilen yapı tetragonal kafese sahiptir.

Martenzit sertliği esas olarak çelikteki karbon miktarına bağlıdır. Özellikle karbon miktarı arttıkça martenzitin yanında kalıntı östenit bulunur. Çeliğin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilediğinden çelik yapısında kalıntı östenitin oluşumu hiçbir zaman istenmez. Martenzit dönüşümün özellikleri şöyle sıralanabilir:

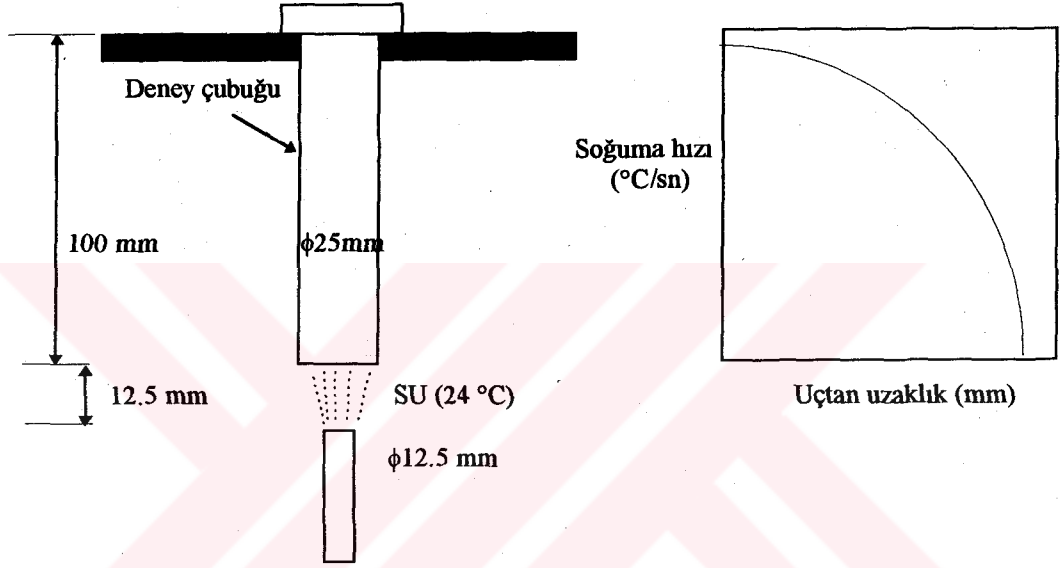
- Dönüşüm sırasında difüzyon yoktur. Yani atomların yayınmasıyla gerçekleşmez.
- Dönüşüm çeliğe özgü M_s sıcaklığı denilen sıcaklıkta başlar. M_f sıcaklığında son bulur. M_s ve M_f sıcaklıkları arasında martenzit oluşumu doğrusal olarak değişmez. M_s sıcaklığına yakın sıcaklıkta oluşan martenzit miktarı azdır.
- Östenit yoğunluğu, kafes yapısı nedeniyle, soğuma sırasında dönüşüm sonucu elde edilen tüm yapıların yoğunluklarından daha fazladır.
- Martenzit yarı kararlı bir fazdadır. Kararsız östenitle, dengeli yapı olan ferrit sementit karışımı arasında bir geçiş yapısı olarak isimlendirilebilir.

2.4.1 SERTLİK DENEYLERİ

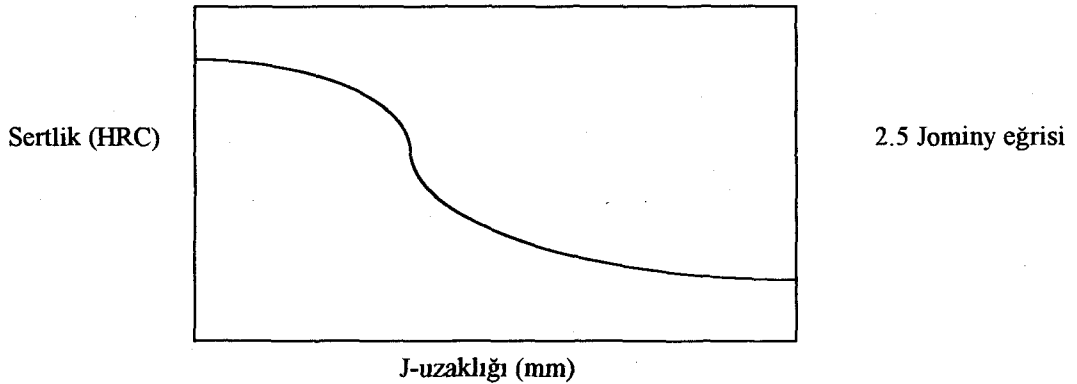
Jominy Deneyi

Bu deneyin amacı bir deney çubuğuna uçtan su vererek deney çubuğu boyunca sertliğin değişimini saptamaktır. Deneyde 25 mm çapında ve 100 mm uzunluğundaki deney parçası, östenit sahasına kadar ısıtıldıktan sonra Jominy tesisatına yerleştirilip 10 dakika süreyle su püskürtülür. Böylece çubukta su püskürtülen uçta en yüksek olmak üzere uçtan uzaklaştıkça azalan soğuma hızları tesbit edilmiş olur. Bunun sonucu olarak uçtan belirli mesafelerle farklı soğuma hızına uğrayan bölgelerde farklı özelliklerde içyapılar elde edilir.

Şekil 2.4 Jominy Deneyi



Daha sonra parça yüzeyinden eksene paralel olarak taşlanır ve uçtan itibaren çeşitli aralıklarla sertliği ölçülürse sadece o malzemeye bağlı olarak sertlik-uçtan uzaklık eğrisi çıkarılır. Bu eğriye kısaca Jominy eğrisi denilir.

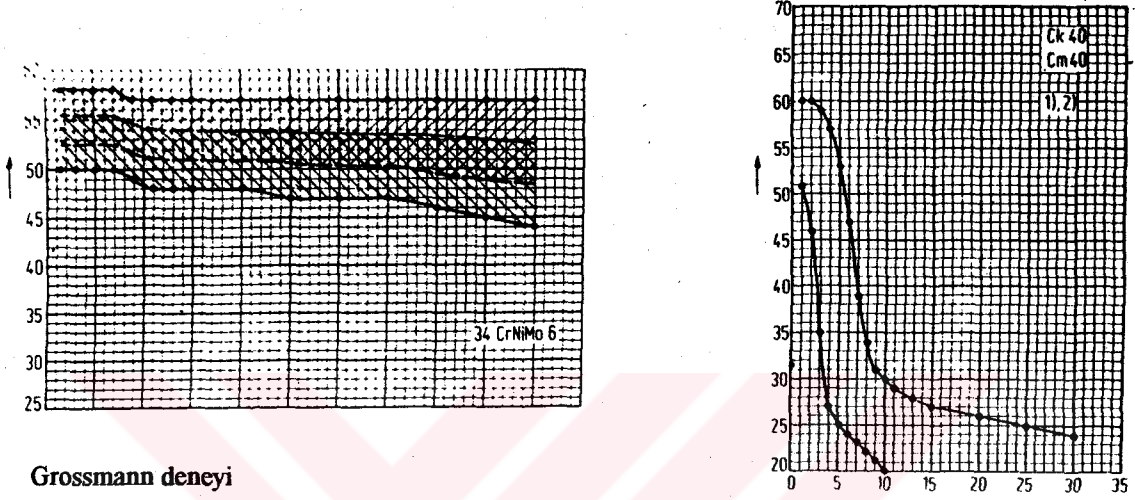


Bu eğriler taslak olarak yukarıdaki gibidir. Bu eğriler çelik üreticileri tarafından kataloglarda sertleşebilen tüm çelikler için verilir. Çeliklerin sertleşme kabiliyetlerini karşılaştırmak için Jominy

eğrilerinde %50 martenzit sertliğine denk gelen uçtan uzaklık esas alınır. Bu uzaklık ne kadar büyük ise çeliğin sertleşme kabiliyeti o kadar fazladır.

Çeliklerin kimyasal bileşimleri içinde verilen elementler belli bir aralıkta verildiği için bu aralık göz önüne alınarak aynı malzeme üzerinde çok sayıda deney yapılarak çıkan değerler grafikte toplandığında ortaya bir sertleşebilirlik kuşağı çıkmıştır. Bu kuşaklar sertleşebilirlik güvenceli tüm çelikler için mevcuttur.

Şekil 2.6 Jominy sertlik eğrisi örnekleri



Grossmann deneyi

Bu deneye göre farklı çaplarda çok sayıda çelik parçalar belirli bir soğutma ortamında sertleştirilirler. Daha sonra içyapıda %50 martenzit oluşan çubuk örnek seçilir ve bu seçilen çap kritik çap (D_0) olarak isimlendirilir. Daha sonra farklı soğutma ortamlarına göre soğutma şiddeti katsayısı (H) belirlenir. Bu katsayılar aşağıdaki tabloda verilmiştir:

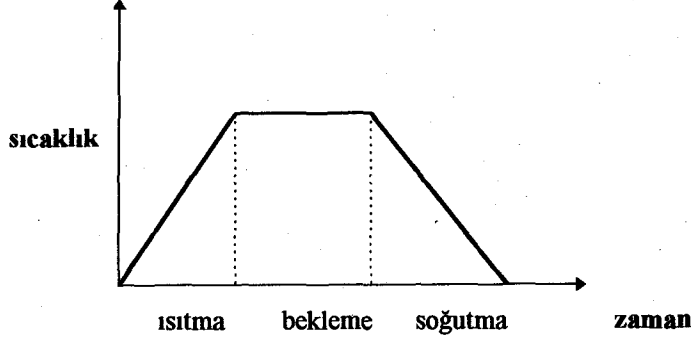
Tablo 2.1 Grossmann soğuma şiddet katsayısı

Karıştırma	Soğutma Şiddeti Katsayısı H		
	Yağda	Suda	Tuz banyosunda
yok	0.25-0.30	0.9-1.0	2.0
yumuşak	0.30-0.35	1.0-1.1	2.0-2.2
orta	0.35-0.40	1.2-1.3	
iyi	0.4-0.5	1.4-1.5	
kuvvetli	0.5-0.8	1.6-2.0	
şiddetli	0.8-1.1	4.0	5.0

D_0 çapı ideal çap değerine dönüşebilir. D_i ideal çap yüzeyin sonsuz hızda soğutulması halinde merkezinde %50 martenzit oluşan çubuğun çapı olarak tarif edilir. D_i ideal çap, çeliğin sertleşme kabiliyetinin ölçüsüdür ve soğutma şiddetinden bağımsızdır. Bu yöntemle çeliklerin sertleşme kabiliyetleri konusunda oldukça sağlıklı veriler vermesine rağmen pahalı ve uzun zaman isteyen bir yöntemdir. Bu nedenle pratik uygulamalarda Jominy sertlik eğrileri tercih edilir.

3.0 ISIL İŞLEM

Isıl işlem metalsel malzemelerin, katı halde sıcaklık değişimleri yardımıyla öngörülen özellik değişimleridir. Genel olarak ısıtma işlem uygulamalarında yer alan safhalar aşağıdaki şekilde de görüldüğü gibi, parçanın belirlenen sıcaklığa ısıtılması, bu sıcaklıkta bekleme ve oda sıcaklığına soğutulmasıdır.



Şekil 3.1 Isıl işlemin aşamaları

Malzemeden istenen özellikler ısıtma işleminin her üç safhasında da sağlanabilir. Bu üç safhayı daha detaylı incelemek gereklidir.

Isınma; malzemenin oda sıcaklığından, ısıtma işlem için gerekli sıcaklığa ulaşması sürecidir. Isınma esnasında malzemenin yüzeyindeki sıcaklık ile merkezi arasındaki sıcaklık farkı, malzemenin ısı iletim katsayısına, kütlesine ve biçimine bağlı olarak değişir. Bu nedenle malzemenin tamamının öngörülen sıcaklığa ulaşması için beklemek gereklidir. Bu süreye iç ısınma için bekleme süresi adı verilir. Malzemenin ısınırken merkezi ile sıcaklık farkının fazla olmaması istenir. Bu farkı açmamak için kademeli ısıtma veya düşük ısıtma hızı ile ısıtma yapılabilir.

Isıl işlem sıcaklığına ulaşıldığında - ki bu da en yüksek sıcaklıktır - işlemin gerçekleşebilmesi için geçen süreye bekleme süresi denir. Bu süre aynı zamanda malzemenin iç ısınmasını tamamlaması ile soğuma başlangıcı arasında geçen süredir. Beklemenin amacı atomların katı yapı içinde hareket etmesi yani yayınması için gerekli süreyi vermektir. Sıcaklık ne kadar düşükse bekleme süresi o kadar artar. Bu süre belirlenen süreyi aşarsa; elde edilen yapı daha kaba taneli olur, fırının uzun süre kullanılması ile enerji kaybı olur ve yüzeyden alaşım elementi kaybı olabilir.

Soğutma kademesi ise malzemenin bulunduğu sıcaklıktan oda sıcaklığına dönmesidir. Malzeme ısındığı ortamla veya belli bir soğutma ortamında (hava, su, vb.) oda sıcaklığına kadar sürekli soğuyabilir. Bir başka soğuma şekli ise malzemenin belli sıcaklığa soğutulup beklenmesi ve sonra tekrar soğutulması ile oda sıcaklığına kadar kademeli olarak soğutulmasıdır. Ayrıca yüksek bir sıcaklıktan belli bir sıcaklığa düşürülmüş bir ortama konulup burada yapısal dönüşümünü tamamlayıp tekrar sürekli soğutulması

olarak tanımlanan izotermik soğutma da uygulanabilir. Bazı soğutma işlemlerinde, malzemenin sıfır derecenin altına soğutulmasına ise aşırı soğutma denilir.

Tıpkı malzeme ısınırken olduğu gibi soğurken de yüzey ve merkez arasındaki sıcaklık farkından dolayı ısıl gerilmeler oluşacağı için buna uygun bir soğutma eğrisi seçilmelidir.

Çeliklerin sertliğini arttırmak amacıyla yapılan ısıl işlemlerde ani soğutma yapılarak istenilen sertlik değeri sağlanır.

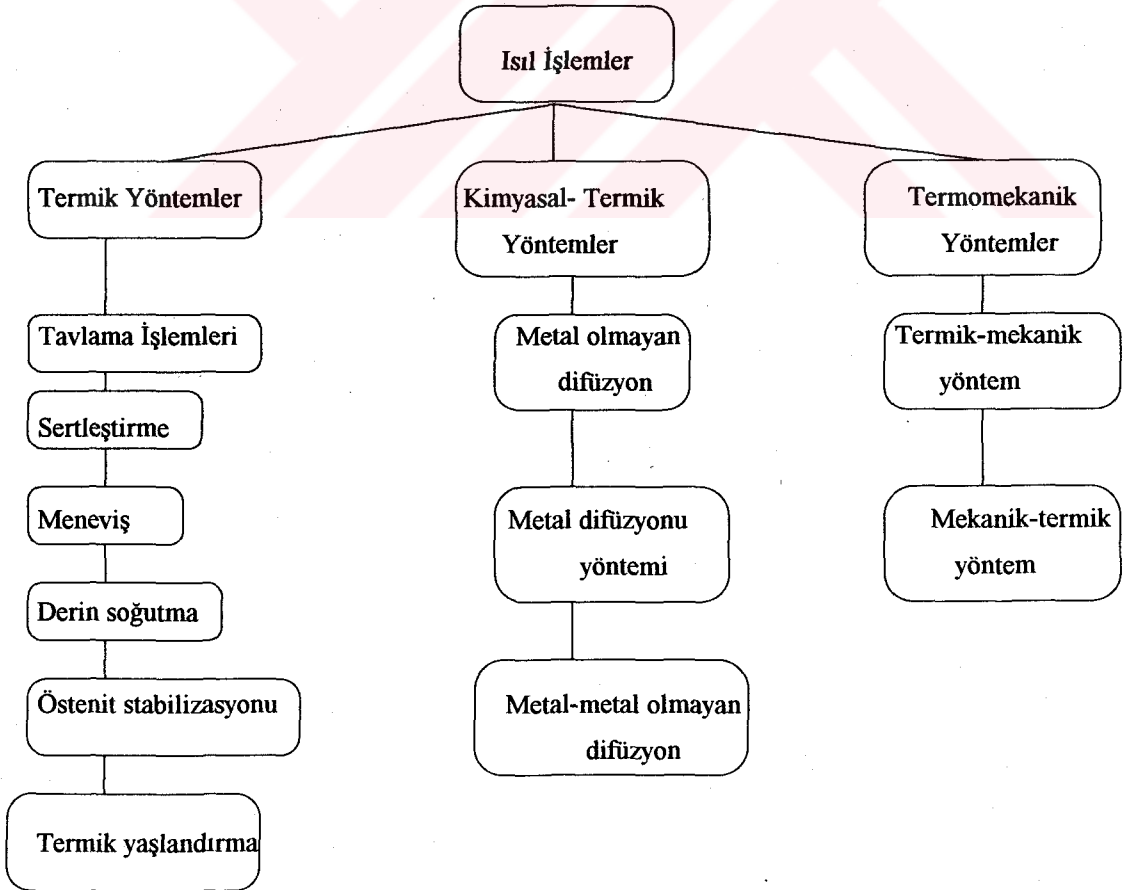
Isıl İşlem Yöntemleri

Metalsel malzemeler ısıl işlemler yardımıyla özelliklerini değiştirirken malzemenin kimyasal bileşiminde herhangi bir değişiklik yapılmaz. Sıcaklık etkisi ile kristal veya kafes yapısı yeniden düzenlenir.

Isıl işlemler yardımıyla değiştirilebilen özelliklere aşağıdakiler örnek olarak verilebilir:

- Akma ve çekme dayanımı
- Aşınma dayanımı
- Yumuşaklık
- Talaşlı işlenebilme yeteneği
- İnce taneli yapı
- İç gerilmeler yapı

Tablo 3.1 Isıl işlemlerin sınıflandırılması



3.1 ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Çeliklere uygulanan ısı işlemler, arzu edilen özelliklere göre tavlama işlemleri ve sertleştirme işlemleri olarak iki ana grupta toplanabilir. Her iki yöntemde de malzeme belli bir sıcaklığa ısıtılır, sonra beklenir ve uygun bir hızda soğutulur. Ancak amaç olarak bakıldığında; sertleştirme işlemlerinde istenilen mekanik dayanım özelliklerinin artması, tavlama işlemlerinde ise malzemenin özellik değişimlerinin sağlanmasıdır. Tavlama işlemleri ile yapının düzenlenmesi, ince veya kaba taneli bir yapı elde edilmesi, gerilmelerin giderilmesi, homojen bir yapı elde edilmesi gibi özellik değişimleri sağlanır.

Çeliklere uygulanan tavlama yöntemleri sınıflandırılırsa;

Üst kritik sıcaklığının (A_3) üzerindeki tavlamalar:

- 1- Normalizasyon Tavlaması
- 2- Difüzyon (homojenleştirme) tavlaması
- 3- Kaba tane tavlama

Alt kritik sıcaklığının (A_1) altındaki tavlamalar:

- 1- Küreselleştirme tavlaması
- 2- Gerilim giderme tavlaması
- 3- Yeniden kristalleştirme tavlaması
- 4- Menevişleme

3.1.1 NORMALİZASYON TAVLAMASI

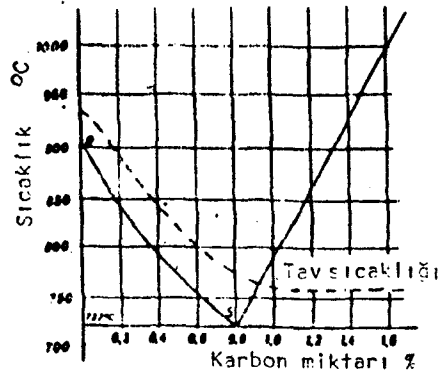
Bu tavlamanın amacı ötektoid altı çeliklerde küçük taneli, dolayısıyla mekanik özellikleri iyileştirilmiş düzgün dağılımlı bir yapı elde etmek, ötektoid üstü çeliklerde ise sonradan yapılacak küreselleştirme işlemini kolaylaştırmak ve sertleştirme amacıyla ısıtılmasında daha çabuk östenit yapıya ulaşmaktır.

Dökülmüş çelik parçalar soğuma sırasında, dövülmüş çeliklerde yüksek şekil verme sıcaklıkları nedeniyle iri taneli yapıya sahip olurlar. Ayrıca yüksek sıcaklıklarda difüzyon tavlama görmüş parçalarda da tane irileşmesi olur. Bu tane irileşmesini gidermek için normalleştirme tavlama uygulanır. Bu tavlamanın uygulanışı ötektoid altı çeliklerde A_3 , ötektoid üstü çeliklerde ise A_{cm} sıcaklığının 30 ile 50 °C üzerinde tutma ve sakin havada soğutma şeklindedir. Tavlamanın amacına ulaşması, yani ferritik ve perlitik yapıların tam çözülmesi ve bunun sonucu meydana gelen östenit kristallerinde difüzyon olayı ve ötektoid üstü çeliklerde sementitin şekillenmesi için parçanın merkezinde işlem sıcaklığına ulaşıldıktan sonra bu sıcaklıkta beklenmesi gerekir. Bu süreye etki eden faktörler yapıdaki karbon dağılımı, ısı iletim kabiliyeti ve malzemenin kalınlığıdır.

Soğutmada genelde sakin hava ile yeterli ince taneli yapı elde edilir. Daha fazla tane küçülmesi istenirse veya iç kısmı yavaş soğuyan kalın kesitler söz konusu ise hareketli havada seçilebilir. Ancak bu gibi durumlarda istenmeyen gerilmelerden kaçınmak için 723°C' ye kadar hızlı soğutma ve fırın içinde yavaş soğutma yapılmalıdır.

Sertleştirilmiş ve soğuk şekil verilmiş çelik, normalleştirme tavi sonucu yumuşar, tavllanmış çelik ise, bu işlem sonucu sertleşir. Normalizasyon, alaşımlı ve alaşımsız dövme ve dövme çeliklere uygulanır. Parçanın şekil ve boyutları su verme sonucu çatlama, çarpılma ve aşırı boyut değişimine neden olabilecekse, arzu edilen mekanik özellikler elverdiği taktirde; normalleştirme, suverme yerine kullanılabilir. Karbon miktarı %0.2'den az olan çeliklere normalleştirmeden başka bir ısı işlemi yapılamaz. Orta ve yüksek karbonlu çelikler doğrultma, soğuk şekil verme ve talaş kaldırma işlemleri için sertliğin azaltılması için genelde bir tavlama işlemine tabi tutulurlar. Alaşımlı çeliklerde havada soğutma sonrası sert yapı oluşabilir. Bu durumda 550 - 600 °C'de bir temperleme işlemi gerekebilir. Ötektoid üstü alaşımlı çelikler sementit ağı tamamen veya kısmen ortadan kaldırmak için normalizasyon işlemine tabi tutulurlar. Küresel yapı çok daha iyi talaş kaldırma kabiliyeti verir ve sonraki sertleştirme işleminin daha sağlıklı olmasını sağlarlar. Uygulamada kalın kesitli parçaların normalizasyon tav sıcaklığı, ince parçalara nazaran daha yüksek tutulur. Dövme parçalar karbürleme veya suvermeden önce normalleştirildiğinde, normalleştirme sıcaklığının üst sınırı kullanılır. Ancak işlem son ısı işlemse alt sıcaklık kullanılır. Sıcak olarak haddelenmiş çelik levhalar tane boyutlarını küçültmek, doğrultuya bağlı özelliklerini minimuma indirmek ve istenen mekanik özellikleri kazandırmak için normalizasyon tavisine tabi tutulurlar.

Özet olarak, mümkün olduğunca ince taneli bir yapıya ulaşmak amacıyla normalizasyon tavlama uygulandığında , parçalar dönüşüm bölgesine kadar yavaş ısıtılabilir. Ancak işlem dönüşüm bölgesi hızlı geçilecek şekilde yapılmalıdır. Bekleme sadece dönüşüm tamamlanıncaya kadar yapılmalı ve hemen havada soğutma yapılmalıdır. Isıl gerilmeleri azaltmak amacıyla, 600°C ' den itibaren soğutma fırında yapılabilir. Normalizasyon tavlama sıcaklığının birkaç kez uygulanması çok kaba taneli yapının, çok ince taneli yapıya dönüşmesini sağlar.



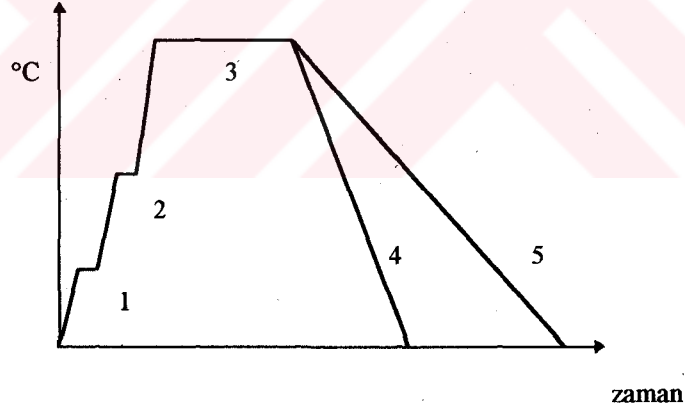
Şekil 3.2 Alaşımsız çeliklerin normalizasyon tavlama sıcaklığı

3.1.2 DİFÜZYON (HOMOJENLEŞTİRME) TAVLAMASI

Döküm yolu ile elde edilen parçaların yapısı dendritiktir ayrıca, yapı içinde kimyasal bileşim farklılıkları vardır. Bu olumsuzlukları gidermek yani homojen bir yapı elde edebilmek için difüzyon tavlama uygulanır.

Tavalamaya yapılabilmesi için çeliğin difüzyon hızının yüksek olduğu sıcaklıklara çıkılması gerekir. Bu yüksek sıcaklıklarda yüzeyde kav oluşma tehlikesi ve tane yapısının kabalaşması olayı meydana geleceğinden uzun süre beklenmez. Karbonun tane içindeki dağılım farklılığı, yüksek sıcaklıklara çıkıldığında hızla dengelenir.

Kaba taneli bir yapı oluşumu yalnızca tavlama sıcaklığı ve bekleme süresine bağlı değildir. Bu oluşuma çeliğin üretim tarzı, katılaşma koşulları, alaşım elementleri ve miktarları, etki eden diğer unsurlardır. Çeliklerde tane kabalaşması için 1100 - 1300°C sıcaklıkta 3 ila 4 saat gibi bir sürede beklenmesi gerekir. Çeliklerin difüzyon tavlamasındaki üst sıcaklık değeri çeliğin karbon miktarına bağlıdır. Karbon miktarı arttıkça katılaşma sıcaklık eğrisi düştüğü için tavlama sıcaklık değeri de düşer. Üst sıcaklık değerinin üzerine çıkıldığında tane kabalaşmasının yanı sıra yanma tehlikesi vardır. Tane kabalaşması sonradan yapılacak bir normalizasyon tavlaması ile giderilebilir. Ancak malzeme yanarsa telafisi mümkün değildir. Tavlama işlemi için seçilen sıcaklık ne kadar yüksekse bekleme süresi o kadar kısaldır. Ancak kav oluşma tehlikesi vardır. Difüzyon tavlamasının aşamaları aşağıda verilmiştir.



Şekil 3.3 Difüzyon tavlaması aşamaları

Aşamalar:

- 1 ve 2 -Ön ısıtma (çatlama riskini önlemek için)
- 3 -Bekleme (4- 40 saat)
- 4 -Havada soğutma (dizisel yapının giderilmesi için)
- 5 -Fırında soğutma (bileşim farklılıklarını giderebilmek için)

Difüzyon tavlama yüksek sıcaklık ve uzun süre gerektirdiği için oldukça pahalı bir yöntemdir. Yüksek sıcaklık ve uzun süre, yüzeyden malzeme kaybına da yol açar. Bu nedenle işlemden sonra yüzey talaşlı işlemlerle temizlenerek ek bir işlem de yapılmalıdır.

3.1.3 KABA TANE TAVI

% 5 'den daha az karbon içeren çeliklerde talaşlı şekillendirme işlemini kolaylaştırmak amacıyla uygulanır. Çelik A₃ sıcaklığının 150 - 200° C üzerinde bir sıcaklıkta tavllanır. Sonra kaba lamelli perlit yapı elde etmek için fırında yavaş soğutma uygulanır. Böylece kaba tanenin az olan dayanımı nedeniyle kırılğan talaş elde edilerek talaşlı şekillendirilme kabiliyeti artırılır.

İslah çelikleri dayanımı ve sertliği yüksek olduğundan, talaşlı şekillendirme kabiliyetlerinin artırılması için ferrit miktarının çoğaltılması gereklidir. Bu yüzden A₃ - A₁ arası yavaş geçilir.

Oluşan tanelerin büyüklüğü, ulaşılan tavlama sıcaklığı ve bekleme süresi ile alakalıdır. Bu tavlama uygulandıktan sonra gerekli talaşlı şekillendirme yapılır ve oluşan gevrek yapının özelliklerini iyileştirmek için tekrar bir normalizasyon tavlama yapılmalıdır.

Yüksek sıcaklıktan ötürü pahalı olan bu tavlama ayrıca tokluk değerlerini de düşürdüğünden nadir olarak uygulanır. Talaşlı şekillendirme kabiliyetini iyileştirmek yerine, bu kabiliyete sahip çelikleri kullanmak çoğunlukla tercih edilen bir yöntemdir.

3.1.4 KÜRESELLEŞTİRME TAVLAMASI

Çeliklerde sementitin şeklini küresel hale getirerek en düşük sertliği ve en düşük sünekliliği elde etmek amacıyla uygulanır.

Yüksek karbonlu çeliklerde de talaş kaldırma kabiliyetini artırmak amacıyla uygulanabilir. Soğuk şekil değiştirmiş düşük karbonlu çeliklere küreselleştirme tavi uygulandığında yüksek plastik şekil değiştirme kabiliyeti kazanırlar.

Çeliği yüksek sıcaklıkta uzun süre tutarak yapıdaki lamelli perlitin taneli perlite dönüşümü sağlanır. Bu tavlama pratikte şu şekillerde uygulanır:

- 1- A₁ sıcaklığının hemen altında uzun süre tutma ,
- 2- A₁ sıcaklığının hemen üstü ve hemen altındaki bir sıcaklık aralığında ısıtıp soğuma,
- 3- A₁ sıcaklığının üzerine ısıtma ve fırında yavaş soğutma veya A sıcaklığının altında bekleme.

% 0.4 - 0.8 C içeren alaşımsız ve düşük alaşımlı çeliklerde tavlama uygulanmadan önce çeliği A₁ sıcaklığının 15 - 55° C altına ön ısıtma uygulamak sonra yapılacak küreselleştirmeyi kolaylaştırır.

Soğuma sırasında malzeme 650° C'ye kadar yavaş soğutulmalıdır. Ancak çelik düşük karbonlu değilse ve homojen olmayan soğuma sırasında gerilmeler oluşmuyorsa hızlı soğutma uygulanabilir.

Bu ısıl işlemden tam küreselleşme sağlayabilmek için hassas sıcaklık kontrolü gereklidir. Tavlama sonucu elde edilen sertlik, karbon ve alaşım miktarına bağlı olarak 163-212 HB arası değişir.

Ayrıca bu tavlama özelliğiyle A sıcaklığının altındaki tavlama malzeme önceden yapılmış soğuk şekillendirilmeden dolayı yeniden kristalleşme sertliğini artırabilir. Daha önce normalizasyon tavlama uygulanmış veya soğuk şekil değiştirmiş yapılar küreselleştirmeye yardımcı olurlar.

Tavlama süresi değişkendir ve fırının kapasitesine, doluluk oranına ve gücüne göre değişebilir.

3.1.5 GERİLİM GİDERME TAVLAMASI

Bu tavlamanın amacı çelikte kaynak, döküm, haddeleme, tel çekme, sertleştirme gibi işlemler sonucu çeşitli bölgeler arasında farklı soğuma hızları, farklı şekil değiştirme miktarları veya iç yapı dönüşümleri nedeniyle ortaya çıkan iç gerilmeleri gidermektir.

Bu iç gerilmeler malzemenin akma sınırını aşarsa plastik deformasyonlara neden olurlar. Ancak genelde bu sınırın altındadırlar ve ilave bir yükleme yapıldığında ortaya çıkarlar.

Çelik ısıtıldığında plastik şekil değiştirme kabiliyeti artar, çekme dayanımı ve akma sınırı düşer. Ancak mavi kırılma bölgesinde istisna olarak süneklik minimuma düşer. Isınma sırasında malzemedeki iç gerilmeler, sıcaklıkla azalan akma sınırını aştıkları zaman deformasyona uğrarlar. Böylece iç gerilmelerde de azalma olur.

Çelik 550 - 650° C sıcaklık aralığında 1 ila 2 saat tavlınır. Özellikle büyük parçaların tavlama sırasında, soğuma sırasında iç gerilmelerin tekrar oluşmaması için 300° C'ye kadar yavaş soğutma daha sonra ise havada soğutma uygulanır. 650° C'nin üzerindeki sıcaklıklar, tufallaşma arttığı için nadiren kullanılırlar. İslah edilmiş çeliklerde yüksek sıcaklıktaki menevişten dolayı gerilmeler kendiliğinden giderilir. Normalizasyon tavlama yapılmış karmaşık parçalarda hızlı soğutma sonucu oluşan gerilmeleri gidermek için gerilim giderme tavlama uygulanabilir. Genelde kaynak edilmiş parçalarda oluşan gerilmeleri gidermek için uygulanır. Büyük parçalar kısmi olarak ısıtıldıklarında büyük gerilmeler meydana gelir. Bu durumda parçayı yavaş ve homojen olarak ısıtarak gerilmeden doğabilecek çatlaklar önlenir.

Tavlama sonrası soğutmada tekrar iç gerilme oluşumunu önlemek için yavaş soğutma tercih edilmelidir.

3.1.6 YENİDEN KRİSTALLEŞTİRME (REKRİSTALİZASYON) TAVLAMASI

Bu tavlama amaç soğuk şekil değiştirmiş çeliğin pekleşmesi sonucu azalan plastik şekil değiştirme kabiliyetini arttırmaktır. Soğuk şekillendirme ile yapı şekillendirme doğrultusu boyunca uzamış kristallerden oluşur. Bu yüzden akma sınırı yükselir ve plastik şekil değiştirme kabiliyeti azalır. Ayrıca manyetik ve kimyasal özelliklerde de değişimler olur.

Tavlamanın uygulanması için parça A₁ sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta 600 - 700° C'de tutma yapılır. Böylece yeni taneler oluşturulur ve iç gerilmeler giderilir. Yeniden kristalleştirmede soğuk şekil değiştirme oranı, bekleme süresi ve bekleme sıcaklığı birbirine uygun olarak seçilmelidir. Aksi halde

çelikte tane irileşmesi olur. Tane büyümesinin en önemli etkeni az şekillendirme derecesi ve yüksek bekleme sıcaklığıdır.

Yeniden kristalleştirme işlemi için şekillendirme durumu, bekleme sıcaklığı, bekleme süresi ve yapının tane büyüklüğü arasındaki bağıntıları ifade edebilmek için aşağıdaki hususların göz önüne alınması gereklidir:

- 1- Yeniden kristalleştirme için kritik şekillendirme değerinin geçilmiş olması gerekir. Bu değer malzemenin bileşimine bağlı olarak değişir.
- 2- Bekleme sıcaklığı şekillendirme derecesi ile ters orantılıdır. Yani şekillendirme derecesi arttıkça sıcaklık azalır. Bu sıcaklık için önerilen değer ergime sıcaklığının %40'ı civarındadır.
- 3- Gerekli olan bekleme sıcaklığı, bekleme süresi arttıkça azalır.
- 4- Şekillendirme derecesi ne kadar yüksekse ve tavlama sıcaklığı ne kadar düşükse, oluşan tane büyüklüğü o kadar küçülür.

Kritik şekillendirme derecesinde tane kabalaşmasını önlemek için, normalizasyon tavlama da uygulanabilir. Bu amaçla uygulanan tavlama yeni yapı oluşturarak yapı dönüşümünün daha rahat olmasını sağlar. Bu sırada soğutma hızı ne kadar fazla ise, tane inceltmesi de o kadar artar.

Çeliklerde hem normalizasyon tavlama hem de yeniden kristalleştirme tavlama ile tane inceltmesi yapılabilmektedir. Fakat katı halde dönüşüm yapamayan diğer metal malzemelerde tane inceltmesi yalnızca yeniden kristalleştirme ile mümkündür. Bu yüzden çelik dışı malzemelerde de yaygın olarak kullanılırlar.

Yüksek alaşımlı ferritik ve östenitik çelikler gibi dönüşüm göstermeyen malzemelerde, taneleri ısı ile işlemle küçültmek için tek yöntem, yeterli soğuk şekil değiştirmeyi izleyen yeniden kristalleştirme tavlamaıdır.

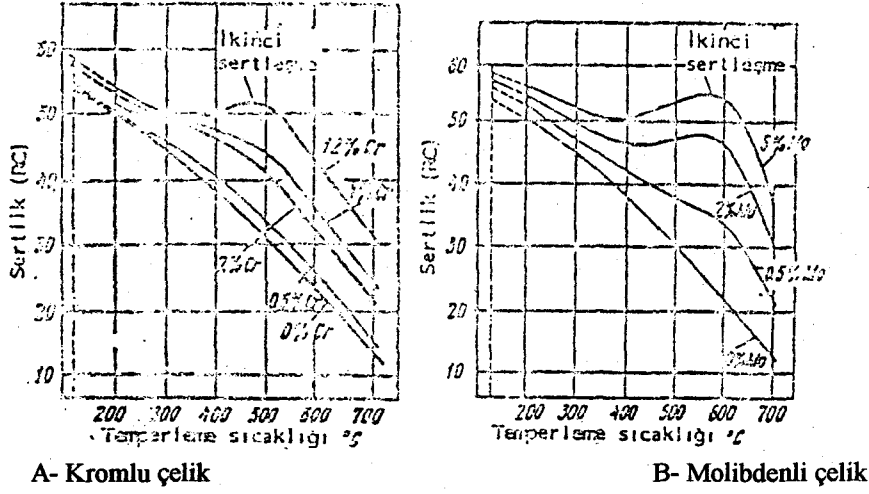
3.1.7 MENEVİŞLEME (TEMPERLEME)

Daha önce sertleştirilmiş veya normalizasyon tavi uygulanmış çeliğin iç gerilmelerini azaltmak, sünekliğini ve tokluğunu artırmak için A_1 sıcaklığının altında bir sıcaklığa ısıtma ve uygun şekilde soğutmadır. Parçadaki iç gerilmelerin oluşumunu önlemek için menevişten sonraki soğutma olabildiğince yavaş yapılmalıdır. Menevişleme sırasında mekanik özelliklerdeki değişiklikler kısmen iç gerilmelerin azalması sonucu ise de gerçek neden ısıtma sırasında mikroyapıda meydana gelen olayların sonucudur.

Meneviş işleminde bekleme sıcaklığı istenen mekanik özelliklere göre seçilir. Bunun için çelik üreticilerinin verdikleri sertlik-temperleme eğrilerinden yararlanılır. Meneviş işlemi sonucu sertleştirme sonucu parça içinde kalan gerilmeler büyük ölçüde azalır. Martenzit ise daha kararlı bir yapı olan ferrit sementit karışımına yani temperlenmiş martenzite dönüşür.

Temperleme sıcaklığı veya zamanı arttıkça sertlik azalır. Ancak kuvvetli karbür yapıcı elementler (Cr, Mo, V, W) içeren alaşımlı çeliklerde ikinci sertleşme denilen bir sertlik artışı meydana gelir.

Aşağıdaki şekilde Cr ve Mo içeren %0.35 C'lu bir çeliğin sertlik - temperleme sıcaklığı ilişkisi görülmektedir:



Şekil 3.4 Çeliklerde sertliğin sıcaklıkla değişimi

Çeliklerin alaşım durumları ve martenzit oluşumunu sağlayan olaylara bağlı olarak mekanik özelliklere etkisi bakımından menevişleme sıcaklıklarını üç ayrı bölgede incelemek gereklidir:

1- Düşük meneviş sıcaklığı bölgesi (150-250°C) : Bu bölgede yapılan menevişleme sonucu sertlik miktarında önemli bir değişme olmaz. İç gerilmeler azalır. Tokluk artar. Genelde alaşımsız veya düşük alaşımli çeliklere ve yüzey sertleştirme işlemleri uygulanmış malzemelere uygulanır.

2- Orta meneviş sıcaklığı bölgesi (250-450°C) : Sertlikte ve çekme dayanımında azalma olurken, kesit büzülmesi ve kopma uzamasında artma meydana gelir. Bu sıcaklık aralığında menevişleme çeliğin çentik darbe tokluğunu azaltır. Buna meneviş kırılğanlığı denir. Alaşımli çeliklerde alaşımsız çeliklere göre meneviş kırılğanlığı daha etkilidir.

3- Yüksek meneviş sıcaklığı bögesi (450-650°C) : Bu bölgede yapılan menevişleme sonucu iç gerilmeler tamamen ortadan kalkar. Sertlik düşer, tokluk artar. Bu bölge yalnızca yüksek alaşımli çeliklerde belirgin olarak tesbit edilebilir. Alaşım elamanları ile yeni karbürler oluşur. Alaşımsız çeliklerde yüksek sıcaklıklarda martenzit yapıya göre sertlik oldukça düşer.

Menevişleme işleminde sertlik ve çekme dayanımına göre akma sınırının düşmesi daha azdır. Çökelerek dağılmış ince karbürler, kayma düzlemlerinin hareketini engellediğinden bu durum özellikle yüksek meneviş sıcaklıklarında ortaya çıkar. Düşük meneviş sıcaklıklarında azalma, sertlik ve çekme dayanımı ile aynı oranda olur. Artan meneviş sıcaklığı ile akma sınırında düşme devam ederken, artan şekil değişebilirlikle birlikte elastiklik sınırında da iyileşme görülür.

Meneviş sıcaklığı 723° C'nin altında olduğundan, meneviş işleminde yapılan soğutmada yapı dönüşmesi olmaz. Yani yapı soğutma hızına bağlı değildir. Ancak parçalarda kalıcı iç gerilmeleri önlemek için yavaş soğutma daha uygundur.

Menevişten sonra yavaş soğutmada veya belirli bir meneviş sıcaklığında, dayanıklılığı azalan çeliklere menevişte kırılğan çelikler denilir. Bu olaya da meneviş kırılğanlığı denir. Meneviş kırılğanlığına hassas çelikler; yüksek manganlı çelikler, yüksek karbon ve kromlu paslanmaz çelikler, krom-silisyumlu çelikler, krom-manganlı çelikler, krom-nikelli çelikler, krom-mangan-silisyumlu çelikler ve mangan-silisyumlu çeliklerdir.

Meneviş kırılğanlığını önlemek için kırılğanlık sahasında meneviş sıcaklığından kaçınmalı, istenen özellikler diğere yöntemlerle elde edilmelidir. Tehlikeli bölgeler mümkün olan en kısa sürelerle geçilmeli, tehlikeli bölgenin üzerindeki sıcaklıklarda ise soğutma suda veya yağda hızlı olarak yapılmalı, mangan ve mangan-krom içeren çelikler kullanıldığında ayrıca molibden içerenler tercih edilmelidir.



4.0 KAYNAK İŞLEMİ

Kaynak, parçaların ısı veya basınç ile veya her ikisi de kullanılarak birleştirilmesi olarak tanımlanabilir. Bu işlem gerçekleştirilirken ilave bir malzeme kullanılabilir. Bazı kaynak yöntemlerinde ise ilave malzeme kullanılmaz.

Kaynak yöntemi birleştirme, kesme, dolgu, yüzey kaplama ve tamir amaçlı olarak uygulanabilir. Amaca uygun yöntem seçilir. Diğer yöntemlerle bir mukayese yapmak gerekirse:

Birleştirme yöntemi olarak kaynak, perçinle birleştirmeye göre daha hafif kontrüksiyonlara müsade etmektedir ve ön operasyon gerekmektedir, lehimleme ile karşılaştırılırsa daha dayanıklı bir birleştirme sağlar, yapıştırma karşısındaki üstünlüğü ise yüksek sıcaklıklarda çalışılabilmesidir. Döküm ve dövme gibi seri imalat yöntemleri ile kıyaslandığında karmaşık şekilli ve ince kesitli parçaların imalatına imkan vermesi, ek bir operasyon gerektirmemesi, az sayıdaki parça imalatı için uygun olması gibi avantajlara sahiptir. Bu avantajlarının yanı sıra kaynak işleminde bazı sorunlar yaşanabilmektedir. Kaynak işlemi, sırasında meydana gelen problemlerin çoğu kaynak sırasında açığa çıkan yüksek ısı sonucudur. Bu ısı sonucu malzemenin iç yapısında bazı bozulmalar görülebilir. Bu da kaynak yönteminin en büyük dezavantajıdır.

4.1 KAYNAK YÖNTEMLERİ

Kaynak yöntemlerini üç ana başlık altında gruplamak mümkündür

4.1.1 BASINÇ ESASLI KAYNAK YÖNTEMLERİ

4.1.1.1 ELEKTRİK DİRENÇ KAYNAĞI

Elektrik direnç kaynağı, temelinde elektrik akımının metalleri direnç olarak kullanıp ısı ve basınç etkisi ile malzemeleri birleştirme yöntemidir.

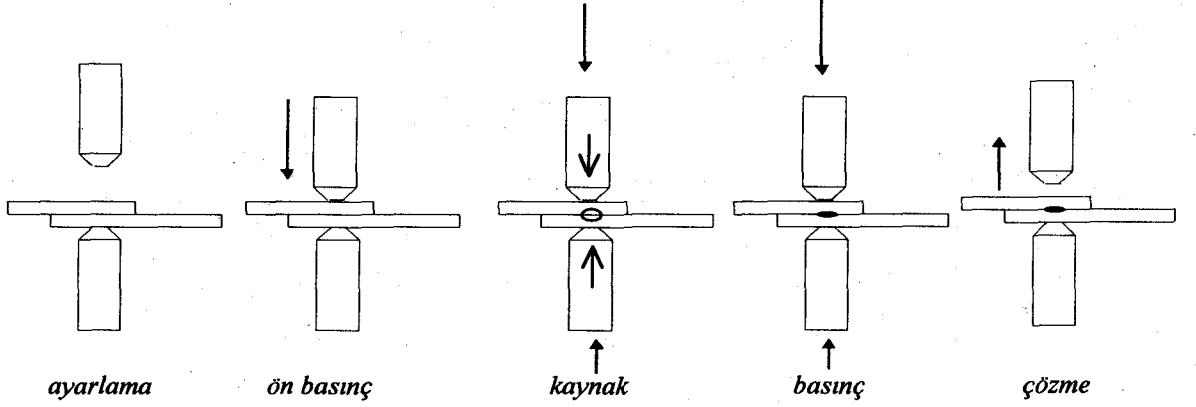
Yaygın olarak otomotiv sektöründe kullanılır.

Kaynak ısısı, iki elektrod arasına yerleştirilen malzemeler devreden geçen yüksek akım şiddetine karşı temas noktalarındaki direnç sonucu ortaya çıkar. Ortaya çıkan ısının tümü kaynak noktasında oluşturulan dikiş için harcanmaz. Isının bir kısmı elektrod, parça boyunca ve havaya olmak üzere dağılır. Isı üretiminde elektrod geometrisi, saç yüzey kalitesi ve baskı kuvveti önemli etkenlerdir. Bunların dışında akım şiddeti, zaman ve kuvvet yoğunluğu sabit ısı üretiminde etkilidir.

Elektrik direnç kaynağı uygulama bakımından dört ayrı grupta toplanabilir:

4.1.1.1.1 NOKTA DİRENÇ KAYNAĞI

Bu yöntemde uygulama yapılabilen malzemeler diğer kaynak yöntemleri ile kıyaslandığında daha geniştir. İşlem aşağıdaki sırada uygulanır.



Şekil 4.1 Nokta direnç kaynağı işlem aşamaları

Yöntemde direnç ısısı için akım şiddeti, elektrod biçimi ve basınç kuvveti önemli etkenlerdir. Uygulama sırasında kontak direnci kısa bir süre içinde ısı oluşmasına neden olur ve temas yüzeylerinde ergimiş bir çekirdek ile bunu çevreleyen plastik bölge oluşur. Noktanın büyüklüğü kullanılan elektrod çapının % 70 ila 80'i arasında değişir.

Nokta kaynağında kullanılan elektrodlar;

Nokta kaynağının kalitesinde, elektrod biçim ve özellikleri önemli bir etkidir. Elektrod biçim ve boyutları, ısı iletkenliği, akım yoğunluğu, kontak direnci ve kaynak noktası için öngörülen boyutlara göre seçilmektedir.

Örnek olarak uç biçimi düz elektrodlar, genelde yüzeyleri düz ve temiz çelik saçlar ile demir dışı metaller için kullanılır. İletkenliği iyi olan alüminyum ve pirinç gibi malzemelerin kaynağında ise küresel uç biçimli elektrodlar kullanılır. Okside olmuş ve yüzeyleri kavla kaplı saçların kaynağında ise konik uç biçimli elektrodlar tercih edilmelidir.

Bu yöntemde kullanılan elektrodlardan beklenen özellikler şöyle sıralanabilir:

- Yüksek elektrik ve termik iletkenlik
- Yüksek sıcaklıkta sertlik ve mekanik dayanım
- Kaynak noktasında yapışma eğilimi olmaması
- Kaynak amacına uygun bir uç biçimi ve uç kısmın soğutulması

Elektrodlarda kullanılan malzemelerden elektrolit bakır yüksek elektrik ve termik iletkenliğe sahip olduğundan, hafif metallerin kaynağında tercih edilir. Daha sert özelliğe sahip berilyum - bakır elektrodlar ise, yüksek elektrik dirençli sert malzemelerin kaynağı için tavsiye edilir. Volfram-bakır ve molibden-bakır esaslı elektrodlar, genellikle gümüş, bakır ve farklı metal çiftlerinin birleştirilmelerinde

yüksek kaynak değerlerinin olduğu çalışma koşullarında, seri işlemlerde ve kabartılı direnç kaynağı uygulamalarında önerilmektedir.

Nokta kaynağı işleminde, işlem için kaynak süresi olarak akım geçen süre alınmaktadır. Malzemede ısı gecikmesinden sakınmak için sürekli ve kısa kaynak süreleri ile çelişilmelidir. Isı ve elektrik iletkenlikleri küçük malzemelerde bu süre 0.1-2 saniye arasındadır. Hafif metallerde ise, iletkenliğin daha yüksek olması nedeniyle bu süreler daha da kısa tutulmaktadır.

Kaynak işlemine bağlı olarak uygun elektrod kuvvetleri uygulanarak ergimiş metal çekirdeği düzgünleştirilmektedir. Bu durum kaynak noktasına, mekanik dayanım artması olarak yansımaktadır. Kaynak işlemi için verilen değerlerin dışında seçilecek değerlerde çalışılması mümkünse de, bu parametrelerin birbiriyle olan ilişkileri gözönüne alınmalıdır. Bir birleştirme için elektroda uygulanacak kuvvetin seçiminde, malzeme çeşidi ve kalınlığı, elektrod uç biçimi ve temas noktası çapı gözönüne alınır. Elektrod kuvveti, açığa çıkan ısı açısından, kontak direncine ve dolayısıyla oluşan kaynak noktasına etki etmektedir. Elektrod ile parça arasındaki temas yetersizliği, parça-parça arasındaki teması da etkilediği için kontak kavrulması olabilir.

Uygulamalarda kaynak parametrelerinin, işlem süreci içinde, devreye sokuluş sıraları ve şiddetlerinde yapılan değişiklikler ile malzeme ve kalınlıklar yönteme daha yatkın duruma getirilebilmektedir. Özellikle alüminyum ve magnezyum gibi hafif metallerle bunların alaşımlarının kaynağında, elektrod kuvvetlerinin artması ile mikro boşluklar ve çatlama oluşum eğilimlerinin azaldığı görülür.

4.1.1.1.2 DİRENÇ DİKİŞ KAYNAĞI

Bu yöntem, dönel elektrodlarla gerçekleştirilen, seri bir nokta kaynağı olarak tanımlanabilir. Ancak bu yöntemde, dönel elktrodlar, akım geçişi ve uygulanan kuvveti iletmesinin dışında, birleştirilen malzemenin ilerlemesinide sağlamaktadır.

Çelik esaslı malzemelerin kaynağında dönel elektrodlardan bir tanesinin döndürülmesi yeterlidir. Diğerleri sürtünme etkisi ile döner. Demir dışı malzemelerin kaynak işleminde kaymalardan kaçınmak için her iki elektrodun döndürülmesi gerekmektedir. Bu yöntemle kaynak edilebilir parçaların kalınlığı nokta direnç kaynağına göre daha incedir. Çeliklerin direnç dikiş kaynağında 4 mm'den kalın sacların kaynağında istenen sonuçlar alınamamıştır.

Direnç dikiş kaynağının üç farklı uygulaması vardır:

- Sürekli akımla dikiş kaynağı
- Kesintili akımla dikiş kaynağı
- Kademeli, gidiş-dönüş esasına göre dikiş kaynağı

Sürekli akımla dikiş kaynağı sadece temiz sacların 1 mm'ye kadar toplam kalınlıklarında uygulanır. Eşit olmayan malzeme kalınlıklarında akım kesilmesi tehlikesi oluşacağından, dikişlerde kavrulma delikleri ortaya çıkabilmektedir.

Kesintili akımla dikiş kaynağı ile çeşitli malzemeler birleştirilmekte, uygulamada yufkaçlar sabit çevre hızına sahip bulunmaktadır. Temiz olmayan yüzeylerin kaynağında da iyi sonuçlar elde edilebilir. Bu işlemde akım devreden periyodik olarak geçirilmektedir.

Kademeli gidiş -dönüş esasına göre kaynak, kesintili dikiş kaynağı ile karşılaştırılabilir. Bu uygulamada yufkaçlar kaynaktan sonra her bir nokta için küçük bir geri hareket yapar ve o nokta tekrar haddelenerek geçirilir. Bu günkü uygulamalarda yöntemle fazlaca rastlanmamaktadır.

Kullanılan yufkaç elektrodlar

Bu elektrodlardan beklenen özellikler nokta direnç kaynağında kullanılan elektrodlardan beklenen özelliklerin benzeridir. Malzemeleri bakır, bakır-kadmiyum, bakır-krom, bakır-kobalt-berilyum alaşımlarıdır. Bu malzemelerin sertlikleri arttıkça elektriksel dirençleride büyümektedir.

İşlemlerde, elektrodların temas profillerinin birleştirilecek konstrüksiyona göre seçilmesi gerekmektedir.

Ayrıca malzeme yüzey durumu, kalınlığı ve elektrik iletkenliği dikkate alınmalıdır.

Yufkaçlar 50-850 mm çap aralığında üretilmekte , yaygın olarak ise 250 - 350 mm çaplarında kullanılmaktadır. Kalınlık olarak ise 3.5 mm'den ince olmamak ön şartı ile kaynak edilecek sacların durumları gözönüne alınarak seçilmelidirler.

4.1.1.1.3 KABARTILI DİRENÇ KAYNAĞI

Bu yöntem seri imalat için son derece ekonomik bir işlemdir. Uygulamanın esas malzeme üzerine kabartı şeklinde izler yapılarak yüksek akım etkisiyle tek seferde iki veya daha çok noktasının birleştirilmesidir.

Yöntemde kaynak akımı, oluşturulan çıkıntılardan geçtiğinden, yöntem belli bir kısımda sınırlandırılmıştır. Bu yöntemin nokta direnç kaynağına üstünlükleri şöyle sıralanabilir:

- Elektrodun tek hareketi ile aynı anda bir çok nokta kaynak edilebilir.
- Kaynak akımı ve bununla birlikte birleşecek kısmın tavlama çıkıntılar boyunca yoğunlaşır.
- Elektrod yüzeyinin büyüklüğü nedeni ile, daha düşük akım yoğunluğu ve daha küçük elektrod basıncı olduğundan elektrod ömrü daha fazladır.
- İşlemden önceki basınç uygulaması yüzeyde bir şekil değiştirmeye yol açmadığı için daha düzgün bir dış görünüme ulaşılır.
- Maliyet olarak daha ucuzdur.

4.1.1.1.4 ALIN DİRENÇ KAYNAĞI

Elektrik alindirenç kaynağı kabartılı kaynaktaki gibi, parçanın toplam temas yüzeyinden akım geçirilerek buranın ısı kaynağına getirilir. Bu uygulamada elektrod olarak tanımlanan

elemanlar, parçaları tamamen veya kısmen kuşatmaktadır. Bu elemanların tipi, kaynak edilecek parçanın şekline, büyüklüğüne ve bileşimlerine göre belirlenir. Bağlantı elemanlarının işlevleri aşağıda belirtilmiştir:

- Kaynak işlemi sırasında parçaları tam ölçülerinde tutmak
- Kaynak akımını parçalara iletmek
- Parçalara yığıma kuvvetini iletmek

Bu yöntemde, tüm kesitte eşit akım yoğunluğu bulunduğundan, birim yüzeyde açığa çıkan ısı miktarı da eşit olmaktadır. Bu nedenle uygulamalarda, kesitlerin eş büyüklükte olması veya bir ön hazırlama ile bu koşulun sağlanması gerekir. Uygulamada akım geçişi genelde dört sıkıştırıcı eleman üzerinden yapılmaktadır. Akım geçirmesinide üstlenmiş germe elemanları bakır veya bakır alaşımlarından, akım geçirmeyenler ise genelde çelikten seçilmektedir. Bu yöntem alın yığıma ve alın yakma kaynağı olarak iki kısımda incelenebilir.

Alın Yığıma Kaynağı

Bu uygulama pres alın kaynağı olarak da adlandırılır. Yöntem, basit geometrik kesitli, düşük karbonlu çeliklerin 200mm² 'ye kadar yüzeylerinin birleştirilmesinde uygulanmaktadır. İşlem iş parçalarının alın yüzeylerinin temizlenmesi ve paralel bir konumda, alın altına sıkıştırılması ile başlamakta, relatif kontak noktalarının artırılması aşamasından sonra, kaynak akımı devreye sokulmaktadır. Kontak direnci ve kaynak akımının beraberce etkisinden temas yüzeylerinde büyük bir ısı oluşmaktadır. Sıcaklığın 850-1250°C 'ye ulaşmasından sonra etki eden yığıma kuvveti ile işlem tamamlanır.

Yöntemin uygulamasında aşağıdaki hususlar gözönüne alınmalıdır:

- Ekonomiklik açısından yöntem sadece 200 mm² 'ye kadar kesitlerin birleştirilmesinde uygundur.
- Alın yüzeylerinin paralellik koşulu sağlanmalıdır.
- Yüzeyler eş kesitli olarak işlenmeli, yabancı eleman bulundurmayacak şekilde soyulmuş olmalıdır.
- Elde edilen birleştirmenin dayanımı özellikle dinamik zorlamalar altında yetersizdir.

Alın Yakma Kaynağı

Uygulamada alın yığımaya göre daha fazla kullanılmaktadır. Bu yöntemin en önemli üstünlüğü birleştirilecek yüzeyler için özel bir hazırlama işlemine gerek bulunmaması ve yüzeyin her birim alanının kaynak edilebilme imkanı bulunmasıdır.

Alın yakma kaynağı, direk yakma kaynağı, soğuk yakma kaynağı olarak da adlandırılır ve ön ısıtmalı alın yakma kaynağı olarak farklı iki şekilde uygulanır.

Alın yakma kaynağının özellikleri şöyledir:

- Aynı tür parçaların birleştirilmesinde yararlanılan benzer yöntemlere kıyasla, daha büyük yüzeyler kaynak edilebilmektedir.

- İşlemin yüzeysel bir yanma ve ergime olayı ile gerçekleştirilmesi, başlangıçta saptanan bir boyusal kısalmaya müsaade edilmesi nedenleriyle, parçaların alınları için bir ön hazırlama işlemine gerek duyulmamaktadır.
- Açıp kapama periyotlarında, yanma ürünleri ve yabancı tabaka artıkları eksenden dışarı doğru itilmektedir. Bu olayla birleşme bölgesinde homojenlik ve ön görülen dayanıma ulaşılmaktadır.
- Birleşme bölgesinde sınırlı oranda yığılma da ortaya çıkmaktadır. Birleşmenin boyca kaybının %20 - 30'u yığılma kalanı ise yanma sonucudur.
- Uygulama ile dinamik zorlamalara karşı daha yüksek dayanımlı kaynak birleştirmeleri oluşur.

4.1.1.2 SAPLAMA KAYNAĞI

İşlemlerde kaynak ısı, elektrik direnç veya elektrik ark esaslarına göre üretilmektedir. Bu yüzden işlem uygulamalarını iki grupta incelemek mümkündür.

4.1.1.2.1 ELEKTRİK DİRENÇ SAPLAMA KAYNAĞI

İşlem özel biçimli bir kabartılı direnç kaynağı olarak tanımlanabilir. Uygulamada kabartı seyrek olarak sac üzerine genelde ise saplama ucunda düzenlenmektedir. Kaynak için, saplama ve sac ön basınçla elektrodlar arasında sıkıştırılır. Belirli bir akım süresi uygulanarak, son basınç periyodu ile işlem tamamlanır.

Basınç ve akım iletici elemanlar olan elektrodların çapları, saplama çaplarından bir kaç mm büyük tutulur. Elektrod malzemesi olarak bakır-krom, bakır-krom-zirkonyum veya bakır-kobalt-berilyum esaslı malzemeler seçilebilir.

Yöntem, yapı çelikleri ve bazı alaşımlı çeliklere, şartlı olarak yüksek alaşımlı çeliklere, otomat çeliklerine, pirinç, alüminyum ve alaşımlarına yüzeyleri metal kaplı olma durumlarında uygulanır.

4.1.1.2.2 ELEKTRİK ARK SAPLAMA KAYNAĞI

Elektrik arkından kaynak ısı olarak faydalanarak gerçekleştirilen saplama kaynağında, arkın tutuşturulması, arkın uzunluğu ve devam süresi, saplamaya parça yönünde basınç iletilmesi gibi işlem içi olaylar, uygulamalara özelliklerini kazandırmaktadır.

Kaynak işleminde, kaynak yapılacak yerin konumu saplama çapını sınırlamaktadır. Saplama veya benzeri elemanların dönel kesitli olması, bir kaç istisna dışında ön şart olarak gerekmektedir.

Tüm işlemlerde, kaynak sürelerinin kısalığı ortak özelliktir. İşlem aşamasında, kusur düzeltme ve kaynak koşullarını değiştirme olanağı bulunmadığından kaynak öncesi donatım ve elemanların beklenen işlevlerini yerine getirdiğinin ve işlem parametrelerinin doğruluğunun saptanması için, deneme kaynağı yapılması tavsiye edilir.

Doğru akım besleme ile gerçekleştirilen uygulamalarda, manyetik üflemeye karşı kusursuz ve iki taraflı kablo bağlantısı yapılması, bağlantı kablo kesitlerinin uygun seçilmesi gerekir. İşlemlerde alışma mekanlarının koşulları gözönüne alınarak, saplama ve parça yüzeylerinin yağ, boya , oksit ve tufal gibi yabancı tabakalardan arındırılmış olması, ön şart olarak gerekmektedir.

4.1.2 ERĐTME ESASLI KAYNAK YÖNTEMLERİ

4.1.2.1 GAZ ERĐTME KAYNAĞI

Bu yöntemde, kaynak dikişinin oluşturulması için gerekli ısı kaynak alevinden sağlanır. Kaynak alevi ise oksijen - yanıcı gaz, gaz karışımından oluşur.

Günümüzde sanayide yaygın olarak oksijen ve asetilen gaz karışımı kullanılır. Burada oksijenin yüksek saflıkta olması istenir. Ulaşılan alev sıcaklığı ise 3200° C'ye yaklaşır.

Oksijen ve yanıcı gazı karışım durumuna getirilerek, ucunda alev oluşturulan kaynak elemanına üfleç adı verilir. Üfle ucunda sürekli bir yanmanın sağlanabilmesi için, gaz karışımına uygun bir çıkış hızı seçilmelidir. Üfleler eşit basınçlı ve enjektör esaslı olmak üzere ikiye ayrılırlar.

Eşit basınçlı üflelerde, yanıcı ve yakıcı gazlar eşit basınçlı olarak beslenirler. Enjektör esaslı olanlarda ise, gazlar farklı basınçlarla beslenmektedirler. Bu tür üflelerde yüksek basınç altındaki oksijen bir enjektör memesi yardımı ile asetileni emmekte, her iki gazın karışımı, karışım borusunda gerçekleşmektedir. Kaynak işlemlerinde, parça kalınlıklarına bağlı olarak, eşit basınçlı üflelerde karışım borusu memesi, enjektör esaslı üflelerde ise karışım borusu seçilir.

Kaynak üfleci ucunda oluşturulan oksi-asetilen alevi, karışımı oluşturan gazların oranlarına göre, kimyasal karaktere sahip olmaktadır. Üfle alevinde birinci aşamada oluşan yanma, ergiyik metalsel banyosunu oksijen ve azota karşı korur. Nötr alev, yanma için gerekli oksijen bulunmaması nedeni ile, çelikte bir yanma etkisi oluşturmaz. İkinci aşamada meydana gelen yanma ise, katılaşma esnasındaki gaz içeriği yok edebildiği gibi alev yelpazesi de sürekli olarak koruyuculuk işlevini yerine getirir.

Gaz ergitme kaynağı çok yönlü olarak uygulanabilir. Genel olarak 3 mm'den ince sac kalınlıklarında sola kaynak önerilir. Daha kalın birleştirmelerde ise sağa kaynak uygundur.

Gaz ergitme kaynağında kaynak değerleri, dikiş biçimi, parça kalınlığı, çalışma ortamı, yardımcı donatımlar ve kaynağı yapan operatör gibi pek çok etkenlere bağlı olarak ortaya çıkar.

Bu yöntemde ince et kalınlıklı malzemeler, ilave malzemeli veya ilave malzemesiz olarak birleştirilmektedir. İlave malzeme kullanılan birleştirmelerde, kullanılan ilave malzemelerden beklenen özellikler şunlardır:

- Kusursuz bir kaynak için, birleştirilecek malzemeye uygun bileşim
- Metalsel banyoya kolay ve eşit miktarda bir akış
- Çok az miktarda kabarcık oluşumu ve damlasal yayılım
- İnce akışkan bir cüruf oluşumu

- Katılma sonunda, kabarcıksız bir kaynak dikişi oluşturma

Gaz ergitme kaynağı, onarım amaçlı birleştirmeler, metalsel tozlarla yüzeysel örtme işlemleri boru bağlantıları, ince sacların birleştirilmeleri, bakır ve alaşımları, hafif metaller(nikel, çinko, kurşun gibi), demir dışı metallerin birleştirilmesinde kullanılabilir.

Özellikle dökme demir, alaşımlı çelik ve demir olmayan metallerin birleştirilmelerinde oksit tabakalarının çözülmesi ve yeniden oluşumunu önlemek için, uygun dekapanlar kullanılması gerekir.

Oksijen ile Yakarak Kesme İşlemi

Bu işlem, metallerin yeterli bir ön tavlama yardımı ile saf oksijenle oksitlenmesi esasına dayanmaktadır. Yakarak kesme işleminin aşamaları aşağıdaki sıradadır:

- Kesilecek parçanın, tutuşma noktası olarak tanımlanan, sıcaklığa gelinceye kadar ön tavlama yapılır ve bu bölgeye kuvvetli bir şekilde oksijen demeti gönderilir.

- Oksijenin etkisi ile malzemenin yanmaya başlar ve yanma bölgesinden ışın demeti dağılır

- Kesme oksijen demetinin yardımı ile oluşum aralığındaki işlem artıkları uzaklaştırılır.

Kesme işleminde öngörülen kaliteye ulaşabilmek için malzemeden beklenenler şöyledir:

- Kesilen metalin ön tavlamasında, kesme boyunca eş sıcaklık koşulu sağlanmalı ve bu sıcaklık, oksijen gönderilmede tutuşma sıcaklığı üzerine çıkmamalıdır.

- Kesilme etki alanında ısı transferi olması ve reaksiyon ürünlerinin akıcılığının korunması gerektiğinden, metalin teknik reaksiyon hızının ve reaksiyon ısısının yüksek olması gerekir.

Kesme işleminde kullanılan oksijenin saflık oranının yüksek olması işleme olumlu yönde etki etmektedir. Yanıcı gaz olarak ise, başta asetilen olmak üzere propan, propan-bütan karışımı, hidrojen ve havagazı kullanılmaktadır.

Bu yöntem özellikle alaşımsız çeliklerin ayırma, şekil vermeye hazırlama ve şekillendirme amaçlı işlemlerinde kullanılmaktadır. Yöntem yüksek alaşımlı çelikler ile demir dışı metal ve alaşımlarına ancak belirli önlemler alınması koşuluyla uygulanabilir. Çelikte bulunan alaşım elementleri kesme kabiliyetine olumsuz yönde etki eder. Yüksek alaşımlı çeliklerde sertleşme sorunu dışında alaşım elementlerinin oluşturduğu oksitlerin ergime sıcaklıkları, demirin ergime sıcaklığının yüksek olması nedeni ile, işlemin sürekliliğini ortadan kaldırmakta, dolayısıyla da ön görülen yüzey kalitesine ulaşamamaktadır.

Kesilecek parçanın dış durumu ve fiziksel özellikleri de kesme kalitesine etki etmektedir. Yüzeyleri paslı, boyalı, yağlı ve benzeri gibi şeylerle örtülmüş parçalar, düzgün olmayan kesme yüzeyleri verdikleri gibi, kesme hızında düşürmektedir.

4.1.2.2 ELEKTRİK ARK KAYNAĞI

Elektrik ark kaynağı iki kutup arasında oluşan arkın ısı kaynağı olarak ana ve ilave malzemeyi ergitmesi olarak tanımlanır. Ark esaslı uygulamalarda, arkın oluşturulmasında kullanılan ve elektrod olarak adlandırılan elemanlar ergiyerek metelsel banyoya göçme durumlarında eriyen elektrod olarak adlandırılırlar.

4.1.2.2.1 ELLE ELEKTRİK ARK KAYNAĞI

Elle yapılan elektrik ark kaynağında, arkın tutuşturulması için, kısa bir zaman elektrod ile iş parçasının temas halinde olması gerekir. Bu kısa devre ile akım kaynağının artması sağlanır. Temas noktasında, yüksek akım yoğunluğu nedeni ile açığa çıkan ısı, metalin kaynama sıcaklığına kadar kızmasına ve katottan elektron yayılmasına neden olur. Kaynak akımının elektrodan ana malzemenin temas noktasına doğru geçmesi ve yüksek akım yoğunluğu etkileri ile ana malzeme de ergime ortaya çıkmaktadır.

Eriyen elektrodla kaynak işleminde malzeme göçümü, elektrottan iş parçasına doğru damlasal bir geçiş şeklindedir. Eriyen elektrod kullanımı ve sürekli arklı bir işlemde, dinamik etkilerde devamlılık göstererek elektrik arkının ortaya çıkardığı yanma, oyma, ana malzeme de krater oluşumu ve malzeme göçümü olaylarına ayrıca etki etmektedir. Bu kuvvetlerin başlıcaları:

- Elektrottan göçen metal ve curuf damlalarının çarpışmaları sonucu ortaya çıkanlar
- Elektrik arkındaki yük taşıyıcıların impulsları
- Elektro dinamik kuvvetler
- Anotta buharlaşan malzemedeki kuvvetleri olarak belirtilebilir.

Bu oluşumlar nedeni ile metelsel banyonun büyüklüğü ile etkinliği artan, bir dalga hareketi ortaya çıkabilmektedir.

Kullanılan elektrodlar çıplak, özlü ve örtülü olmak üzere üç çeşittir. Dikiş kalitesine elektrod direk olarak etki eder. Düşük kaliteli dikiş eldesi yeterli ise çıplak, yüzeyleri temiz teller kullanılabilir. Bu durumda göçen malzeme ve kaynak banyosu, atmosferin etkilerinden korunamamaktadır. Kaynak süreci içinde, arki stabilize edecek elemanlar dengesiz olduğundan elektrik arkında süreksizlikler yada elektrodun parça üzerine yapışması gibi durumlar ortaya çıkabilmektedir. Dalgalı akım ile bu tür elektrodlar kullanılamaz.

Esas olarak arkın kararlılığı için en uygun elektrod çeşidi, stabilize edici elemanları çekirdeğinde taşıyan özlü elektrodlardır. Dalgalı akımlarda kaynak yapılabilen bu elektrodların dezavantajı kaynak banyosu ile kaynak bölgesini korumada yetersiz oluşudur.

Bu yöntemde yaygın olarak kullanılan elektrod çeşidi örtülü elektrodlardır. Bu tür elektrodlarla, örtüde uygun elemanların bulunması koşulu ile, kararlı bir ark ve yeterli kaynak dikiş kalitesi güvencesi verilebilmektedir.

Örtüden, koruyucu gaz, curuf oluşumu, dezoksidasyon, alaşımlama gibi metalurjik olayları sağlaması beklenir. Böylece kaynak dikişlerinde öngörülen özelliklerin sağlanması mümkün olur. Bu durum, ancak ergiyik metali atmosfer etkilerinden korumakla gerçekleştirilir.

Elektrik ark kaynağında ulaşılan yüksek sıcaklık nedeni ile azot, oksijen ve hidrojen gazları kaynak bölgesinde dissosiyeye olurlarlar. Atmosferde bulunan bu gazların çelikte sıcaklığa bağlı olarak çözülmeleri, katılma sırasında ani olarak azalmakta bu durum ise gözenek oluşumuna neden olmaktadır.

Örtülü elektrodla kaynak işleminde yararlanılan ısıdan büyük bir pay, parça ve elektrod çekirdeği ısıtılmasının dışında tüketilmektedir. İşlemden tüketilen ısı ile ergiyen ilave ve ana malzemelerin olduğu kaynak dikişi oluşmaktadır. Elektrod telinin erimesi, örtünün erimesinden doğan curufun, elektrod ucunda ve ark aralığında, kaynak banyosuna dahil olmasını engellemektedir.

Kaynak dikişlerinin oluşturulmasında kaynak öncesi, kaynak süreci ve kaynak sonrası uyulması gereken birçok kural bulunmaktadır. Birleştirme ve dikiş biçiminin tam oluşturulabilmesi için, alın aralıklarının doğru ve sabit tutulması, kaynak işlemi öncesi, birleştirilen yüzeylerin temizlenmesi gerekir.

Kaynak işleminde dikiş kesit ve kalitesine etkileyen parametreler şunlardır:

- Kaynak akım şiddeti (I_k)

- Ark gerilimi (U_k)

$$Q = \eta \cdot \frac{I_k \cdot U}{V_k} \cdot \frac{60}{1000} [\text{Kj/cm}]$$

- Kaynak hızı (V_k)

- Elektrod tipi ve çapı

- Akım cinsi ve kutuplama türü

- Paso sayısı ve kaynak pozisyonu.

Hatasız bir kaynak dikişi elde etmek için optimal kaynak değerlerinin bilinmesi, uygun ön seçim ile doğru uygulama yapılması gerekir.

4.1.2.3 KORUYUCU GAZ KAYNAK YÖNTEMLERİ

Bu yöntemlerdeki temel prensip, ark ortamı ve kaynak bölgesini, havanın etkisi dışında tutmak amacı ile belirli gazlarla kontrollü olarak beslemektir. Böylece:

- Atmosfer gazlarına karşı ark ve kaynak banyosu koruması, metalsel banyonun gazının giderilmesi,
- arkin oluşturulması ve kararlılığının korunması,
- kaynak yatkınlıkları zayıf olan malzemeler ile kaliteli dikişler eldesi,
- parça kalınlıkları ve konstrüksiyonlarına uygun yöntemler seçilebilmesi ve otomatik uygulamalara geçilebilmesi,
- yüksek ergime verimleri ve nüfuziyet derinlikleri ile çalışılabilmesi gibi uygun koşullara ulaşılabilmektedir. Belirtilen bu kaynak koşulları, öngörülen öncelik sıralarına bağlı olarak, nötr ve aktif gazlar veya bunların karışımları seçilerek ortaya çıkarılır.

4.1.2.3.1 ARK ATOM KAYNAĞI

Yöntem koruyucu gaz ortamında yapılan kaynak uygulamalarını en eskisidir. Uygulamada ark ortamı ve kaynak dikişi üzerine H_2 gazı gönderilir. İşlemden kullanılan koruyucu gaz, volfram elektrodu ve tüm kaynak dikişini yüzeysel olarak örtüp oksidasyona karşı korur.

Yöntemle genelde 1-10 mm arasındaki saclar birleştirilir. Ayrıca kaplama amaçlı işlemlerde de uygulanabilmektedir. Malzeme olarak alşımsız ve alaşımli çelikler, dökme demir, Mg-dışında hafif metaller, piriç, bronz, bakır dışında kızıl döküm birleştirmelerinde, küçük kesitlerde ilave malzeme kullanmadan, kalın kesitlerde ve temiz olmayan yüzeylerde ilave malzemeli olarak kullanılır.

Yüksek hızlarda kaynak yapılması durumunda, dikiş kalitesi ve gözenek oluşmama emniyeti açısından, yeterli güvene sahip bulunmaktadır.

En belirgin özelliği, ark ortamında açığa çıkan ısının dissosiyasyon olayından yararlanılarak, kontrollü olarak kullanılabilmesidir. Böylece ince sacların kaynağında, gerek metelsel banyo delinmesi, gerekse boyutsal ve şekilsel bozulmalara karşı, yeterli birleştirme yapılabilir.

Yöntemin uygulanmasında, elektrod eksenlerinin oluşturduğu düzlemin konumunun öngörülen kaynak dikiş derinliği, dikiş yüksekliği ve kesit biçimine göre seçilmesi gerekli bulunmaktadır.

Bu yöntemde kullanılan elektrodlar, saf W ve alaşımlandırılmış W malzemesinden, sinter tekniği ile imal edilmektedir.

4.1.2.3.2 ARGON ARK KAYNAĞI (TIG-WIG)

Ark erimeyen bir volfram elektrod ile iş parçasında oluşturulmaktadır. Uygulamada ark ortamı ve metelsel kaynak banyosu bir soygaz ile korunmaktadır. Malzeme türlerine bağlı olarak doğru veya dalgalı akım kullanılabilir.

Koruyucu gaz olarak kullanılan helyum ve argon soygaz olup kimyasal olarak nötrdür. Helyum gazının argon gazına kıyasla daha fazla sarf edilmesi gerekmektedir. Bu yöntemde kullanılan elektrodlardan şu özellikler beklenir:

- akımı iyi iletmesi ve soğutabilmesi
- kararlı bir ark oluşumu için yeterli elektron emisyonu yapabilme özelliğine sahip bulunması
- doğru ve dalgalı akımda kullanılabilmesi
- yüksek çalışma sıcaklıklarında özelliklerini koruyabilmesi, kısa devre durumunda dikişte kalıntı bırakmaması

Bu özellikleri saf volfram ve alaşımlandırılmış (özellikle toryum ile) volfram malzemesi ile imal edilen elektrodlar sağlar.

TIG kaynağında doğru veya dalgalı akımla kaynak yapılabilir. Ergimeyen elektrodla kaynakta gerek ark tutuşturulmasında gerek işlem aşamasında kaynak bölgesine temas ettirilmemesi gerekir.

Bu yöntemde daha çok ince parçaların birleştirilmesi yapıldığından ilave malzeme kullanılsın veya kullanılsın I-kaynak ağzları, en çok kullanılan türdür.

İşlem şartlarına uymak koşulu ile, malzemeye uygun kaynak çubuğu, kaynak ağız temizliği, ön tavlama gibi koşullara uyulduğu taktirde, Al, Mg, Cu, Ti, Zr, Mo ile alaşımlı çeliklerin kaynağında emniyet ve kalitenin arandığı durumlarda kullanılmaktadır. Bu nedenle uygulama öncesi kurallara özen gösterilmesi, hazırlık işlemlerinin tam olarak yerine getirilmesi gerekmektedir.

Bu yöntem gerek imalat gerekse onarım amaçlı olarak dolgu ve yüzeysel kaplama işlemlerine yakın bulunmaktadır.

4.1.2.3.3 PLAZMA KAYNAĞI

Plazma molekül,atom ve iyonlardan oluşmuş yüksek ısı ile yüklü gazdır. Bu karışım kendi içinde nötrdür. Plazma bir gazı elektrik arkından geçirerek elde edilen iyonlaşmış ışıklı gaz olarak tanımlanabilir. Kynak tekniğinde bu plazmadan yararlanarak malzemelerin birleştirilmesi, kesilmesi ve yüksek ergime sıcaklığına sahip metallerin plazma durumuna sokulup yüzeylere püskürtme yolu ile örtme işlemlerinin gerçekleştirilmesi.

Plazma birleştirme kaynağında, kaynak banyosu ve metal göçümünün atmosfer gazlarından korunması amacıyla, ikinci bir koruyucu gaz akımı düzenlenmektedir. Odaklama gazı olarakta anılan bu karışım Ar+He, Ar+H₂, Ar+N₂ gazlarını içermektedir.

Bu yöntemle, genelde ilave malzeme kullanmadan, 8-10 mm'ye kadar parçaların alın kaynağı ile birleştirilmesi mümkün olabilmektedir. Bu usulle kaynak işleminde TIG kaynak yönteminde ulaşılan hızların iki katına çıkılabilmektedir. Plazma kaynağı ile alaşımsız, düşük alaşımlı çelikler, Ni ve alaşımları, titanyum, zirkonyum, bakır ve alaşımları birleştirilmekte emniyetli ve teknolojik özellikleri iyi dikişler elde edilmektedir. Plazma kaplama kaynağı ile genel olarak sert metal, demir, kobalt esaslı alaşımların yüzeylerinin örtülmesi gerçekleşir.

Plazma ile kesme işlemi, teknikteki tüm çeliklere ve ayrıca oksijenle kesilmesi güç olan alüminyum, bakır, nikel ve bunların alaşımlarına uygulanmaktadır. İşlem ergitme yoluyla parçaların ayrılması esasına dayanmaktadır.

4.1.2.3.4 MIG KAYNAĞI

Bu yöntemde kaynak dikişi, sürekli olarak ergiyen kaynak teli ile eriyen ana malzemenin oluşur. Dikişin biçim ve boyutları ark gücü, kaynak telinin erime oranı ve ana malzemenin fiziksel özelliklerine bağlı olarak ortaya çıkar. Bu yöntemin avantajları olarak, yüksek ergime verimi ve nufuziyet derinliklerine ulaşılması, relatif büyük devrede kalma, kaynak hızlarının büyüklüğü, sıçrama ve yanma kayıplarının küçüklüğü, gaz hatalarına karşı emniyet ve yeterli dayanım olarak sayılabilir.

MIG kaynağında ark, argon veya karışım gazlarından oluşturulan koruyucu bir ortamda yanmaktadır. Bu yöntemle alaşımlı çelikler, nikel, bakır ve bunların alaşımları ile hafif metallerin birleştirilmelerinde, parça kalınlıkları 6mm'den itibaren uygun bulunmaktadır.

Bu işlemden kullanılan teller çeşitli çaplarda imal edilirler yüzeyleri metalsel parlatma veya bakır kaplama yoluyla korunur. Tel bileşimi seçiminde esas, ana malzeme ile eş bileşimin sağlanmasıdır. Bileşimde bulunan Si, Mn, Al ve Ti dezoksidan eleman görevi görür. Uygulamada kontrollü olarak ilave edilen oksijen gazı ile bazı özellikler değiştirilebilmektedir.

Bu yöntem genelde biçimlendirme amacı ile tüm metallerde uygulanabilmektedir. Birleştirilecek yüzeylerin temizliği, yeterli dezoksidan elemanlı kaynak teli kullanımı ön şartları ile karbon çeliklerinde gözeneksiz ve mekanik özellikleri uygun birleştirmeler kolaylıkla sağlanabilmektedir.

Yüksek alaşımlı çeliklerin kaynağında kaynak dikişlerinden uygun mekanik özelliklerin elde edilmesi için kaynak dikişi ile ana malzeme bileşiminin aynı olması gerekir. Östenitik çeliklerin kaynağında, sıcak çatlama eğilimlerinin yüksek olması nedeni ile özellikle tel-ana malzeme bileşiminin aynı olması gerekir.

Eriyen elektrodla gerçekleştirilen MIG yöntemi, ergimeyen elektrodla yapılan TIG yönteminin uygulanabildiği tüm malzemelerin birleştirilmesine yatkın bulunmaktadır. Avantajı arkı oluşturan elektrodun aynı anda kaynak dikişi için gerekli ilave malzeme ihtiyacını karşılamasıdır.

Koruyucu gaz altında eriyen elektrodla yapılan kaynak işlemlerinde, ince çaplı elektrod kullanılması, akım ve ark yoğunluğunun artmasını ortaya çıkarmakta, dolayısı ile diğer yöntemlere kıyasla daha yüksek nufuziyet derinlikleri eldesi mümkündür.

Bu yöntemle birleştirmede kaynak ağzı hazırlamada, kaynak edilecek malzemelerin fiziksel özellikleri de dikkate alınmalıdır. Alüminyum ve alaşımlarının ergime sıcaklığının düşük olmasına rağmen iletkenliğinin yüksek, paslanmaz çeliklerin ısı iletkenliğinin çok düşük, nikel ve alaşımlarının metalsel banyo akıcılığının yetersiz, bakır ve alaşımlarının ısı iletkenliğinin yüksek ve içerdiği alaşım elemanlarının kaynak eğilimleri gibi özelliklerin doğrudan işlem ön hazırlıkları ile bağlantılı olduğunun göz önünde bulundurulması gerekir.

4.1.2.3.5 MAG KAYNAĞI

Koruyucu gaz olarak karbondioksit veya bununla birlikte oksijen ve argon kullanılarak yapılan kaynak yöntemidir. Elektrik arkı eriyen kaynak teli ile parça arasında oluşmaktadır.

Kaynak banyosunda ortaya çıkan oksidasyon etkisi, ana malzemedeki eleman kaybına neden olmaktadır. Bu yanma kayıplarının büyüklüğü her bir element için farklı olarak ortaya çıkmaktadır. Bu kayıpları elementlerin oksijene karşı afiniteleri, ana ve ilave malzemedeki konsantrasyonu, uygulamadaki kaynak parametreleri, malzeme göçümünün şekli ve oluşturulan kaynak banyosunun büyüklüğü belirlemektedir. Bu kayıpları önlemek için kaynak teli bileşimi seçimi kaynak dikişi kalitesini öngörülen biçime ulaştırarak şekilde seçilmelidir. İnce çaplı tel kullanma ve düşük ark gerilimi ile çalışmada yanma

kayıpları düşmektedir. Bu koşullarda ark atmosferinin daha kısa tutulması yeterli olması, ayrıca malzeme göçümünün ince taneli olarak ortaya çıkmasının nedenleri, göçen malzeme içeriğinin oksijen ile sürekli temas oranını azaltmaktadır.

CO gazı ve özlü elektrod kullanılarak kaynak yöntemi ark kararlılığı yükseltmek, metalurjik reaksiyonları yönlendirmek, kaynak dikiş yüzeyinin düzgünleşmesinde etken olan curuf tabakasını oluşturmak amaçlarını sağlamak için, ilave uygun elemanlar kullanılması ile geliştirilmiştir.

Özlü elektrodların işleme katkıları :

- İlave elemanlarla, kaynak dikişlerinde öngörülen alaşımlamanın gerçekleştirilmesi ve dezoksidasyon ile azot gidermenin sağlanması,
- arkın kararlılığına olumlu etkisi nedeni ile işlemin dalgalı akımlarda aynı kolaylıkla yapılabilmesi,
- sabit akım şiddeti ve sabit elektrod çaplarında öz malzemesi yüksek elektrik direncine sahip olduğundan, ilave malzemenin metalsel kısmının daha yüksek akım yoğunluğu ile yüklenebilmesi.

Özlü telle kaynak yöntemi ilave toz ve koruyucu gaz kullanmadan da uygulanabilmektedir. Bu yöntem dolgu ve kaplama amaçlı uygulamalar için çok yatkın özelliklere sahip bulunmaktadır. Yüzeyle farklı özellikler kazandırmak istenirse özlü elektrodla kaynak daha fazla bir serbestlik sağlar.

4.1.2.4 TOZALTI KAYNAĞI

İşlem ergiyen çıplak bir elektrod, tozla örtülü bir ortamda ana parça ile ark oluşturularak yapılır. Önemli özellikleri ise kaynak süresi boyunca arkın örtülü bir ortam içinde oluşumu, işlemin sürekliliği, yüksek ergime verimi, kaynak dikiş kalitesinin yüksekliği ve uygulamada işlem parametreleri yönünden oldukça geniş bir çalışma serbestliğine sahip olmasıdır.

Tozaltı kaynağında kullanılan, tane biçimine sahip tozlar, örtülü elektrodalarda örtünün yaptığı görevi üstlenmiştir. Tozların işlevleri :

- Oluşturulan eş yükseklikteki toz ve curuf tabakası ile metalsel kaynak banyosunun atmosfer gazlarının karşı etkilerinden korunması.
- Toz içeriği elemanların, kaynak dikişi metalurjisini etkilemesi.
- Kaynak tozlarının içerdiği kolay iyonize olan elemanlarla ark kararlılığının etkilenmesi
- Uygun viskozite ve yüzey gerilimli olarak oluşturulan curuf ile, dikiş üst biçimini etkilemesi.

Kullanılan teller ise elektrik ocaklarında üretilen, kimyasal bileşimi ile metalurjik güven açısından, Mn içeren özel çeliklerdir. Yüzeylerinin temiz olması gerekliliği yanında, korozyona dayanma ve kontak elemanlarına temas yüzeylerinin elektrik iletkenliğinin artırılması amacıyla bakır veya bronz kaplanmış olarak kullanılırlar.

Bu yöntem otomatik olarak gerçekleştirilen bir işlem olmasına karşın değiştirilebilen işlem parametreleri dikiş biçimi oluşumunu büyük oranda etkilemektedir.

Toz altı yöntemi, ark esaslı uygulamalar içinde nufuziyet derinlikleri ve nufuziyet kesitlerinin büyütülmesinde en fazla serbestliğe sahip olan uygulama olarak bilinir.

4.1.2.5 ELEKTRO CURUF KAYNAĞI

Elektro-curuf yöntemi, birleştirme kadar kaplama ve boyutsal büyütme amaçlı işlemlerde de uygulanabilen yüksek ergitme verimli bir kaynak işlemidir. İşlem tozaltına benzesede ısı üretimi yönünden farklılık bulunmaktadır. Uygulama için gerekli ısı ark yerine sıvı curuftan geçen elektrik akımından oluşturulmaktadır. Avantajları:

- Uygulama ile tek pasoda 2 m'ye kadar kalınlıklar kaynak edilebilmektedir. Yöntem 12 mm'den kalın parçalar için daha ekonomiktir.
- Akım geçen telin serbest ucunun daha uzun olması, daha yüksek akım şiddetleri ile çalışılabilmesi yüksek ergime verimliliklerine ulaşılmasını kolaylaştırır.
- Tozaltı kaynağına nazaran, yaklaşık %15 ila 20 daha az toz tüketimine gerek duyulur.
- Uygulamada tek ve çok elektrod kullanıma olanağı dışında, kaynak edilecek kesite ve özelliklerine göre özlü, örtülü, çıplak ve band elektrod kullanabilme seçeneği bulunmaktadır.
- Sade bir dikiş ön hazırlığına gerek duyulmaktadır.
- Kaynak bölgesi ve ısı etkisi altındaki bölgenin, soğutma sistemi ile kontrol edilebilmesi, ısı etkisi ile oluşan olayları sınırlandırır.
- Çatlama ve gözenek emniyeti yetrli bulunmakta, uygun birleştirme biçimlerinde açılmal gerilmeler ortaya çıkmamaktadır.

Bu yöntemde kullanılan kaynak tozlarında aranan özellikler aşağıda belirtilmiştir:

- Düşük ergime ve yüksek buharlaşma noktalarına sahip olmaları.
- Ergiyik curufun, karalı ark oluşturma eğilimi düşük olmalı.
- Ergiyik curufun, metelsel banyo üzerinde yükselmesi ve kaynak yönüne hareket edebilmesi için orta derecede viskoziteye sahip olması.
- Elektriksel olarak yüksek elektrik iletkenliğine sahip olmalı.

Bu yöntem her tür birleştirme için uygun bir yöntem özelliği taşımamaktadır. Uygun konstrüksiyonlarda, birleştirme amaçlı işlemlerin dışında kaplama ve boyutsal büyütme işlemlerinde de uygulanabilir.

4.1.3 ÖZEL KAYNAK YÖNTEMLERİ

4.1.3.1 SOĞUK PRES KAYNAĞI

Eş veya eş olmayan özelliklerdeki metelsel malzemelerin oda sıcaklığında veya hafif tavlama ortamında, ancak rekristalizasyon sıcaklığından düşük bir sıcaklıkta yüksek basınç kuvvetleri etkisi altında oluşan plastik biçim değişimleri ile gerçekleşen yöntemdir.

Soğuk pres kaynağının en önemli avantajı, farklı malzemelerin birleştirilmesinde kullanımudur. İşlem düşük sıcaklıkta gerçekleştiği için ergime noktaları ile alaşım durumlarındaki farklılıkların hiçbir önemi yoktur.

Alaşım oluşumu ve dönüşümlere bağlı, bölgesel sertlik yükselmeleri ortaya çıkmamaktadır. Soğuk şekil değiştirme nedeni ile dayanım artması, özellikle geçiş bölgelerinde dikkate değer oranlarda görülmekte ise de uygulamada emniyet sınırları içinde kalındığından bir sorun oluşturmamaktadır.

4.1.3.2 SÜRTÜNME KAYNAĞI

Aynı veya ayrı türlerdeki metallerin kaynak edilecek yüzeylerinin birbiri üzerinde kayması ile basınç altında tutularak yapılan bir birleştirme işlemidir.

İşlemde, birleştirilecek kısımların yüzeyleri temas edecek şekilde tesbit edilmekte ve alın yüzeylerine belirli bir germe basıncı etkilendirilmektedir. Bu aşamada temas eden yüzeyler pürüzlülüklerdir. Temas yüzeylerindeki elastik ve plastik şekil değiştirmeler ve bunların büyüklükleri uygulanan basınca bağlıdır. Bu uygulama değişik biçimlerde olan parçaların, birleşerek yüzeylerinin dönele simetrik olma ön koşulu ile sınırlandırılmıştır.

4.1.3.3 ULTRAŞAL KAYNAĞI

20 kHz 'den yukarı frekanslı esneklik titreşimlerine ultrason (ultraşal) denilir. Bu titreşimler genellikle manyetik ve elektriksel metodlarla elde edilir. Bu yöntem eş veya farklı malzemelerin titreşim ve basınç etkileri altında birleştirilmesi olarak tanımlanabilir.

Uygulamada birbirine paralel ve bindirme konumundaki malzemelerin, ses üstü titreşime sahip bir eleman ile altlık arasına, basınç etkisinde yardımcı ile nokta veya dikiş kaynağı yapılabilir. Uygulamaya basınç ve titreşim bir arada etkilendirilerek başlanmakta, temas yüzeylerinin pürüzlülüğü ile sürtünme enerjisi ısıya dönüşerek bu bölgede malzeme sıvılaşmaya oldukça yaklaşmaktadır.

Yöntem ince kesitler ve yassı yüzeyler için uygun bir yöntem olarak görülmektedir. Şekil değiştirme kabiliyeti yüksek olan malzemelere titreşim sücünde akış eğilimi gösterdiklerinden, gevrek malzemelere ise çatlama duyarlılıkları nedenleri ile uygulanamamaktadır.

4.1.3.4 DİFÜZYON KAYNAĞI

Difüzyon ısı etkisi ile katı, sıvı veya gaz fazlarda yer değiştirme olarak tanımlanır. Difüzyon kaynağı kaynak edilmesi öngörülen parçaların temas yüzeylerinin sınır tabakalarından, atomların yer değiştirme reaksiyonlarından yararlanılarak yapılan bir yöntemdir.

İşlemde difüzyonun hızlandırılması için parçalar tavlama ve parçalar bu sıcaklıkta belirli bir süre basınç altında tutulmaktadır. Tavalama sıcaklığı daima katı fazda kalmaktadır.

Yöntem genel maksatlı uygulamalar için uygun değildir. Malzeme olarak alaşımlı veya alaşımsız çelikler, dökme demir, Al, Cu, Ti, Ni ve bunların alaşımları kullanılabilir.

Bu yöntemle diğer usullerle ulaşılamayan boyut toleransları elde edilir. Ayrıca işlem sonucu parçalarda fiziksel-mekanik özellik değişimlerinin ortaya çıkmaz. Dezavantaj olarak birleşecek yüzeylerin iyi işlenme gereği, donatımın pahalılığı ve sürenin uzun olması sayılabilir.

4.1.3.5 ELEKTRON IŞIN KAYNAĞI

Bu yöntem uygun bir enerji kaynağından yararlanılarak elektron demetinin bölgeye hızlandırılarak gönderilmesi esasına dayalı ergitme ile kaynak dikişleri oluşturulan, bir birleşme yöntemi olarak tanımlanabilir. Diğer yöntemlere tercih edilmesini sağlayan özellikleri, yüksek şekil ve boyut hassasiyeti, ulaşılan dayanım, kaynak kabiliyeti düşük eş veya farklı malzemelerin birleştirilmesine uygunluk sayılabilir.

Yöntem ile tüm eş malzemelerin birleştirilmesinde, hemen hemen bir sorun yoktur. Yüzeylerde bulunabilecek bir oksit tabakası da bir engel teşkil etmemektedir. Kaynak vakum koşullarında yapıldığı için bir oksitlenme ortaya çıkmamaktadır. İşlemden birleşme bölgesindeki erime oranlarının ayarlanabilmesi serbestliğinde bulunmaktadır. Bu özellik farklı malzemelerin birleştirilmesinde daha büyük anlam taşımaktadır.

4.1.3.6 TERMİT KAYNAĞI

İşlemin esası alüminyumun oksijene karşı afinitesinin diğer metallere kıyasla daha fazla olmasından yararlanarak, ince taneler halindeki oksitlerin redükte edilmesine dayanmaktadır.

Yöntem uygulanan basınç ve erime durumuna göre iki ana gruba ayrılır.

Pres kaynağı genelde boru birleştirilmelerinde uygulanır. İşlem, kaynak edilecek parçaların bir germe donatımından yararlanılarak pres edilmesi olarak tanımlanır.

Döküm kaynağında ise simetrik olmayan bir kaynak kalıbı kullanılır. Kaynak, yükselen çıkıcı esasına göre yapılır. Düşen döküm esasına göre AT kaynağı, kural olarak yükselen döküm uygulamasına benzemektedir.

4.2 KAYNAK BÖLGESİNİN İNCELENMESİ

Kaynak edilen parçalarda genelde malzemenin ergime derecesine yakın sıcaklıklara kadar çıkarılır. Metallerin yüksek sıcaklıklara kadar ısıtılması ise malzemede bazı iç yapı değişmelerine neden olur. Ayrıca ortamdaki hava ve ilave malzeme ile kimyasal reaksiyonlar olabilir. Yüksek sıcaklıkta bu reaksiyonlar çok kısa süre içinde gerçekleşebilirler. Difüzyon olayıda yüksek sıcaklıklarda daha rahat bir şekilde gerçekleşmektedir. Kaynak işleminde iç yapıya sıcaklığın etkisini aşağıdaki faktörlerle sağlayabiliriz:

- 1- Malzemenin ısınma hızı
- 2- Ulaşılan en yüksek sıcaklık
- 3- En yüksek sıcaklıkta bekleme süresi
- 4- Soğuma hızı

Kaynak edilen bir parçayı inceleyecek olursak kaynak bölgesini iki ayrı kısım olarak ele almak gerekir.

Bunlar:

- 1- Eriyen bölge
 - 2- Isı etkisi altında kalan bölge
- olarak sıralanırlar.

4.2.1 ERİYEN BÖLGE

Kaynak sırasında katılaşma öncesi birleştirilen malzeme ile ilave malzemenin birbiri ile karıştığı bölgedir. Malzeme ve ilave malzemenin birbiri ile bileşim yapması uygulanan kaynak yöntemine göre değişir. Genellikle bu bileşim hesaplanan bileşim ile kaynak sonrası yapılan analiz sonucu elde edilen bileşimle aynı değildir. Bu farklılığın en büyük nedeni bazı alaşım elementlerinin kaynak sırasında çıkan yüksek ısı nedeni ile yanmasıdır. Özellikle atmosfere açık ortamda yapılan kaynakta oksijen yanma olaylarında olumsuz yönde bir etki yapar.

Eriyen bölge atmosfere açık ise azot ve oksijen gibi gazlar ergiyik tarafından absorbe edilirler. Oksijen kaynak malzemelerinden bir çoklarıyla oksitler oluşturur ve bunlar yapıya olumlu veya olumsuz katkı yaparlar. Kaliteli bir kaynak dikişi elde etmek için kaynak bölgesini atmosferden korumak gerekir. Veya oluşabilecek kimyasal ve metalurjik reaksiyonları kontrol altında tutmak gerekir. Oksijenle oluşabilecek reaksiyonları kontrol altında tutmak için ilave kaynak malzemesine mangan, silisyum, alüminyum ve titanyum gibi dezoksidan malzemelerin ilavesi gerekir. Bir başka yöntem olarakta örtülü elektrodla yapılan elektrik ark kaynağında yanma yoluyla kaybolan elementleri karşılamak ve kaynak dikişinin özelliklerini yönlendirmek için bazı katkılar elektrod örtüsüne ilave edilirler. Çıplak elektrod ve koruyucu gaz atmosferi altında yapılan elektrik ark kaynağında ise katılan elementler elektrod teline ilave edilmelidir.

Eriyen bölgenin katılaşması için kendini çevreleyen malzemeye ısı transferi ile mümkündür. Oluşan yapı ise genelde iri sütunlar şeklinde kristallerdendir. Kalın parçalardaki derin nüfuziyetli kaynaklı birleştirmelerde bu iri silindirik kristallerin birleştikleri yerlerde genelde ortada segregasyonlardan dolayı bir boşluk oluşur ve zayıf bir yapı meydana gelir.

Katılma için genelde büyük iç gerilmelerin etki ettiği iç köşe kaynaklarında kaynak dikişinin çatlama riski oldukça fazladır.

4.2.2 ISI ETKİSİ ALTINDA KALAN BÖLGE

Isı etkisi altında kalan bölge, eriyen bölge ile esas malzeme arasında kalan ve sıcaklığın etkisi ile yapının değiştiği bölgedir. Isı etkisi altındaki bölgede sıcaklık 1450 - 700° C arası değişir. Isı etkisi altındaki bölgede kaynak sonrası oluşacak yapının tahmin edilmesi olasıdır. Yüksek sıcaklığa çıkan metelsel malzeme bir tür tavlama işlemi görmüş sayılır. Soğuma hızının göz önüne alınması durumunda oluşan yapı genelde gevrek ve malzemenin bileşimine göre sert olur. Özellikle birleştirmelerde en kritik bölge çatlama ve kırılmaların olduğu bölge burasıdır.

Tek paso ile yapılan elektrik ark kaynağında ısı etkisi altında kalan bölge

Yapılan deneylerde 7 ayrı tip yapı çeliği ve 4 ayrı tip elektrod kullanılmıştır. Bu deneylerde 12 mm kalınlığında sac levhalar ve 4 mm çapında elektrodlar kullanılmıştır. Daha sonra ısı etkisi altında kalan bölgenin durumu incelenmiştir. Deneylerde kullanılan çelik ve elektrodların kimyasal bileşimleri tabloda verilmiştir.

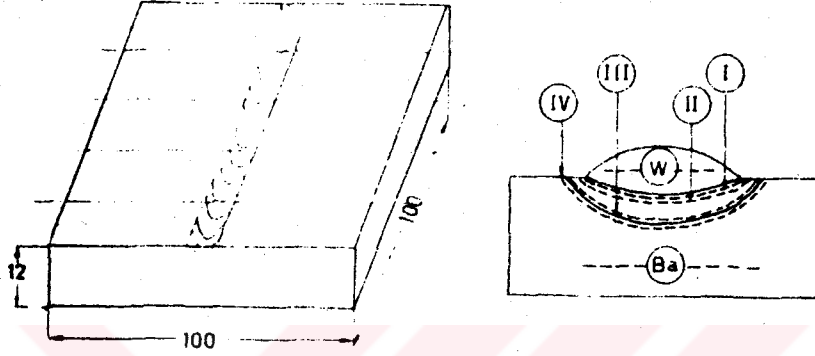
Tablo 4.1 Deneyde kullanılan malzemelerin içerikleri

Çelikler	C	Mn	Si	S	P
St 37	0.04	0.44	-	0.013	0.013
St 42	0.12	0.92	0.09	0.02	0.032
S III	0.22	0.52	0.24	0.042	0.018
St 50	0.31	0.53	0.32	0.035	0.016
St 52	0.2	1.24	0.3	0.028	0.024
St 60	0.39	0.65	0.18	0.03	0.024
St 70	0.54	0.57	0.21	0.016	0.016
Elektrodlar	C	Mn	Si	S+P (max.)	
Bazik B	0.05	0.8	0.6	0.05	
Rutil R	0.09	0.65	0.45	0.05	
Selülozik C	0.12	0.4	0.14	0.05	
Rutil-Selülozik RC	0.09	0.45	0.25	0.05	

Bazik, rutil ve rutil selülozik elektrodla 170 A; selülozik elektrodla 170 A doğru akım kullanılarak kaynak yapılmıştır. Kaynak hızı 18 cm/dak. sabit olarak tutulmuştur. Kullanılan sac levhaların ölçüleri 12x100x100 mm'dir. Kaynaktan sonra parçalar 25°C' de sakin havada soğutulmuştur.

Isı etkisi altında kalan bölge, kaynak sırasında 1450 - 700° C arasında bir sıcaklığa ulaşmakta ve erimiş bölge ile iç yapı değiştirmesine uğramamış bölge arasında yer almaktadır.

Bu bölgede yapılan ölçümler I, II, III, IV rakamları ile gösterilen yerlerde yapılmıştır. Aşağıdaki şekilde bu dört yer gösterilmektedir.



Şekil 4.2 Deney parçasının şekli ve ölçüm yerleri

Bu dört sıra içinde en sert bölgeyi kaynak metalinin hemen altındaki iri taneli I.sıra oluşturur. Genel olarak % 20'ye kadar karbon içeren alaşımsız yapı çeliklerinde kaynak metali ısı etkisi altındaki bölgeden daha serttir. Daha yüksek karbon yüzdelerinde ise durum tam terstir.

Deneyler sonucu oluşan ısı etkisi altında kalan I, II, III, IV bölgesindeki iç yapılar aşağıdaki gibi sıralanabilirler:

I - İri taneli bölge : Kaynak metalinin hemen altında yer alan ve kaynak sırasında 1450 - 1200° C sıcaklığa kadar ısınan bölgedir. Çeliğin bileşimine göre oluşan yapı martenzitik veya temperlenmiş martenzitik olabilir. En yüksek sertliğe sahip bölgedir.

II - İnce taneli bölge : Kaynak sırasında 1200 - 900° C arasında sıcaklığa kadar ısınan bölgedir. İç yapı bakımından iri taneli bölgeye benzer özellikler taşır. Fakat daha ince tanelidir.

III - Kısmen dönüşmüş bölge : İnce taneli bölgenin devamı olup kaynak sırasında A_3 ile A_1 arasında bir sıcaklığa maruz kalan bölgedir.

IV - İç yapı bakımından değişmeyen temperlenmiş bölge : Bu bölgenin sıcaklığı kaynak sırasında A_1 sıcaklığının altında bulunur ve iç yapı değişmesine maruz kalmaz.

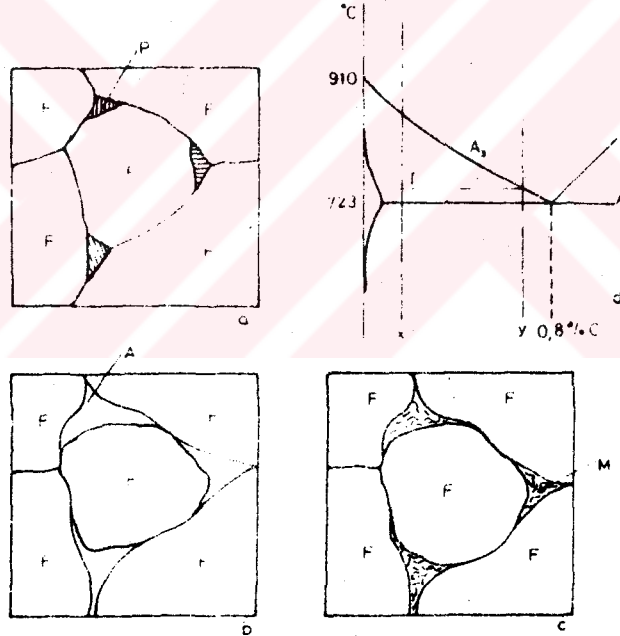
Soğuma hızının ısı etkisi altında kalan bölge üzerine etkisi

Çeliğin elektrik ark kaynağında sıcaklık değişimleri çok sıklıkla oluşur. Böyle hızla ve sıklıkla değişen sıcaklık için denge şartlarından söz etmek mümkün değildir.

Eğer hesap yolu ile ısı etkisi altındaki bölgeler için zamanın fonksiyonu olarak sıcaklık değişimi belirtilebilir ve ayrıca çeşitli östenitleşme sıcaklıklarında soğuma-zaman grafiği bilinirse, oluşacak yapı büyük ölçüde tahmin edilebilir. Erime bölgesinin çabuk soğutulması durumunda , östenit daha yüksek sıcaklık aralığında martenzite dönüşür. Ancak normal yapı çeliklerindeki erime bölgesindeki martenzit tehlikesi çok az karbon içeren kaynak metali kullanıldığından martenzit tehlikesi büyük değildir.

Kaynak sırasında ısı etkisi altında kalan I nolu bölge tamamen östenitleşmiştir. Bu bölgedeki soğuma hızı, kritik soğuma hızını geçerse tamamen martenzit bir iç yapı oluşur. Bazı çeliklerde daha yavaş soğuma sonucu baynitik yapı oluşur. Genelde I nolu bölgede yalnız kaynak çizgisi boyunca martenzit yapıya rastlanır. Bunun nedeni ise östenitleşme sıcaklığının en yüksek ve östenit tanelerinin büyük olmasıdır. Bu ikisi kritik soğuma hızını düşürmede önemli rol oynar. Örtülü elektrodlarla yapılan ark kaynağında, kalın kesitlerde yüksek kaynak hızı ve düşük akım şiddeti kullanılırsa, normal karbonlu bir çelik, ilave metal olarak düşük karbonlu bir çelik dahi kullanılsa kaynak çizgisi boyunca martenzit oluşur.

Isı etkisi altında kalan bölgenin III nolu kısmında hızlı soğuma sonucu oluşan yapı değişikliklerini şematik olarak aşağıdaki şekilde görmek mümkündür.



Şekil 4.3 Hızlı soğuma sonucu iç yapı

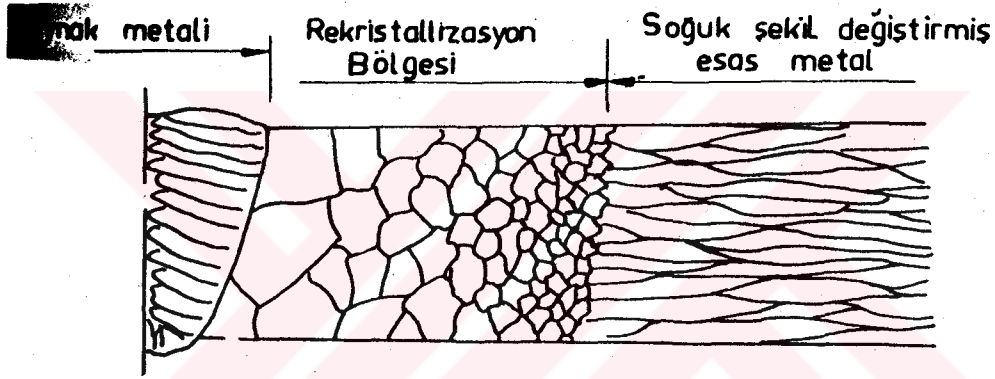
F= Ferrit , P= Perlit, A= Östenit, M= Martenzit

Oda sıcaklığında kaynaktan önceki yapı, biraz perlit içeren ferrittir. A₁ sıcaklığına ulaşıncaya, perlit aynı miktarda karbon içeren östenite dönüşür.

Oysa burada maksimum sıcaklık A sıcaklığının üstüne çok az çıktığından ferritin çok az bir kısmı östenitleşir. Östenitin içerdiği karbon miktarı (y) çeşitli sıcaklıklar için denge diyagramından okunabilir.

Meydana gelen östenit şekil 4.3-b'de görüldüğü gibi, ferrit taneleri sınırı boyunca yayılır. Çok karbon içeren östenit, östenit bölgesinin tamamlandığı bölgedeki az karbon içerene göre daha düşük bir soğuma hızına sahiptir. Çabuk soğumada ferrit taneleri arasındaki östenit martenzite dönüşebilir. Eğer tane sınırları etrafında yayılmış ise, ferrit taneleri arasında yüksek karbonlu bir martenzit ağı oluşur. Bu martenzit yüksek karbon içerdiğinden çok sert ve kırılabilir olacaktır. Dolayısıyla tüm yapı tüm yapı çeliğin içerdiği karbon oranı az olmasına rağmen kırılabilir ve çok sert olacaktır.

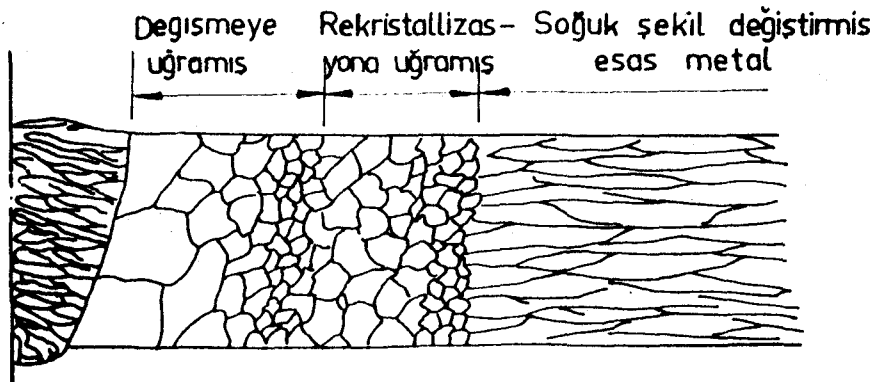
Alın birleştirmesinde ısı etkisi altında kalan bölge; katı halde iken kararlı tek fazda olan ana malzemede ısı etkisi altında kalan bölgedeki yapı değişikliği eriyen bölgeye yakın kısımlarda yüksek sıcaklığa ulaşan yerlerde tane irileşmesi olarak görülür. Daha önce soğuk şekil değiştirmiş örneğin soğuk haddelenmiş levhalarda, o malzemenin yeniden kristalleşme ve deformasyonunu aştığı yerlerde yeniden kristalleşme olur. Sıcaklığın yeniden kristalleşme noktasına hemen eriştiği yerlerde taneler küçük fakat aştığı kısımlarda ise büyük olur. Bu olayın şematik gösterimi aşağıda gösterilmiştir.



Şekil 4.4 Kaynak öncesi soğuk şekil değişimine uğramış çelikte rekristalizasyon bölgesi

Saf demir katı halde iki kararlı faza sahip olduğundan yeniden kristalleşme bölgesine ilave olarak bir dönüşüm bölgesi olacaktır. Saf demir 910°C üzerinde γ -demiri, altında ise α -demiri olarak anılır. Isı etkisi altında kalan bölgede sıcaklığın 910°C 'yi aştığı yerlerde yeniden kristalleşmeye uğrayan α -taneleri, γ -tanelerine dönüşür. Soğuma sırasında da γ -taneleri, α -demirine dönüşür. Sıcaklığın 910°C 'yi aştığı yerlerde, iki dönüşümden sonra meydana gelen taneler çok küçüktür. Erime çizgisine yakın sıcaklıkta tane büyümesi olur ve oluşan iri γ -taneleri soğuma sırasında hemen iri α -tanelerine dönüşür. Bu durumun şematik gösterimi aşağıdadır.

Şekil 4.5 Soğuk şek. değiştirmiş çelikte dönüşüm ve rekristalizasyon bölgeleri



Soğuk şekil değiştirmiş metallerde yapılan kaynakta sertlik ve çekme mukavemeti, ana malzemenin yeniden kristalleştirme bölgesinde azalır. Soğuk şekildeğiştirmiş veya yaşlandırma yoluyla sertleştirilmiş levhalar seçilirken genellikle en yüksek mukavemete göre hesaplanırlar. Fakat kaynak bölgesinde bu mukavemet normal tavllanmış metalden daha iyi değildir.

Karbon dışındaki elementlerin etkisi ve karbon eşdeğeri

Çeliğe katılan alaşım elementleri iki ana gruba ayrılırlar. I. Grup elementler ferrit alanını genişleten elementlerdir. Cr, Al, Si, P, Mo ve W bu gruba girer. II. Grup elementler östenit alanını genişleten elementlerdir. Mn, Co, C ve N bu gruba girer.

Kaynak sonucu kaynak dikişi kalitesine etki eden en önemli faktör ana malzemenin bileşimidir.

Aşağıda çeliklerin bileşiminde bulunan başlıca elementlerin maksimum miktarları ile kaynak kabiliyetine etkileri göstermiştir.

Karbon (C)

Çeliklerde kaynak kabiliyetini tespit eden temel element olarak kabul edilir. Genelde %0.3 oranını aşması istenmez.

Mangan (Mn)

γ fazını genişleten bir elementtir. Sertleşebilme kabiliyetini artırır. Mukavemeti artırır ve sünekliği azaltır. Oranı az olduğu takdirde gözenekli bir yapı oluşur. Kaynak edilebilir çeliklerde Mn oranı % 2'yi geçmez. Mn/C oranının 4 olması halinde istenen özellikleri tam olarak verebilir.

Silisyum (Si)

α fazını genişleten bir elementtir. Kaynak sırasında çatlama ihtimalini arttırdığı için sınırlandırılır. %0.6'yı geçmesi istenmez. İmalat çeliklerinde ise %0.15-0.30 arasında olması istenir.

Nikel (Ni)

γ fazını genişletici bir elementtir. Karbon oranı arttıkça kaynağın değişme bölgesinin sertliği artan Ni oranı ile fazlaşır. Düşük oranda Ni ise kaynağın deformasyonu ve çeliğin kırılma geçiş sıcaklığı üzerinde olumlu etkiler yapar

Krom (Cr)

α fazını genişleten bir elementtir. Alaşımli imalat çeliklerinde genellikle Ni, Mo gibi başka elementlerle birlikte bulunur. Bunun sonucu çeliğin sertleşme kabiliyetini artırır. Kaynak sırasında krom oksid oluşturarak konstrüktif kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler. Kaynak kabiliyeti ise saf Cr içeren çeliklerde artan Cr içeriği ile birlikte düşer.

Molibden (Mo)

Çeliğin sertleşme kabiliyetini artırır. %0.5 oranını aşmaması istenir. CrNi ve Mn çeliklerinde meneviş kırılgenliğini azaltıcı etki yaptığı için ve ince tane oluşumunu desteklediği için kaynak kabiliyetini olumlu yönde etkiler. Karbon oranının artması ile birlikte %0.5'den fazla Mo oranı kaynak kabiliyetini olumsuz etkiler.

Vanadyum (V)

Taneleri incelttiğinden ve havada sertleşmeye engel teşkil ettiği için ıslah çeliklerinin kaynak kabiliyetini artırır. Ateşe dayanıklı kaynak edilebilir çeliklerde Mo ile birlikte her gün daha fazla kullanılmaktadır.

Alüminyum (Al)

α fazını genişleten bir elementtir. Sıcakta oksidasyona dayanım sağlamak için %1 oranına kadar ilave edilebilir. Ancak bu özelliği Alüminyum-oksit oluşumuna neden olur. Bu durumdaki çeliklerin kaynağında bazı tedbirler almak gereklidir. Oksi-asetilen kaynağında dekapan kullanımı ve ark kaynağında bazik elektrod kullanılması bunlardan bazılarıdır.

Fosfor (P)

Çeliğin içinde bir problem olarak kabul edilir. Özellikle kükürt ile birlikte çatlama riskini artırır. Krom ve bakır ile birlikte korozyona karşı dayanım sağlar. Bu tür çelikler krom ve bakır içeren bazik elektrodlarla çok iyi kaynak edilebilirler.

Kükürt (S)

Çelikler içinde istenmeyen bir elementtir. Segregasyonlara yol açar ve sıcak çatlama riskini artırır. %0.06 oranını geçmesi istenmez.

Bakır (Cu)

Çelik içinde %0.4 oranına kadar bulunabilir. Korozyona karşı dayanımı artırır. Kaynak kabiliyeti üzerindeki etisi oldukça düşüktür. Aynı bileşimde bir metal bırakan bazik elektrodlarla bakırlı çelikler oldukça iyi kaynak edilebilir.

İşte bu alaşım elementleri ve karbonunun birlikte göz önüne alınarak değerlendirildiği eşitlikler bulunmuş ve karbon eşdeğeri ismi verilmiştir.

En yaygın olarak kullanılan karbon eşdeğerleri;

Dearden ve H.O. Neill'e göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+V}{5} + \frac{Mo}{4} \quad (4.1)$$

H.Kihara, H.Suzuki, M.Otani ve H. Tamura'ya göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \quad (4.2)$$

B.J. Bradstreet'e göre :

$$C_{es} = C + \frac{Mn+Cr+Mo+V}{20} + \frac{Ni}{10} \quad (4.3)$$

Fransız Demiryolları İşletmesi Societe National de Chemin de Fer' e göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \quad (4.4)$$

K. Winterton'a göre :

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{50} + \frac{Cu}{40} + \frac{V}{10} \quad (4.5)$$

Uluslararası Kaynak Enstitüsü IIW 'ya göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+V+Mo}{5} \quad (4.6)$$

N.Yurioka'ya göre:

$$C_{es} = C + \Delta \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{5} + 5.B \right] \quad (4.7)$$

%C	0	0.08	0.12	0.16	0.20	0.26
Δ	0.500	0.584	0.750	0.916	0.980	0.998

İnce taneli çelik için kullanılan

$$C_{es} = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{N}{40} \quad (4.8)$$

Seferian' a göre

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{9} + \frac{Ni}{13} + \frac{Cr}{9} + \frac{Mo}{12.8} \quad (4.9)$$

Cottrell ve Bradstreet' e göre:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{10} \quad (4.10)$$

İngiliz Kaynak Enstitüsü'ne göre

$$C_{eq} = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5} \quad (4.11)$$

Lorenz ve Düren'e göre

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Si}{23} + \frac{Ni}{34} + \frac{Cr}{11} + \frac{Cu}{19} + \frac{Mo}{12} + \frac{V}{6} \quad (4.12)$$

Karbon eşdeğerine benzer olarak Y. Ito ve K. Bessyo bir çatlama parametresi bulmuştur.

$$P_c = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5.B + \frac{t}{600} + \frac{H}{60} \quad (4.13)$$

Bu formül $t=19-500\text{mm}$ sac kalınlığı ve $H=1-5 \text{ cm}^3/100 \text{ gr}$ kaynak metalindeki hidrojen için geliştirilmiştir. Kullanılacak malzemenin bileşimi için aşağıdaki sınırlamalar getirilmiştir:

$$C = \% 0.07-0.22$$

$$Mo = \% 0-0.70$$

$$Ni = \% 0-1.20$$

$$Mn = \% 0.40-1.40$$

$$V = \% 0-0.12$$

$$Si = \% 0-0.50$$

$$B = \% 0-0.005$$

4.3 ISI TESİRİ ALTINDAKİ BÖLGENİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN TAHMİNİ

Yapı çeliklerinin kaynağında, kırılmanın kaba taneli yapıda ve ITAB'da olduğu yapılan testler sonucu gösterilmiştir. Kaba taneli yapıda, yani maksimum sıcaklığın yaklaşık 1200°C üzerindeki sıcaklıklarda, meydana gelen kırılmaların uzaması çeliğin kimyasal bileşimine ve uygulanan kaynak parametrelerine bağlıdır. Kırılma tane sınırında ferrit oluşumu gibi uygun olmayan mikro yapı sonucu oluşur. Kısmen dönüşmüş ısı etkisi altındaki bölgede örneğin üst sıcaklık Ac_1 ve Ac_3 çizgileri arasında iken hakim olan çatlak mekanizması yüksek karbonlu martenzit-östenitik adalarının oluşumu ile ilgilidir. Bu durum , daha sonra ferritteki bir sonraki çatlamanın başlangıcıyla, çevreleyen ferritte aşırı dönüşüm gerilmesine yol açabilir. Yapılan araştırmalarla ITAB'ın gerilme özelliklerinin tahminine çalışılmış. Bu amaçla çeşitli kimyasal bileşimde ve dayanımda yapı çelikleri incelendi. İlave olarak, önceden yayınlanan teorik ve ampirik deklemler esas alınarak kritik akma ve gerilme dayanımları için bir model geliştirilmiş ve akma ve gerilme dayanımlarının oldukça yüksek doğrulukta tahmin edilebileceği gösterilmiştir. Kullanılan esas levhanın kimyasal ve mekanik özellikleri sırasıyla Tablo 4.2 ve 4.3'de verilmiştir.

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Cu	N	Nb	Ti	V
A	0.17	0.37	1.47	0.005	0.002	0.02	0.01	0.02	0.0003	0.01	0.002	0.002	0.006	0.01
B	0.10	0.41	1.32	0.007	0.003	0.06	0.02	0.17	0.0004	0.23	0.008	0.020	0.002	0.01
C	0.09	0.29	1.51	0.007	0.001	0.02	0.01	0.39	0.0011	0.25	0.004	0.007	0.016	0.01
D	0.13	0.25	1.30	0.006	0.001	0.02	0.17	0.64	<0.0003	0.01	0.003	0.002	0.011	0.03
E	0.14	0.26	1.29	0.005	0.001	0.02	0.18	0.97	<0.0003	0.24	0.003	0.003	0.003	0.03

Tablo 4.2 Kullanılan çeliklerin kimyasal bileşimi % olarak

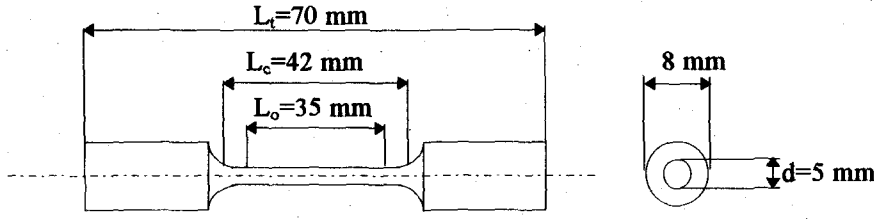
Bu çelikler ; düşük akma dayanımlı normalize edilmiş C-Mn çeliği (Çelik A) ve iki adet düşük karbonlu mikro alaşımlı çelikler, biri normalize edilmiş (Çelik B) ve diğeri kontrollü haddelenmiş ve hızlı soğutulmuş, yüksek akma ve gerilme dayanımına sahip (Çelik C)'dir. Bu levhaların hepsi ferrit-perlit mikro yapısındadır. İlave olarak iki adet sulanmış ve temperlenmiş düşük alaşımlı, yüksek dayanımlı çelik biri üst baynit- temperli martenzit (Çelik D) diğeri temperli martenzit yapıdaki (Çelik E) farklı yapıları kıyaslamak için deneye dahil edilmiştir.

Tablo 4.3 Levhaların mekanik özellikleri

Çelik	Akma dayanımı $MN.m^{-2}$	Gerilme dayanımı $MN.m^{-2}$	Kırılmada % uzama
A	332	522	32
B	353	498	29
C	433	491	34
D	607	679	21
E	628	727	22

ITAB'ın sünekliği ve dayanımı kaynak simülasyon numunelerinin gerilme testi yolu ile hesaplanabilir. 8 mm çapındaki çubuklar 770° C üst sıcaklığa kadar endüksiyonla ısıtılmakta daha sonra helyum ve argonda kontrollü bir şekilde soğutulmaktadır. Bu üst sıcaklık hızlı soğuma sonrası görülen önemli tokluk kaybı nedeniyle seçilmiştir. 800-500° C' ye soğuma zamanı $\Delta t_{8/5}$ 0.5 s (üst sıcaklıkta iken su ile soğutulunca) ile 65 s arası değişmektedir. Bu, gaz akış ayarı yapılarak sağlanır. Sıcaklık- zaman çevrimleri, çubuk yüzeyinin ortasında nokta kaynak yapılmış chromel/alumel ısı ölçerleri kullanılarak kaydedilmiştir. Söz konusu küçük çubuk boyutlarından dolayı numuneler kaynak simülasyonundan sonra hem radyal hemde aksel olarak benzer mikro yapılar göstermektedirler.

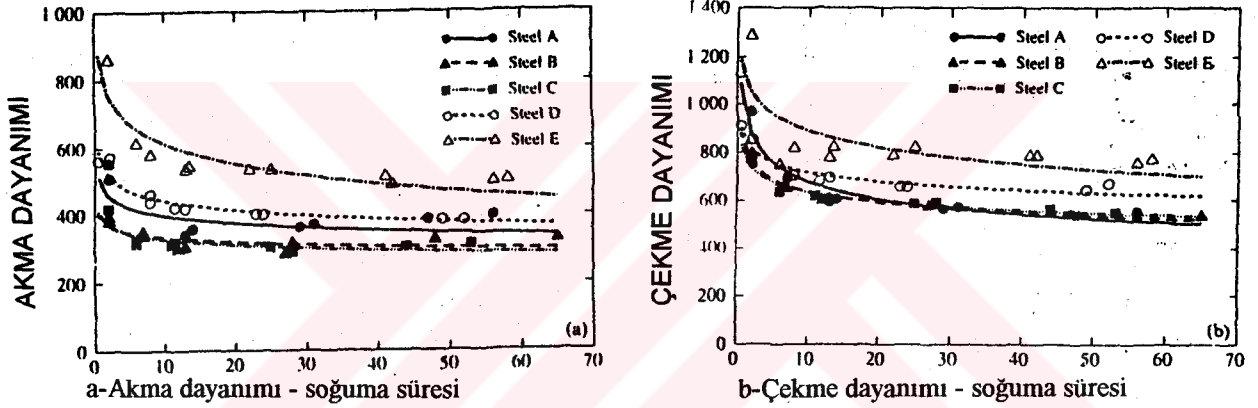
Gerilme özellikleri, boyuna doğrultuda, örneğin numunenin levha haddeme yönüne paralel olan boyuna ekseninde saptanmıştır. Test çubukları levha yüzeyinden alınmıştır. Kaynak numuneleri , 2 mm/dak. sabit hızda gerçekleştirilen gerilme testinden önce Şekil 4.6' da gösterilen boyutlarda işlenmişlerdir.



Şekil 4.6 Numunelerin boyutları

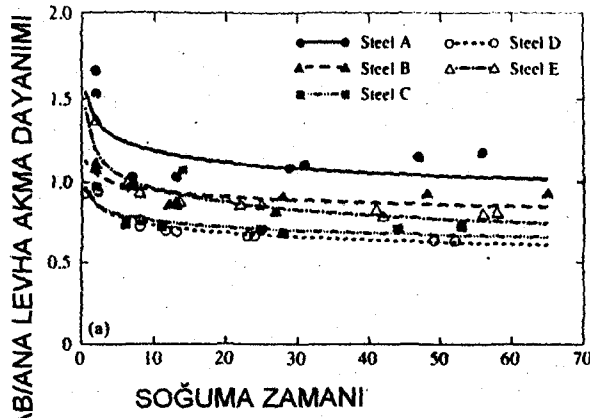
Oluşan ikiz mikro yapı ve esas levhanın düşük nitrojen konsantrasyonu yüzünden, tüm numunelerde uygulanan soğutma derecesinden bağımsız olarak sürekli bir akma görülmüştür.

$\Delta t_{8/5}$ soğutma zamanının, ortaya çıkan ITAB'ın dayanım ve sünekliği üzerine etkisi Şekil 4.7'de gösterilmektedir. 4.7a ve 4.7b Şekillerinde, akma ve gerilme dayanımlarının $\Delta t_{8/5}$ 'teki yükselmeye hızla düştüğü, ≈ 20 s'nin üzerindeki değerler için $\Delta t_{8/5}$ gibi değişmez bir seviyeye yaklaştığı görülebilmektedir.

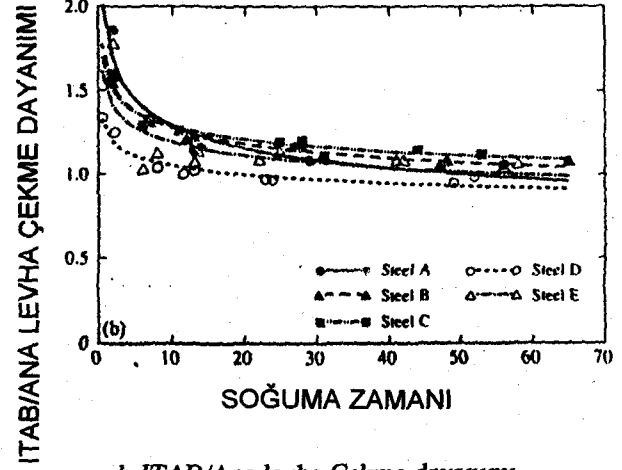


Şekil 4.7 Soğuma zamanı ve mekanik özellik ilişkisi

Bu seviye başlangıç ana levha dayanımına bağlıdır. $\Delta t_{8/5} < 5$ s hızlı soğutma oranlarında, yüksek dayanım değerlerine rastlanmaktadır. Bu da, ana metal dayanımının, düşük sıcaklık söz konusu olduğunda ($E \approx 1 \text{ Mj m}^{-1}$) kaynak süresince, tavlama ile sürekli yükselebildiğini göstermektedir. Soğuma zamanından bağımsız olarak, Çelik E en yüksek kuvveti göstermektedir. Bu olay, ana levhanın başlangıçtaki temperlenmiş martenzit mikroyapısından ve molibden, nikel ve bakır ilavelerinden kaynaklanan yüksek sertleşme kabiliyetinden dolayı meydana gelmektedir. Çelik B ve C için genelde, başlangıçtaki ferrit-perlit mikroyapısı ve Pcm değerinden dolayı, alçak dayanım değerleri elde edilmektedir. Şekil 4.8a'da görüldüğü gibi, $\Delta t_{8/5} > 10-15$ s gibi yavaş soğutma oranları için, akma dayanımı ana levha mukavemetinin altında bir seviyeye düşmektedir. Bu durum büyük bir ihtimalle ana metal mikroyapılarının M-Ö adacıklarından perlitte dönüşmeleriyle ilgilidir. Buna karşın, Şekil 3b'deki veriler, gerilme dayanımının, çeliğin soğuma zamanı ve kimyasal bileşiminden bağımsız olarak, ana metalin dayanımından daha fazla olma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Sonuç olarak, asıl levhanın akma/gerilme dayanımı oranları, interkritik kaynak çevrimleriyle azalmaktadır.



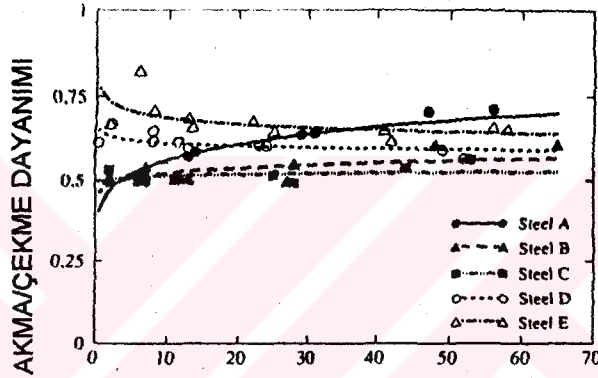
a-ITAB/Ana levha Akma dayanımı



b-ITAB/Ana levha Çekme dayanımı

Şekil 4.8 Soğuma zamanının ITAB/Ana levha mekanik özellikleri oranı

ITAB akma/gerilme dayanımları orantısının 0.5 ve 0.75 arasında olduğunu gösteren şekil 4.9 ile bu olay iyice açıklanmaktadır.



Şekil 4.9

Ana levha dayanımında bir karşılaştırma (Tablo 4.3) yapıldığında, normalize edilmiş C-Mn ile düşük karbon mikroalaşımli çelikler 0.6 ve 0.7 arasında bir orana sahiptirler, ancak, hızlı soğuyan/sulanmış ve temperlenmiş çelikler için oran 0.85 ile 0.9 arasında yer almaktadır. Düşük akma dayanımı ve buna bağlı olarak ikili martenzit-ferrit mikroyapılarının düşük akma/gerilme dayanımı oranları kayan dislokasyonlara bağlanmaktadır. Bu dislokasyonlar, soğuma süresince tavlama sıcaklığında östenitten martenzite dönüşme sırasındaki bir hacim genişlemesinden kaynaklanmaktadır.

İnterkritik ITAB için kırılmadaki uzama, başlangıçta ferrit-perlit mikroyapıları olan A, B ve C ana levhaları için benzer nitelikler göstermektedir. Başlangıçta temperlenmiş martenzit mikroyapıları olan D ve E Çelikleri için ise daha yüksek değerler bulunmaktadır.

İnterkritik ITAB'ın dayanımı karışım kuralı uygulanarak tahmin edilebilir:

$$\sigma = f_{M-O} \sigma_{M-O} + f_{F-P} \sigma_{F-P} + f_F \sigma_F \quad (4.14)$$

Bu formülde f hacim bölümü, σ dayanım ve M-Ö, F-P ve F, sırasıyla M-Ö adacıklarının, ferrit-perlit ve kalan ferriti (veya baynit-temperlenmiş martenzit) belirtmektedir.

Daha önce yayınlanan veriler σ_y akma dayanımı ve σ_{uts} gerilme dayanımının Vickers sertliğine Hv ve germe sertliği olan n değerine bağlı olduğunu göstermektedir. n ile olan ilişkilerine göre, i mikroyapı tipini belirleyerek,

$$\sigma_{y,i} = 3.1(f_i \sigma_i)(0.1)^n - 80 \quad (4.15)$$

$$\sigma_{ub,i} = 3.5(f_i \sigma_i)(1-n) \left(\frac{12.5n}{1-n} \right)^n - 92 \quad (4.16)$$

M-Ö adacıkları, ferrit-perlit veya dönüşmemiş ferrit ve σ_y ve σ_{uts} MN_M^{-2} dedir.

Germe sertliği katsayısı n , (4.17) te olduğu gibi $\Delta t_{8/5}$ soğuma zamanına bağlı olabilir.

$$n = 0.145 (\Delta t_{8/5})^{0.046} \quad (4.17)$$

Böylece n değeri ITAB için 0.15 (hızlı soğuma) ve 0.18 (çok yavaş soğuma) değerleri arasında değişir.

M-Ö adacıklarının sertliği özellikle kendi karbon içerikleriyle C_{M-O} bağlantılıdır.

$$H_{V(M-O)} = 884 C_{M-O} (1 - 0.3 C_{M-O}^2) + 294 \quad (4.18)$$

Ferrit-perlitin Vickers sertliği genelde 180-220 HV'dir ve ferritin ana levha sertliği ile temperlenmiş martenzit (düşük karbonlu tipi) sırasıyla 150-170 ve 200-270 HV'dir.

ITAB'ın mukavemetini hesaplamak için mikroyapıyı kimyasal bileşim ve kaynak parametrelerinin (örneğin soğuma oranı) fonksiyonu olarak belirleyen denklemler gereklidir. 770 C°'lik bir üst sıcaklıkta, alaşım atomlarının tekrar düzenlenmesi için zamanın yetersiz olduğu tahmin edilebilir. Ancak, elektron mikroskobu, iki fazlı çeliklerin tavlamasından raporlanan ergime zamanına paralel olan, perlitin tüm ergimesi için zamanın yetersiz olduğunu ortaya çıkarmıştır. Sonuç olarak, östenitten dönüşen ferrit kısmı ihmal edilebilir. Bu prensip daha yüksek tavlama sıcaklıkları için uygulanamaz. Bu şartlar altında, önemli miktarda ferrit-perlit oluşabilir ve bu aşağıda gösterildiği şekilde hesaplanabilir. (f_o östenit kısmının hacmidir):

$$f_{P-P} = f_o - f_{M-O} \quad (4.19a)$$

Sonra, dönüşmemiş ferrit ise aşağıdaki gibi hesaplanır:

$$f_P = 1 - f_o \quad (4.19b)$$

Tp üst sıcaklığında oluşan östenit kısmı ikili Fe-C faz diyagramından aşağıdaki şekilde çıkarılabilir:

$$f_o = \frac{(Ac_3 - Ac_1)C_{bp}}{(Ac_3 - T_p)0.8 + (T_p - Ac_1)C_{bp}} \quad (4.20)$$

Bu formülde Ac_3 ve Ac_1 dinamik, Ac_3 ve Ac_1 sıcaklıkları ile C_{bp} ana levhanın karbon yoğunluğunu göstermektedir. Östenitin karbon yoğunluğu

$$C_o = \frac{C_{bp}}{f_o} \quad (4.21)$$

formülüyle yaklaşık olarak bulunabilir.

$\Delta t_{8/5}$ soğuma zamanının fonksiyonu olarak ölçülen M-Ö adacıkları kısmının hacmi için yayınlanan basit regresyon analizi verilerini kullanarak, aşağıdaki ilişkiler elde edilebilir: Düşük karbon mikroalaşımli çelikler için:

$$f_{M-\dot{O}} = 0.6P_{cm}(\Delta t_{8/5})^{-0.36} \quad (4.22a)$$

ve C-M₀ çelikleri için:

$$f_{M-\dot{O}} = 0.6CE_{iw}(\Delta t_{8/5})^{-0.67} \quad (4.22b)$$

Burada P_{CM} ve CE_{iw} düşük karbon^{18,19} ve C-Mn çelikleri için geliştirilen karbon eşitlikleridir.

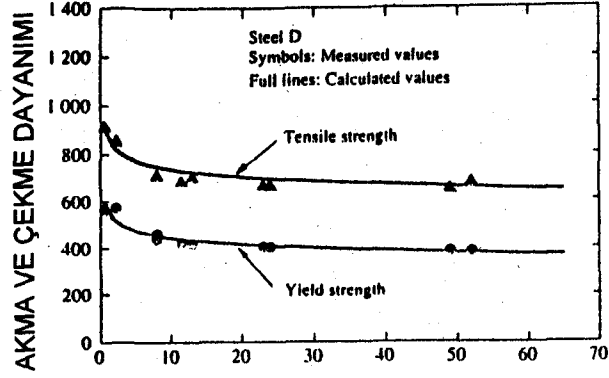
$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{V}{5} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + 5.B + \frac{t}{600} + \frac{H}{60} \quad (4.23a)$$

$$CE_{iw} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.23b)$$

4.22a ve 4.22b denklemleri arasında yapılan bir karşılaştırma, M-Ö kısmı hacminin C-Mn çeliklerinde, düşük karbon mikroalaşımli çeliklerden daha çabuk seviye kaybettiğini göstermiştir. Bu, büyük bir ihtimalle nikel ve bakır ilavelerinden ve bir ölçüde de son derecelerdeki molibden ve bordan kaynaklanmaktadır. C-Mn çelikleri için, üst sıcaklıkta oluşan yüksek östenit miktarına rağmen, östenit perlitte dönüşmektedir.

M-Ö kısmı hacim hesaplamalarından sonra, ferrit-perlit kısmı ve dönüşmemiş ferlit denklem 4.19 yoluyla belirlenebilir. Böylece, ITAB dayanımı 4.14-4.23 denklemleri birlikte kullanılarak tahmin edilebilir.

ITAB dayanımının hesaplanmasında kullanılan sertlik verileri Tablo 4.4'te özetlenmiştir. Basitleştirmek için, tüm çeliklerde sırasıyla 755 ve 870 C°'lerin dinamik Ac_3 ve Ac_1 sıcaklıkları kullanılmıştır. Bunların, düşük karbon mikroalaşımli ve C-Mn çeliklerine oranla ortalama Ac_3 ve Ac_1 sıcaklıkları için mantıklı tahminler olduklarını ölçümler göstermiştir. Çelik D için ölçülmüş ve hesaplanmış akma ve gerilme dayanımları arasında yapılan karşılaştırma şekil 4.10'da gösterilmektedir.



Şekil 4.10 Soğuma zamanının hesaplanan ve ölçülen değerlere etkisi

Çelik	Yeni Ferrit-perlitte sertlik (Vickers)	Dönüşmemiş sertlik (ferrit/temperlenmiş martenzit)
A	220	170(ferrit)
B	220	160(ferrit)
C	220	160(ferrit)
D	220	200(baynit-temperli martenzit)
E	220	270(temperlenmiş martenzit)

Tablo 4.4 Hesaplama kullanılan Vickers Sertlik değerleri

Akma ve gerilme dayanımlarının, $\Delta t_{8/5}$ soğuma zamanının bir fonksiyonu olarak çok doğru şekilde tahmin edilebileceği şekilden görülmektedir. Ayrıca, tüm çelikler için ölçülen değerlere karşı hesaplanan değerler çıkarıldığında, ITAB'ın akma ve gerilme dayanımları hem ana levhanın kimyasal bileşiminden, hem de $\Delta t_{8/5}$ kaynak soğuma zamanından görece olarak daha doğru şekilde elde edilebilir. Fakat, yüksek dayanımlı düşük alaşımlı Çelik E için, gerilme dayanımı bir şekilde yüksek çıkmaktadır. Bu sapma, başlangıç sertliğinin, M-Ö kısmı hacminin ya da burkulma sertleştirme oranının fazla gösterilmesinden kaynaklanmış olabilir.

770 C°'lik üst sıcaklık için olan verilere ek olarak, göreceli olarak tahmin edilen dayanım daha fazla östenit kısmı için elde edilebilir. (Örneğin, 800 ve 850 C° üst sıcaklıkları). Fakat, çok az veri mevcuttur ve daha yüksek tavlama sıcaklıkları için akma ve gerilme dayanımlarının ölçülen ve hesaplanan değerleri arasında yapılan bir karşılaştırma için daha geniş bir altyapı oluşturma amacıyla, diğer çeliklerin de test edilmeleri gerekmektedir.

Yapısal çeliklerin etki testinden elde edilen veriler, ITAB'daki tokluk kaybının en çok başlangıçtaki kabalaşmış ITAB tanesinin tavlamaıyla bağdaşan çifte çevrimli kaynak simülasyonunda görüldüğünü göstermiştir (1350 C°'de üst sıcaklıktaki ilk döngü ve daha sonra ≈ 770 C° üst sıcaklıkta ikinci bir döngü). Burada, temperlenmiş martenzit-ferrit (sideplate)lerinin dayanımlarını hesaplamak için 230HV'lik bir sertlik kullanılmıştır. Ayrıca, n değeri ilk kaynak çevrimi esnasındaki kaba taneli ITAB ile oluşan yüksek sertlik oranındaki kaba mikroyapıya göre ayarlanmalıdır. Bu, aşağıdaki denklemi kullanarak bulunabilir:

$$n=0.65 (\Delta t_{8/5})^{0.17} \quad (4.24)$$

(4.17) No'lu denklemin tersine, (4.24) no'lu denklem yoluyla belirlendiğinde η değeri genelde 0.07 (hızlı soğuma) ile 0.14 (çok yavaş soğuma) arasında değişir.

Çok yüksek tavlama sıcaklıkları için önerildiği gibi, ölçülen ve hesaplanan dayanım değerlerini karşılaştırmak için baz oluşturması açısından, çifte çevrimli numunelerin daha fazla gerilme testlerine tabi tutulmaları gerekebilir.

(4.14)-(4.23) No'lu denklemler ITAB akma ve gerilme dayanımlarının görelî olarak daha doğru tahmin edilmelerine imkan verdiklerine göre, dayanıma pek çok farklı mikroyapının katılması söz konusu olabilir. ITAB dayanımına olan en önemli katkının, normalize edilmiş çelikler için ferritten, temperlenmiş ve sulanmış çeliklerde temperlenmiş martenzit-baynitten kaynaklandığı ortaya çıkmaktadır. Bu gözlem, 770C°'lik üst sıcaklıkta tutulmuş temperlenmiş martenzit-baynit (genelde >80-85 hacim -%) ve ferrit kısımlarının yüksek ana levha hacmiyle uyumludur. Çok hızlı soğuma oranları için ise ($\Delta t_{8/5} < 2s$) bir istisna gözlemlenmektedir. Buralarda, M-Ö adacıklarının akma ve gerilme dayanımlarına katkısı sırasıyla toplam dayanımın %30-60'ına denk gelen 200-300 ve 300-450 Mnm² 'dir. Düşük soğuma oranlarında ($\Delta t_{8/5} > 30s$), M-Ö'nün katkısı hızla $\approx 10-15\%$ düşmektedir. M-Ö'nün tersine, ferrit-perlit kısmının hacmi, yükselen soğuma zamanıyla artmaktadır. Sonuç olarak, dayanım katkısı 2 ve 65s'nin $\Delta t_{8/5}$ değerleri için sırasıyla 0-5'ten 12-25%'ye yükselmektedir. Burada, en geniş katkı, fazla karbon içeriği sonucu yüksek ferrit-perlit kısmı hacmiyle orantılı olan C-Mn ana levhasından gelmektedir. Gerilme sünekliği ayrıca mikroyapıya da bağlıdır. Mikroyapı sadece M-Ö kısmı hacmi değil, başlangıçtaki ana levha mikroyapısı ve dayanımıdır. Çünkü sadece kısmi dönüşüm gerçekleşmektedir. Ayrıca, yeterli bir ilk östenit tanesi boyutu ile (D ve E çelikleri) martenzit temperlenmiş başlangıç ana levhası ve daha doğrusu küçük martenzit sahaları, düşük M-Ö içeriklerinde, ferrit-perlitinkinden (A, B ve C çelikleri) daha fazla uzama değerlerine yol açmaktadır. Nikel ilavesinin gerilme sünekliğine faydalı olması da mümkündür (0.64 ve 0.97% Ni). Yüksek M-Ö kısmı hacmi için (>0.08-0.1), uzama başlangıç mikroyapısına daha az bağlıdır. Süneklik başlıca M-Ö bileşiminden etkilenir gözükmektedir. Bu sonuçlar, benzer mikroyapıları olan iki fazlı çeliklerle karşılaştırıldığında, hızlı soğuma oranlarındaki (kaynakta $\Delta t_{8/5} < 5s$ 'lik soğuma zamanına eşdeğer 50 Ks⁻¹ 'den büyük) iki fazlı çelikler için de kırılma uzamasında önemli bir azalma gözlemlenmektedir. Sonuçta, hem yavaş (gerilme testi), hem de yüksek gerilme oranlarında (0'dan küçük sıcaklıklarda Charpy V-notch testi), yüksek M-Ö kısmı hacminin ITAB sünekliğine zararlı olduğu görülmektedir.

Sonuç olarak;

Düşük ısı girdisi olan kaynakta, süneklikte bir kayıp esnasında, ITAB için yüksek akma ve gerilme dayanımı değerleri elde edilebilir. Akma dayanımı, ana levha dayanımının altında bir dereceye kadar yükselen soğuma zamanıyla düşmektedir. Ancak, gerilme dayanımı, soğuma zamanı ve çeliğin kimyasal bileşiminden bağımsız olarak ana metalin dayanımından daha fazladır.

Teorik ve ampirik denklemler, ITAB'ın akma ve gerilme dayanımlarını tahmin etmek için, birlikte kullanılmışlardır. Burada, östenit ayrışması esnasında oluşan mikroyapı (Örneğin, martenzit-östenit

adacıkları kısmı hacmi), Vickers sertliği, burkulma sertliği katsayısı, 500 ve 800°C arasındaki kaynak soğuma zamanı ve üst sıcaklık, başlıca parametrelerdir. Ölçülen ve hesaplanan değerlerin karşılaştırılması, akma ve gerilme dayanımlarının, göreceli olarak daha yüksek doğrulukta tahmin edilebileceğini göstermektedir.

4.4 SULANMIŞ VE MENEVİŞLENMİŞ YÜKSEK DAYANIMLI DÜŞÜK ALAŞIMLI (YDDA) ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA ITAB'NİN SERTLİĞİNİN TAHMİNİ:

Günümüzde yapılan çalışmalar ; mevcut literatürün gözden geçirilmesi ve laboratuarlarda yapılan deneysel çalışmalar olmak üzere ikiye ayrılmıştır. Literatüre bakıldığında , son zamanlarda üretilen sulanmış ve temperlenmiş YDDA çeliklerin ITAB'nin sertliğinin hesabında basit ve kullanışlı bir formülün olmadığı görülür. Dört değişik ergimeden 12 sulanmış ve temperlenmiş levha üzerinde deneysel çalışmalar yapılmıştır. Çatlakların gözlenmediği max. ITAB sertliği ve çatlakların belirmediği min. ITAB sertliği, kontrollü termal sertlik testleri sonucu belirlenmiştir. İstatistiksel hesaplamalar ve deneysel verilerin eşleşmesi analizleri sonucu, kritik ITAB sertliğinin tahmininde K.Lorenz ve C.Düren tarafından bulunan karbon eşdeğerinin kullanılması - 800°'den 500°'ye 6s.'de soğuma hızıyla- en iyi neticeyi verir.

Sulanmış ve temperlenmiş (S&T) çeliklerin kaynak edilebilirliği , önce kimyasal yapısından karbon eşdeğeriyle değerlendirilmiştir. Kritik ITAB sertliğinin soğuk çatlamaya direncinde güvenli kaynak prosedürleri tasarlanmıştır. Ve karbon eşdeğeri ve soğuma zamanı 800° ila 500° ($t_{8/5}$) arasında kontrol edilmiştir. Literatürde pek çok karbon eşdeğeri ve max. ITAB sertliği formülleri vardır. Max. ITAB sertliği formülleri için farklı karbon eşdeğeri formülleri esas alınmıştır ve bunlarla farklı bağıntılar kurulmuştur. Burada problem S&T YDDA çeliklerinde ITAB sertliği için hangi karbon eşdeğerinin daha kullanışlı olduğunun değerlendirilmesindedir.

Şu ana kadar olan literatür incelenmiş ve sonuçlar aşağıda verilmiştir;

Otoriteler, ITAB sertliği formüllerinde kullanılan farklı kaynak karakteristik eğrileri verirler. 1973'te M.Beckert ve R.Holz aşağıdaki eşitliği ile HV_{max} ve $t_{8/5}$ eğrisi tanımladılar.

$$HV_{max} = H + \frac{K}{\exp(bY)^2} \quad (4.25)$$

Burada $H = 167 \cdot CE_{BH}^{2.42} + 137$

$K = 939 \cdot C - 167 \cdot CE_{BH}^{2.42} + 147$

$b = \exp(-0.013 \cdot H + 0.8)$

$$CE_{BH} = C + \frac{Mn}{2.9} + \frac{Si}{11} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{3.2} + \frac{Cu}{3.9} + \frac{Mo}{3.4}$$

$Y = 800^\circ$ 'den $500^\circ C$ 'ye soğuma zamanı - saniye

1981'de K.Lorenz ve C.Düren bir formül geliştirdiler :

$$HV_x = 2019 \left((1 - 0.5 \cdot \log t_{8/5}) \cdot C + 0.3 \cdot (CE_B - C) \right) + 66 \cdot (1 - \log t_{8/5}) \quad (4.26)$$

0 < %martenzit < 100 için.

$$CE_B = C + \frac{Mn}{8} + \frac{Si}{11} + \frac{Ni}{17} + \frac{Cr}{5} + \frac{Cu}{9} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{3}$$

1981'de T.Terasaki -3- nolu formülü buldu ve 1984'te aşağıdaki gibi geliştirdi:

$t > t_M$,

$$HV_{max} = H_0 + (H_M - H_0) \cdot \exp \left[-0.2 \left(\frac{t}{t_M} - 1 \right) \right] \quad (4.27)$$

$$t \leq t_M \quad HV_{max} = H_M = 812 \cdot C + 293$$

Burada;

$$H_0 = 164 \cdot \left(C + \frac{Si}{2} + \frac{Cr}{7} + \frac{Mo}{2} + V + Cb + 7B \right) + 153 \cdot \log t_M = 2.5 \cdot P_V - 1.27$$

$$P_V = C + \frac{Mn}{3} + \frac{Cu}{4} + \frac{Ni}{8} + \frac{Cr}{10} + \frac{Mo}{3} + 5B$$

t_M , %100 martenzit veren soğuma zamanı

Görülebileceği gibi %100 martenzit yapısı , max. ITAB sertliği lineer ve sadece çeliğin karbon miktarına bağlıdır.

1981' de N. Yurioka HV_{max} ve soğuma zamanında $\arctan x$ kullanarak bir eğri tanımladı ve 1987'de bundan daha basit bir formülü aşağıdaki gibi geliştirdi:

$$HV_{max} = 442 \cdot C + 99 \cdot CE_{II} + 206 + (402 \cdot C - 90 \cdot CE_{II} + 80) \cdot \arctan(x) \quad (4.28)$$

Burada;

$$X = \frac{\log(t_{8/5}) - 2.3CE_I - 1.35CE_{III} + 0.882}{1.15CE_I - 0.673CE_{III} - 0.601}$$

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{12} + \frac{Cr}{8} + \frac{Mo}{4} + DH$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{10} + \frac{Ni}{18} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{2.4} + \frac{V}{5} + \frac{Cb}{3}$$

$$CE_{III} = C + \frac{Mn}{3.6} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{9} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$$

Temel oksijen dönüşümlü çelikler için bor ve nitrojenden ötürü sertlik artışı aşağıdaki gibidir:

$$\Delta H = 0 \quad B \leq 1 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.03 f_N \quad B = 2 \text{ ppm} \quad , \quad f_N = (0.02 - N) / 0.02$$

$$\Delta H = 0.06 f_N \quad B = 3 \text{ ppm}$$

$$\Delta H = 0.09 f_N \quad B \geq 4 \text{ ppm}$$

1984 yılında C.Cottrell aşağıdaki formülü geliştirdi:

$$HE = 80 + 800(C + 3.N + 0.29) \cdot \exp\left(-0.25 \cdot r^{1.5CE} + \frac{Ni}{Mn^2}\right)^2 \quad (4.29)$$

Burada;

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{V}{3} + \frac{Cb}{4C} + \frac{0.0001}{S}$$

$$r = \frac{0.0264(t - t_0)^2}{p \cdot J} \quad \text{soğuma oranı } 800^\circ\text{-}500^\circ\text{C'ye } ^\circ\text{C/s.}$$

t= hesaplanan sıcaklık

t₀= çevrim veya ön ısıtma sıcaklığı

J= giren ısı miktarı (kj/mm)

p= kaynağa giren ısı miktarı yüzdesi

1985'te H.Suzuki HV_{max} eğrisini yaklaşık olarak buldu:

$$HV_{\max} = H_\infty + \frac{K}{1 + \exp[a(Y - Y_s)]} \quad (4.30)$$

Burada;

$$H_\infty = 884 \cdot C + 287 - K$$

$$Y = \log t_{8/5}$$

$$K = 237 + 1633 \cdot C - 1157 \cdot P_{cm}$$

$$aK = 566 + 5532 \cdot C - 2280 \cdot P_{cm}$$

$$Y_s = -0.03 - 6 \cdot C + 7.77 P_{cm}$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Bu formüller pratikteki uygulamalarda oldukça görüldüğünden H.F.Tremlett benzer eşitlik geliştirmiştir:

$$HV_{\max} = 1200 \cdot CE - 200 \quad (4.31)$$

$$CE = C + \frac{Si}{12} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4}$$

Bu formül 1945 yılında 12.7 mm kalınlığında normalize edilmiş levhalarda yapılan deneylerin sonucu olarak bulundu. Bu formüle uygun olması için farklı bir CE kullanılmasına gerek duyulmuştur.

Maksimum ITAB sertliğinin tahmini kaynak edilmiş çeliklerde soğuk çatlama eğilimi hakkında tüm bilgileri vermez. Bu nedenle uzmanlar kritik ITAB sertliği ve bazı karbon eşdeğerliliği arasında bir bağıntı için araştırmalar yaptılar;

Bu araştırmalara göre;

20 adet piyasalarda satılan sulanmış ve temperlenmiş çelikler kullanıldı. Bu çelikler 11 ayrı eriyikten gelmiş kalınlıkları 11-25 mm arası değişiyordu ve standard noları 1.0562, 1.8905, 1.8962 ve 1.7242 idi. Çeliklerin akma değerleri 420-690 MPa arasında idi ve tamamen Al giderilmişti. Gereken gerilim özellikleri Tablo 1'de, çeliklerde bulunan alaşım elementleri Tablo 2'de verilmiştir.

Tablo 3'de hesaplanan karbon eşdeğerleri şöyledir.

$$CE_{Irw} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (\text{Uluslararası Kaynak Enstitüsü})$$

$$CE_{BWI} = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (\text{İngiliz Kaynak Enstitüsü})$$

$$CE_{LD6} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Si}{23} + \frac{Ni}{34} + \frac{Cr}{11} + \frac{Cu}{19} + \frac{Mo}{12} + \frac{V}{6} \quad (\text{Lorenz ve Düren eşitliği})$$

$$CEN = C + \left[0.75 + 0.25 \tanh 20(C - 0.12) \right] \left[\frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{34} + \frac{Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + Cb + V}{5} + 5B \right] \quad (\text{N. Yurioka})$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (\text{Ito ve Bessyo eşitliği})$$

Çelik	Akma direnci MPa	Çekme Direnci MPa	Uzama %
1.0562	420	490-680	18
1.8905	460	550-720	17
1.8962	620	720-890	15
1.7242	690	770-940	13

Tablo 4.5 Ölçülen çeliklerin gerilme değerleri

Deneyler koruyucu metal ark dolgu kaynağında düşük hidrojenli elektrodlarla yapılmıştır. Çalışma şartları ise 170-190 A akım, 25-33 V gerilim, 0.17-0.28 cm/dak. kaynak hızı ve 17.8-30.2 kJ/cm. ısı girişi yapılmıştır. Daha sonra numunelerin sertlikleri ölçülmüş ve bunlar Tablo 4.7'de gösterilmiştir.

ÇELİKLER				
Alaşım	1.0562	1.8905	1.8962	1.7242
C	max0.20	max0.20	max0.10	0.11-0.18
Mn	1.00-1.50	1.20-1.65	0.60-1.00	0.60-1.00
Si	0.20-0.55	0.20-0.60	0.15-0.35	0.15-0.35
P max	0.035	0.035	0.015	0.03
S max	0.035	0.035	0.01	0.03
Cr	max0.30	max0.30	1.00-1.40	0.40-0.65
Ni	max0.30	max0.30	max0.25	0.70-1.00
Cu	max0.30	max0.30	0.25-0.40	0.25-0.40
Mo	-	-	0.40-0.60	0.40-0.60
V	-	0.05-0.15	-	0.03-0.08
Al	0.02-0.06	0.02-0.06	0.02-0.06	0.02-0.06
B	-	-	max0.004	max0.005
Cb	-	-	0.015-0.035	-
Ti	-	-	0.01-0.03	-

Tablo 4.6 Kullanılan çeliklerin alaşım elementlerinin miktarı

Tablo 4.7 Karbon eşdeğerleri ve max ITAB sertliği

Çelik	Eriyik no	kalınlık	Karbon Eşdeğerleri					HV _{max}
			CE _{LD6}	P _{cm}	CE _{BW1}	CE _{IW}	CEN	çatlak çatlama yok
1.0562	414097	12	0.254	0.234	0.423	0.371	0.365	- 304
1.0562	424994	12	0.263	0.242	0.450	0.396	0.389	- 315
1.0562	711176	25	0.275	0.252	0.482	0.425	0.416	334 344
1.0562	720946	25	0.261	0.240	0.443	0.388	0.382	305 330
1.8905	414827	12	0.293	0.264	0.485	0.432	0.426	- 330
1.8905	302662	12	0.299	0.271	0.491	0.428	0.431	- 332
1.8905	302662	25	0.299	0.271	0.491	0.428	0.431	299 349
1.8905	524628	25	0.335	0.301	0.550	0.500	0.501	357 373
1.8962	114110	12	0.356	0.302	0.727	0.687	0.357	380 401
1.8962	116520	12	0.315	0.267	0.622	0.570	0.386	442 397
1.7242	17649	12	0.360	0.320	0.618	0.560	0.548	459 466
1.7242	61692	12	0.397	0.355	0.665	0.620	0.626	464 473

Farklı derecedeki çelik levhalar, ısı girişi , kaynak sıcaklıkları ve levha kalınlıkları, farklı ITAB değerleri göstermiştir. HV_{max} ile karbon eşdeğeri arasındaki lineer bir bağlantı olduğu istatistiksel analizler sonucu görülmüştür. Sonuçlar tabloda verilmiştir.

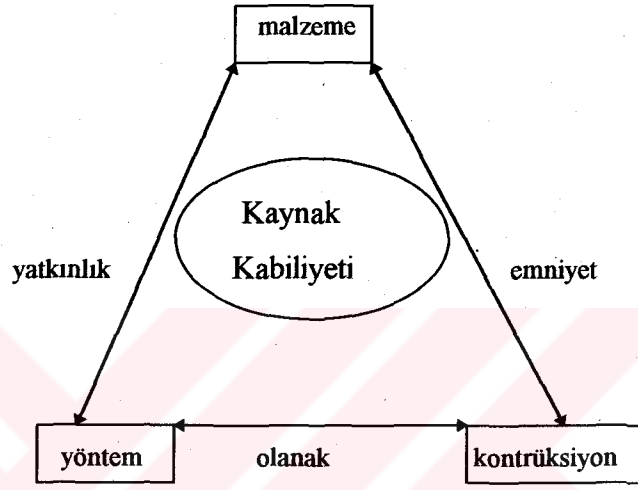
Karbon Eşdeğeri Formülleri	Çatlak olmaması için %90 güvenilir eşitlikler	Bağlantı katsayısı	Karbon eşdeğerinden standard sapma
CE _{LD6}	HV _{max} =1144.CE _{LD6} + 12 HV _{max} =1144.CE _{LD6} -17	0.954	0.04962
P _{cm}	HV _{max} =1352.P _{cm} - 7 HV _{max} =1352.P _{cm} - 55	0.831	0.03658
CE _{BW1}	HV _{max} =491.CE _{BW1} + 102 HV _{max} =491.CE _{BW1} + 53	0.806	0.09775
CE _{IW}	HV _{max} =461.CE _{IW} +143 HV _{max} =461.CE _{IW} +93	0.795	0.10254
CEN	HV _{max} =472.CEN +163 HV _{max} =472.CEN +112	0.670	0.08447

Tablo 4.8 ITAB sertliği ile CE arasındaki lineer bağlantının gösterimi

Görüldüğü gibi ITAB sertliği ve karbon eşitliği arasındaki en iyi bağlantı K. Lorenz ve C. Düren tarafından bulunandır.

5.0 KAYNAK KABİLİYETİ

Metalsel malzemelerin kaynak işlemi ile şekillendirilmeleri sırasındaki davranışları aynı değildir. Kaynağa elverişlilik olarak tanımlanan bu kavram , işlemde kullanılan malzeme, uygulanan yöntem ve konstrüksiyon gibi faktörlerin bir arada düşünülmesiyle anlam kazanmaktadır.



Şekil 5.1 Kaynak kabiliyetinin gösterimi

Eğer bir malzemenin kaynak kabiliyeti yüksekse o malzeme öngörülen yöntemle, ilave bir önlem almadan, tasarlanmış bir konstrüksiyona uygulanabilir.

Malzemenin kaynak uygulamasındaki davranışı, kimyasal bileşimi, üretim metodu ve gördüğü işlemlere bağlıdır.

Burada malzeme, yöntem ve konstrüksiyon kaynak kabiliyetinin tanımında kullanılan etkenlerdir. Esas etkenler ise bu özelliklerle anlam kazanan, malzemenin kaynağa yatkınlığı, konstrüksiyonun kaynak emniyeti ve öngörülen birleştirmenin yapılabilme olanağı olarak ortaya çıkmaktadır.

Kaynağa yatkınlık öncelikle seçilen malzemenin özelliklerine bağlıdır. Seçilen malzemenin kimyasal, metalurjik ve fiziksel özellikleri göz önünde tutularak bir kaynak yöntemi belirlenir. Genelde bir malzemenin kaynağa yatkınlığı o malzemenin içinde bulunduğu malzeme grubuyla değerlendirilir. Bu genel çerçevenin dışına çıkan bazı malzemeler için konstrüksiyonunda dikkate alınarak bir değerlendirme yapılması gerekir. Malzemelerin kaynağa yatkınlığını belirleyebilmek için aşağıdaki faktörlerin net olarak bilinmesi gerekmektedir:

- Malzemenin kimyasal bileşimi
- Üretim yöntemine bağlı metalurjik özellikleri

- Malzemenin fiziksel özellikleri

Malzemelerin kimyasal bileşimleri, dayanımlarının ortaya çıkmasında ana etkindir. Bileşim bu özelliğe paralel olarak, sertleşme, yaşlanma, gevrek kırılma, sıcak çatlama eğilimleri, yapısal değişimler, yapı içinde gazların difüzyonu gibi oluşumlarında etkenidir.

Malzemeler bazı özelliklerindeki, üretildikleri metod ve gördükleri işlemlerden kazanırlar. Üretimlerindeki ergime ve dezoksidasyon oranları, sıcak veya soğuk şekil verilmiş yada ısı işlem görmüş olmaları başlıca örnekler olarak gösterilebilirler. Ayrıca kimyasal bileşenlerden birinin belli bir yerde birikerek yapıdaki ortalama yüzdesinden sapma olarak tanımlanan segregasyonlar, ergime esnasında yapıda kalarak katılaştıran sülfür, nitrür gibi çeşitli bileşimlerin oluşumu, dayanım özelliklerinde görülen eşyönsüzlükler, malzeme yüzeyinin durumu gibi özellikleride bu örnekler arttırılabilir.

Kaynak işlemi uygulanacak metalsel malzemelerin, ısı genleşme katsayıları, ısı iletkenlikleri, özgül ısıları, ergime sıcaklıkları veya alaşımların ergime aralıkları gibi fiziksel özellikleride kaynak kabiliyeti açısından önemlidir.

Birleştirme tekniği ile imali tasarlanan bir konstrüksiyonda kusursuz kaynak dikişi oluşumu doğal ön koşuldur.

Konstrüksiyon tasarlanmış bir yapının boyutları, biçimi ve kesitleri olarak ifade edilebilir. Konstrüksiyonda önceden belirlenen boyut, biçim ve kesitlere bağlı kalınarak gerekli mekanik özelliklere ulaşma sağlanmalıdır. Bu durumun gerçekleşebilmesi ise seçilen kaynak yönteminin konstrüksiyona uygulanabilmesi ön şartına bağlıdır.

Kaynak emniyeti ile belirlenmiş işletme koşulları içinde kullanılan malzeme ile oluşturulan konstrüksiyonun fonksiyonlarını yerine getirirken, kaynak dikişininde tüm sistemle aynı emniyeti sağlaması tanımlanır.

Konstrüksiyonlarda kaynak emniyetinin, bütün sistemin veya sistemin bir kısmının emniyetinden daha büyük olması istenir. Kaynak emniyetine etki eden faktörler ise:

- Tasarım
 - Zorlama durumları ve çeşitleri
 - Et kalınlıkları
 - İşletme koşullarındaki sıcaklıklar
- olarak sıralanabilir.

Tasarım aşamasında, ani kesit değişimlerinden ve özellikle dinamik zorlamalar altında çalışacak parçalarda çentik etkisini ortaya çıkarabilecek durumlardan kaçınmak gerekir. Ayrıca ısı etkisi ile oluşabilecek özgül gerilmeleride göz önüne almak gerekir.

Kaynak kabiliyetinin ortaya çıkarılmasında dikkat edilmesi gereken işlemler aşağıda belirtilmiştir:

- Kaynak için ön işlemler
- Kaynak işleminin yapılışı ve izlenecek sıra
- Kaynak sonu işlemler.

Malzemelerin yüzeyindeki tufal, oksit, yağ, boya gibi kaynak kabiliyetine olumsuz etki eden malzemeler ergitme esaslı kaynak yöntemlerinde gözenek oluşumuna, elektrik direnç kaynağında elektrod temas noktasında saptanan dirençten sapma hatalarına neden olurlar. Soğuk pres kaynağında yetersiz yüzey temizliği, kaynak uygulamasını olanaksız hale getirmektedir. Özellikle Al ve alaşımları gibi oksitleri yüksek sıcaklıklarda ergiyen metaller için, kaynağa ön hazırlama koşulu daha büyük anlam taşımaktadır. Güvenli kaynak birleştirmesine ulaşılması, kaynak ağızlarının seçilen yönteme bağlı olarak uygun şekilde hazırlanması ile mümkündür. Gerek uygun hazırlanmış kaynak ağızları gerekse uygulamada doğru kaynak sıraları ile çalışma, oluşabilen kaynak iç gerilmelerini azaltma veya üniform yayma yönünden büyük önem taşımaktadır.

Birim dikiş boyu oluşturmada, malzemeye yüklenen ısı enerjisi yöntemlere bağlı olarak farklılıklar göstermektedir. Bu durum malzemenin gaz absorpsiyonu, sertleşme eğilimi ve kaynak gerilmelerinde değişimler ortaya çıkarmaktadır. Ayrıca yöntemlere bağlı yüksek sıcaklıklara çıkma ve sıcaklıklarda kalma süresinin uzaması, alaşımlı çeliklerde kararsız östenit yapıda krom-karbür oluşumu gibi istenmeyen fazların ortaya çıkması şeklinde kaynak bölgesine yansımaktadır.

Bazı birleştirmelerde, herhangi bir çatlama oluşmadan kaynağın tamamlanmasına rağmen, işletme koşullarında çatlamlar ortaya çıkabilmektedir. Kaynak uygulamasındaki ısı girdisine dayanan bu tür hasarların önlenmesi için işlem aşamasında ve sonrasında ısı işlemlere başvurulması gerekmektedir. Sertleşebilen çeliklerin ise kaynak aşamasında çatlama riskleri çok yüksektir. Bu tür malzemelerde soğuma hızını yavaşlatıcı önlemlere başvurulması gerekmektedir.

Kaynak işlemi ve malzeme özelliklerine dayalı olarak ortaya çıkabilen, yapısal dönüşümler , çatlamlar, iç gerilmeler, şekil değiştirme kabiliyetindeki azalmalar, mekanik özelliklerdeki istenmeyen değişiklikler gibi oluşumlara karşı, ön tavlama, kaynak aşamasında tavlı tutma, kaynak sonrası gerilim giderme ve yayınma tavlamalarına başvurmak gerekebilir.

5.1 M_s SICAKLIĞI HESAPLAMA METODLARI

Çeliklerde martenzitik dönüşüm sıcaklığını bilmek, değişen kaynak teknolojisi için oldukça önemlidir. Bu bilgi istenilen ön tavlama sıcaklığının bilinmesinde iyi bir başlama noktası verir. Aşağıda çeliğin bileşiminin yeteri derecede doğruluğuyla ilişkili olarak hesaplanabilen yeni bir eşitlik anlatılacaktır.

Son yıllarda pek çok araştırmacı çeliğin bileşimi vasıtasıyla hesaplanabilen M_s sıcaklığı ile ilgili eşitlikler geliştirdiler. Bu eşitliklerin genel yapısı şöyledir:

$$M_s (°C) = a - bC - cD - \dots - kL \quad (5.1)$$

Burada ; a= sabit

b,c,....,k= deney sonucu elde edilen katsayılar

C,D,....,L= her bir alaşım elementinin kütleli olarak yüzdesi

En çok kullanılan denklemler aşağıdaki tabloda gösterilmiştir:

Tablo 5.1 Hesaplama için kullanılan deklemler

Yayınlayan	Eşitlik
Greninger	$M_s (°C) = 520 - (360 - 50C)C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W - 11V$
Savage	$M_s (°C) = 500 - 300C - 35Mn - 20Cr - 15Ni - 10Si - 10Mo$
Payson&Savage	$M_s (°C) = 500 - 316C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W$
Rowland&Lyle	$M_s (°C) = 500 - 333C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W$
Grange&Steward	$M_s (°C) = 538 - 341C - 39Mn - 39Cr - 19Ni - 28Mo$
Nehrenberg	$M_s (°C) = 500 - 300C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo$
Steven&Haynes	$M_s (°C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo$
Andrews I.	$M_s (°C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo$
Andrews II.	$M_s (°C) = 512 - 453C + 217C^2 - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo - 71.5Mn - 67.7CCr$

Bu denklemlerde alaşım elementlerinin birbirine olan etkisi hesaba katılmamıştır. Bu yüzden burada bulunan denklemler yardımıyla hesaplanan ve deneysel olarak elde edilen M_s sıcaklıkları arasında farklılıklar olmaktadır.

Aşağıda yer alan ve Beres tarafından yeni bulunan eşitlik, metalurjik temeller esas alındığında - mikro alaşımlı çelikler ve Cr eşdeğeri 18'den büyük östenitik paslanmaz çelikler hariç - herhangi bir bileşimdeki çelik için pratikte yeterli hassasiyettir.

$$M_s (°C) = M_{sC} - XNi - YMn - ZCr_e - 21Cu \quad (5.2)$$

M_{sC}, burada eğer çelik sadece karbon içerirse martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığını verir.

M_s sıcaklığı ve çeliğin karbon yüzdesi arasındaki matematiksel bağıntı çok karışık olduğundan, pratik uygulamalarda karbon yüzdesine bağlı olarak üç karakteristik bölge için geçerli olan basit denklemlerle çalışılması tavsiye edilir:

$$0.03 \leq \%C \leq 0.35 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 454 - 210C + 4.2/C \quad (5.3)$$

$$0.35 < \%C \leq 1.3 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 332 - 190C + 40/C \quad (5.4)$$

$$1.3 < \%C < 2.3 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 116 \quad (5.5)$$

Alaşım elementlerinin M_s sıcaklığının düşmesinde kritik etkisi vardır.

Tablo 5.2 Eşitlikte kullanılan katsayılar

Grup	Karakteristik elementlerin % miktarı		Katsayılar			
	C,Cr,Si	Ni	X	Y	Z	
I	0.03 ≤ C < 0.5	>5	21	10,5	16,8	
	ve	1,4...5	(1,6Ni+65/Ni)	10,5	16,8	
	(Cr+1,5Si) > 6	<1,4	27	7,8	9,5	
II	0.03 ≤ C < 2,3			Mn ≥ %1.75	Mn < %1.75	
	ve					
	(Cr+1,5Si) ≤ 6	>5	15,6	31,2	7,8	2,1
	veya	2...5	(1,2Ni+48,7/Ni)	31,2	7,8	2,1
	0.5 ≤ C < 2.3					
	ve	<2	27	31,2	7,8	2,1
	(Cr+1,5Si) > 6					

Bu denklemdeki X,Y,Z katsayıları yukarıdaki tabloda verilmiştir. Bu katsayılarla endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak kullanılan tüm çelikler için hesaplama yapılabilir.

Ferrit oluşturan elementlerin karşılıklı etkisi değişmediğinden bu etki krom eşdeğeri içine dahil edilebilir.

Krom eşdeğeri:

$$Cr_e = Cr + Mo + 1.55Si + W + V + Al + 0.5Nb + 0.5Ta + 2Ti \quad (5.6)$$

olarak hesaplanır.

Denklemin güvenilirliğini görebilmek için diğer formüllerle bir kıyaslama yapılmış ve sonuçlar aşağıdaki tabloda belirtilmiştir. Tabloda görüleceği gibi bu formülle hesaplanan ve deneysel olarak bulunan sıcaklıklar arasındaki fark %45.4 ihtimalle 10°C' den küçüktür. 20°C' den ufak olma ihtimali ise %77.5' tur ve asla 40°C' den fazla fark olmamıştır. Şu ana kadar bulunan eşitlikler içinde en iyi sonuç vereni ise Savage eşitliğidir.

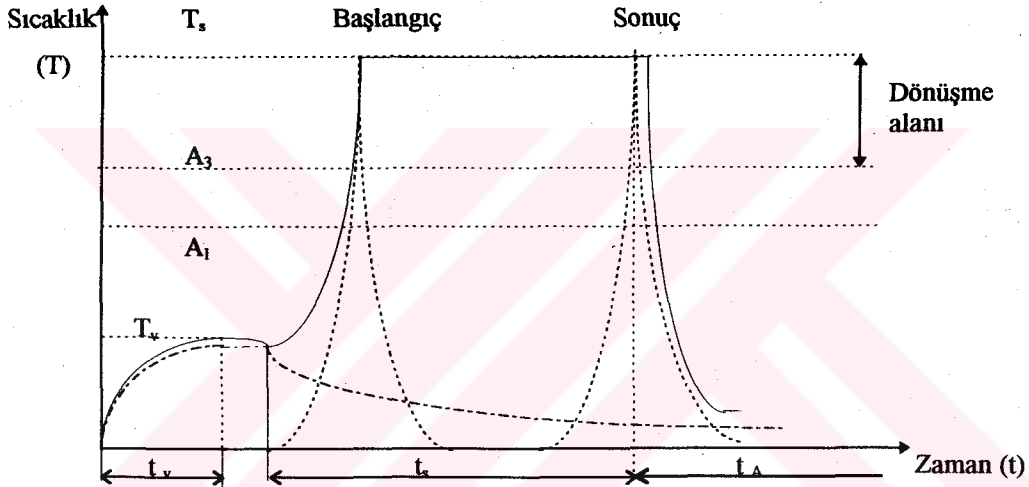
Sıcaklık aralığı °C	Denklemlere göre sapma									
	Beres %	Greninger %	Savage %	Payson & Savage %	Rowland & Lyle %	Grange & Steward %	Nehrenberg %	Steven & Haynes %	Andrews I. %	Andrews II. %
0...10	45.4	38.9	33.5	23.4	14.7	32.7	34.9	28.7	43.1	42
>10...20	32.1	24.5	23.7	26.2	21.4	23.4	23.1	23.1	22.3	24.8
>20...30	16.3	13.2	18.3	14.1	20	12.6	17.8	16.6	11.8	12.1
>30...40	6.2	6.5	10.1	10.4	12.1	8.5	8.7	7.6	4.8	5.9
>40...60	-	5.6	5.4	9	13.2	7.3	5.9	6.8	7	3.7
>60...80	-	1.4	2.8	3.4	4.2	4.5	3.1	3.4	4.5	3.1
>80...100	-	1.4	2.8	3.1	4	1.7	2	3.1	1.4	1.1
>100	-	8.5	3.4	10.4	10.4	9.3	4.5	10.7	5.1	7.3
Toplam	100	100	100	100	100	100	100	100	100	100

Tablo 5.3 Eşitliklerin kıyaslama ve güvenilirliği

5.2 KAYNAK İŞLEMİNDE ÇELİKLERE UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Kaynak işlemi sırasında, kaynak bölgesi hızlı bir ısınma ve soğuma periyoduna maruz kalır. Burada malzemenin kaynak kabiliyeti ortaya çıkar. Bu ani ısınma ve soğuma karşısında oluşan problemleri malzeme hasar görmeyecek şekilde karşılamalıdır. Malzemenin metalurjik özelliklerine göre bu ani ısınma ve soğumayı ısı işlemleriyle etkisiz kılmak mümkündür. Bu ısı işlemleri malzemenin kimyasal bileşimine, metalurjik özelliklerine ve dizayn tarzına göre çok farklı şekillerde uygulanabilir. Bunların bir kısmı kaynak işleminden önce tatbik edilir. Burada amaç parçayı ve malzemeyi kaynak için hazırlamaktır. Örnek olarak dökme çelik, düşük alaşımlı yumuşak çelikler ve soğuk şekil değiştirmeye maruz kalmış parçalar gösterilebilir.

Kaynak işlemi esnasında malzemeye etki eden ısı işlemleri çok çeşitlidir. Aşağıdaki şekilde Kaynak dikişinin ısı etkisi altındaki bölgede parçaya etki eden sıcaklığın şematik dağılışı gösterilmektedir.



Şekil 5.2 Ön tavlama ve kaynaktan ileri gelen ısı dağılımı

T_v : Ön tavlama sıcaklığı

T_s : Malzemenin ergime sıcaklığı

t_v : Ön tavlama zamanı

t_s : Kaynak zamanı

t_A : Oda sıcaklığına soğuma zamanı

A_3 : Dönüşüm üst sıcaklığı

A_1 : Dönüşüm alt sıcaklığı

————— : Malzemenin ITAB 'de toplam sıcaklık dağılışı

----- : Kaynaktan dolayı oluşan sıcaklık dağılışı

----- : Ön tavlama sıcaklığı

Şekilde kaynaktan önce uygulanmış ön tavlamanın durumu görülür. Özellikle ısı etkisi altındaki bölgede sıcaklığın dağılımı önemlidir. Bu şekilde toplam sıcaklık dağılışından, parçaya uygulanan ön tavlama ve kaynak sıcaklıklarının birlikte etkisi görülür.

Ön tavlama; bir konstrüksiyonun belli bir kısmının veya tamamının kaynak işleminden önce belirlenen bir sıcaklığa kadar ısıtılmasıdır. Ön tavlama öncelikle aşağıdaki durumlarda uygulanır:

- Çeliğin kimyasal bileşimi

Sertleşme kabiliyeti yüksek olan çeliklerde ön tavlama uygulanmazsa, kaynak sırasında parça östenit alanı sıcaklığına kadar çıktığı için soğuma esnasında istenmeyen sert bir iç yapı meydana gelir. Böylece çatlama tehlikesi ortaya çıkar. Ön tavlama ile bu durum önlenir.

- Parçanın boyutu ve biçimi

Kalın kesitli konstrüksiyonlarda çok eksenli gerilmeler meydana gelir. Ön tavlama ile parça plastik şekil değiştirme kabiliyeti kazanır ve neticede gevrek kırılma tehlikesi azalmış olur.

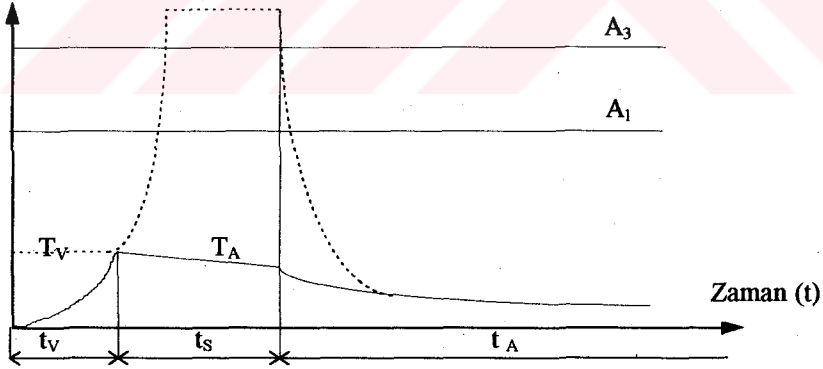
- Hidrojen çatlakları

Özellikle elektrik ark kaynağında kaynak metali ve geçiş bölgesi arasında hidrojen difüzyonu mevcuttur. Ön tavlama ile hidrojen gevrekleşmesi tehlikesi azalır.

5.2.1 BASİT ÖN TAVLAMALI KAYNAK

Kaynak edilecek parça istenen sıcaklığa eriştikten sonra, ön tavlama sona erer ve arkasından kaynak işlemi başlar. Kaynak işlemi sırasında parça sıcaklığı azalır. Kaynak sonrası ise parça havada ve bulunduğu ortamda soğumaya bırakılır. Bazı durumlar yavaş soğumayı gerektirebilir, bu hallerde malzeme kül, curuf veya kumla örtülerek yavaş soğutma yapılabilir. Genelde alaşımsız veya düşük alaşımlı çeliklere uygulanır.

Sıcaklık (T)



Şekil 5.3 Basit ön tavlmalı kaynakta sıcaklık dağılışı

T_V : Ön tavlama sıcaklığı

T_A : Parça sıcaklığı

t_v : Ön tavlama zamanı

t_s : Kaynak zamanı

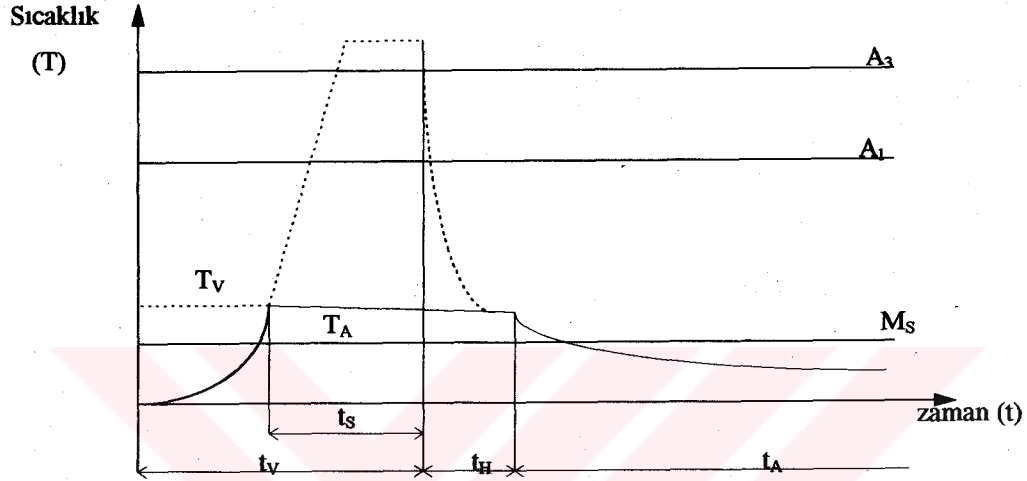
t_A : Soğuma zamanı

————— : Parça sıcaklığı

..... : Kaynak bölgesi sıcaklığı

5.2.2 SABİT SICAKLIKTA KAYNAK

Bu yöntemde parçaya uygulanan ön tavlama sıcaklığı kaynak süresince devam eder. Bu yöntemin özel hali olan izotermal kaynak işleminde çalışma sıcaklığı martenzit oluşum sıcaklığının üzerindedir. Çalışma sıcaklığı östenitin perlitte dönüşmesine kadar devam ettirilir. İzotermal kaynak daha çok hafif alaşımlı ısıya dayanıklı veya hafif alaşımlı ıslah çeliklerinde uygulanır.



Şekil 5.4 Sabit sıcaklıkta kaynak

T_V : Ön tavlama sıcaklığı

T_A : Çalışma sıcaklığı

M_S : Martenzit oluşum sıcaklığı

t_V : Ön tavlama süresi

t_S : Kaynak süresi

t_H : Bekleme süresi

t_A : Soğuma süresi

— : Parçanın sıcaklığı

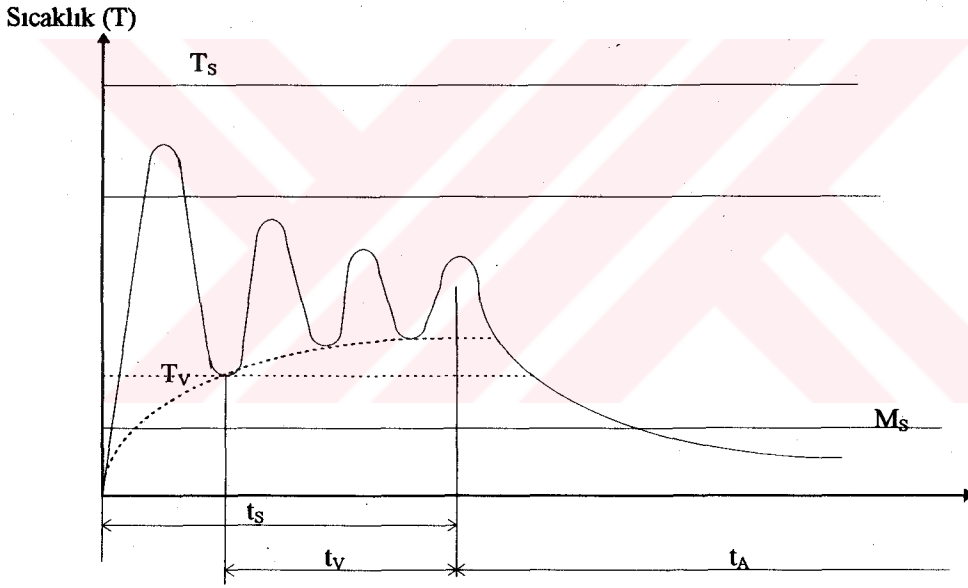
..... : Kaynak yerinin sıcaklığı

Şekildedeki gibi malzeme M_S sıcaklığının üzerindeki dönüşümü tamamlanuncaya kadar beklenir ve sertliği az sünekliği fazla bir birleşme sağlanmış olur.

5.2.3 KAYNAK İŞLEMİ İLE ARTAN SICAKLIKTA KAYNAK

Sertleşen çeliklerdeki martenzit oluşumunu ön tavlamaadan ayrı olarak kaynak sırasında oluşan ısıyla azaltmak mümkündür. Böylece parçaya verilen ısı miktarı, kritik soğuma hızına ulaşmayı önlemiş olur. Bu da kaynak sırasında art arda çekilen pasolar veya kalın çaplı elektrod kullanmakla sağlanır.

Aşağıdaki şekilde kök pasosunun yanındaki bir noktanın, çok pasolu kaynak işlemi sırasındaki sıcaklık dağılımı görülmektedir. Birinci pasonun çekilmesinden sonra, noktanın sıcaklığı martenzit oluşum sıcaklığı üzerindeki ön tavlama sıcaklığının üzerinde bulunmaktadır. Diğer pasoların çekilişi ile çalışma sıcaklığı yükselmektedir. Böylece parçanın, ısı etkisi altındaki bölgesi, kaynak işlemi ile yeterli ısı aldığından, kaynaktan sonraki soğuma yavaş olur ve kritik soğuma hızına ulaşamaz.



Şekil 5.5 Çok pasolu kaynakta ısı dağılımı

T_S : Erime sıcaklığı

T_V : Ön tavlama sıcaklığı

M_S : Martenzit dönüşüm sıcaklığı

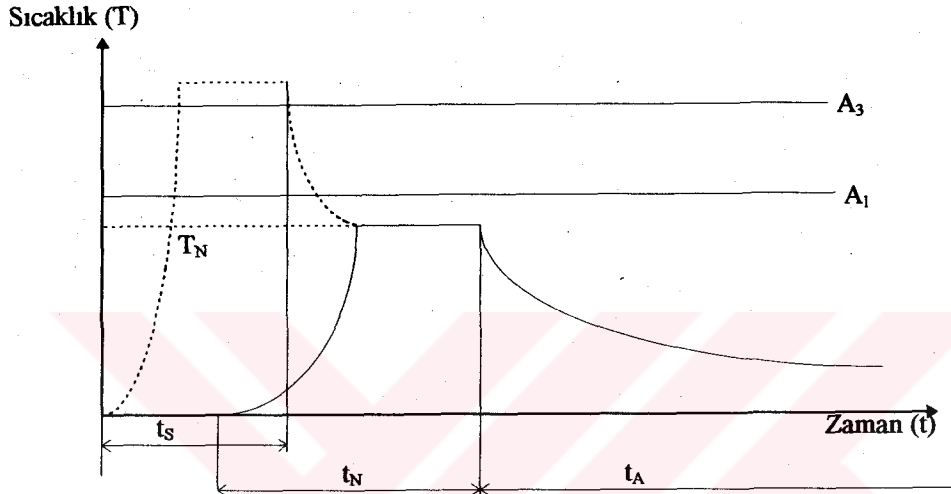
t_s : Kaynak süresi

t_v : Ön tavlama süresi

t_A : Soğuma süresi

5.2.4 KAYNAK SONRASI TAVLAMALI KAYNAK

Sonradan tavlama doğrudan doğruya kaynak işleminin bitiminden sonra uygulanır. Bu arada soğumaya imkan verilmez. Bunun için işleme kaynak sonrası ısıtma işlemi adı verilir.



Şekil 5.6 Kaynak sonrası tavlama sıcaklık dağılışı

T_N : Sonradan tavlama sıcaklığı

t_S : Kaynak süresi

t_N : Sonradan tavlama süresi

t_A : Soğuma süresi

— : Parçanın sıcaklığı

..... : Kaynak yerinin sıcaklığı

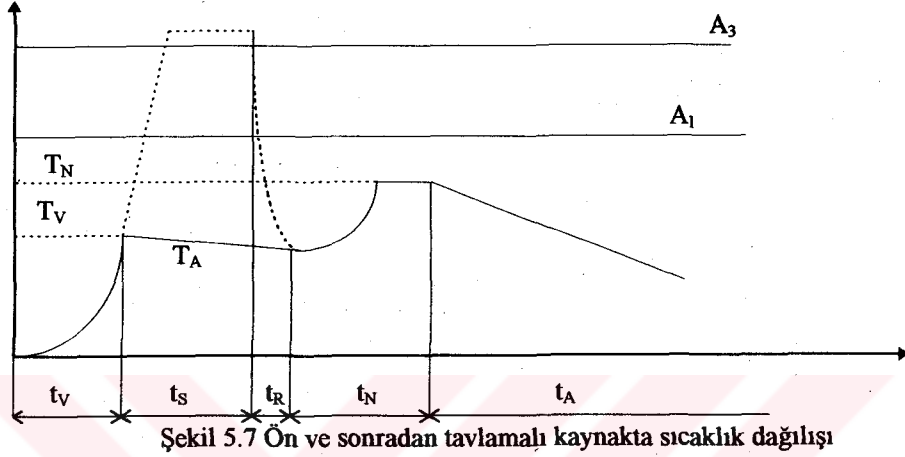
Sonradan tavlama işlemi, tavlama üfleçleri ile kaynak sonrası hemen yapılabilir. Sonradan tavlama kaynakla mekanik özellikleri iyi olan birleştirme elde edilir.

5.2.5 ÖN VE SONRADAN TAVLAMALI KAYNAK İŞLEMİ

Ön ve sonradan tavlama işlemi daha çok sertleşme kabiliyeti yüksek olan 34CrMo4, 30CrMo4 ve 58CrV gibi çeliklere uygulanır. Ön tavlama rağmen bu çeliklerdeki sert iç yapı oluşumu önlememektedir. Bunun için kaynaktan hemen sonra herhangi bir soğumaya fırsat tanımadan hemen 600 - 700° C'lik bir sonradan tavlama işlemi uygulanır.

Şekilde ön ve sonradan tavlama kaynak işlemindeki sıcaklık dağılışı şematik olarak görülmektedir. Bu yöntem daha çok çatlama tehlikesi fazla olan çeliklerde kullanılır.

Bu yöntemin kullanıldığı diğer bir kaynaktan dökme demirin sıcak kaynağıdır. Burada parça $450 - 650^{\circ}\text{C}$ ön tavlama yapılır, kaynaktan sonra hemen tavlama yapılarak sıcaklık dengelenir ve parça yavaş soğumaya bırakılır.



Şekil 5.7 Ön ve sonradan tavlama kaynak işleminde sıcaklık dağılışı

T_A : Çalışma sıcaklığı

T_V : Ön tavlama sıcaklığı

T_N : Sonradan tavlama sıcaklığı

t_V : Ön tavlama süresi

t_S : Kaynak süresi

t_R : Sakin geçen süre

t_N : Sonradan tavlama süresi

t_A : Soğuma süresi

— : Parçanın sıcaklığı

..... : Kaynak yerinin sıcaklığı

5.2.6 KAYNAK İŞLEMİNDEN SONRA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

Bu sınıflandırmaya giren ısıl işlemler parça oda sıcaklığına soğuduktan sonra yapılırlar. Bu işlemler çeliğin alaşım elementlerine, kaynak konstrüksiyonunun işletmedeki durumuna, biçimine ve etki eden gerilmelere göre değişir.

Kaynak sonrası yapılan ısıl işlemler genelde çalışma sıcaklığı yükseltilmesine rağmen çatlama tehlikesi ortadan kaldırılamayan çeliklerin kaynağında kullanılır. Bu ısıl işlemler şöyle sıralanabilir:

Gerilim Giderme Tavlaması

Bu ısıl işlemle kaynaklı parça A₁ dönüşüm sıcaklığı altında 600 - 650° C arasında tavllanır. Sonra yavaş şekilde soğutularak iç yapıdaki mevcut iç gerilmeler tesirsiz hale getirilir.

Normalizasyon Tavlaması

Kaynak edilmiş parça A₃ sıcaklığının üstündeki bir sıcaklıkta tavllanır ve sonra sakin havada soğumaya bırakılır.

Sertleştirme

Kaynaklı parça A₃ sıcaklığının üstünde uygun bir sıcaklığa gelene kadar tavllanır. Buradan A₁ dönüşüm sıcaklığına ani olarak soğutulur. Böylece martenzit oluşabilir. Daha sonra uygun şekilde soğutmaya devam edilir.

Ayrışma veya Suverme Tavlaması

Kaynaklı parça 1000°C sıcaklığın üzerindeki bir sıcaklığa çıkarılır ve ani olarak soğutulur. Bu işlem genelde stabilize edilmemiş östenitik krom-nikelli çeliklere uygulanır.

Menevişleme

İşlem iki şekilde yapılmaktadır. Birinciside belirli bir süneklik ve çekme mukavemeti elde etmek için, parça önce sertleştirilir ve ardından temperleme işlemine tabi tutulur. İkinciside ise, çeliğin cinsine göre parça belli bir temperleme sıcaklığına tavllanır, uygun bir süre bu sıcaklıkta bekledikten sonra soğutulur.

Özel Isıl İşlemler

Bu işlemlerin uygulandığı bir grupta takım çelikleridir. Bu çeliklere belirli bir ısıl işlemle kademeli veya kademe sertleşmeli kaynak yapılır.

6.0 HESAPLAMALAR VE İNCELEMELER

6.1 MALZEME SEÇİMİ

Yapılacak modelleme çalışmalarında kullanılmak üzere 10 adet farklı bileşimde çelik türü seçilmiştir. Seçim yapılırken kullanılan malzemenin sanayide yaygın olarak kullanılmasına ve biliniyor olmasına özen gösterilmiştir.

1.1186 Isıl işlemlik ya da bilinen adı ile Islah çeliği yaygın olarak otomobil endüstrisinde kullanılmaktadır.

1.7131 Sementasyon çeliğidir. Küçük çarklar, mafsal ve mil imalatında kullanılır.

1.2080 Soğuk iş takım çeliğidir. Yaygın olarak ağır şartlar altında çalışan kesme kalıplarında kullanılır.

1.4120 Paslanmaz çeliktir. Yaygın olarak türbin kanatları ve valf imalatında kullanılır.

1.1520 Takım çeliğidir. Trim ve düşürme kalıpları imalatında kullanılır.

1.0715 Otomat çeliği olarak bilinir. Talaşlı şekil vermesi kolaydır.

1.6582 Isıl işlemlik yapı çeliklerindedir. Vites kutuları ve krank milleri imalatında kullanılır.

1.0601 Isıl işlemlik yapı çeliklerindedir. Vida, aks, mil ve tezgah kafası imalatında kullanılır.

1.0909 Yay çeliğidir. Helisel yay imalatında yaygın olarak kullanılır

1.2343 Sıcak iş takım çeliklerindedir. Basınçlı döküm kalıplarında kullanılır.

Seçilmiş olan çeliklerin içerikleri Tablo 1'de gösterilmiştir.

Seçilen Çeliklerin Özellikleri

Standard No: 1.1186

Gösterimi: Ck40

Fiziksel Özellikleri

Sertleştirilmiş ve menevişlenmiş 17-40 mm için

Akma dayanımı	400 N/mm ²
Çekme dayanımı	630-780 N/mm ²
Kopma uzaması	%18
Kopmada kesit daralması	%40
Çentik darbe tokluğu	35 J

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1100-850 °C
Yumuşak tavlama	650-700 °C
Normalize	850-880°C
Sertleştirme (suda)	830-860°C
Sertleştirme(yağda)	840-870°C
Menevişleme	540-680°C

Standart No	Gösterimi	Analizi (%) olarak										
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	
1.1186	Ck40	0.4	0.4	0.65	0.035	0.03						
1.7131	16CrMn5	0.17	0.4	1.15	0.035	0.035	1					
1.2080	X210Cr12	2.05	0.25	0.3	0.03	0.03	11.5					
1.4120	X20CrMo13	0.2	1	1	0.045	0.03	13	1.1	1			
1.1520	C70W1	0.7	0.18	0.18	0.02	0.02						
1.0715	9SMn28	0.14	0.05	1.1	0.1	0.28						
1.6582	34CrNiMo6	0.34	0.4	0.55	0.035	0.03	1.55	0.24	1.55			
1.0601	C60	0.61	0.4	0.75	0.045	0.045						
1.0909	60Si7	0.6	1.65	0.85	0.045	0.045						
1.2343	X38CrMoV51	0.39	1.05	0.4	0.03	0.03	5.15	1.25		0.4		

TABLO 6.1

Standard No: 1.7131

Gösterimi: 16CrMn5

Fiziksel Özellikleri

Sementasyon işleminden sonra $\Phi 30$ mm için

Akma dayanımı	590 N/mm ²
Çekme dayanımı	780-1080 N/mm ²
Kopma uzaması	%10
Kopmada kesit daralması	%40
Çentik darbe tokluğu	34 J

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1150-850 °C
Yumuşak tavlama	650-700 °C
Sementasyon	900-950°C
Sertleştirme	850-880°C
Yüzey sertleştirme	810-840°C
Menevişleme	170-210°C

Standard No: 1.2080

Gösterimi: X210Cr12

Fiziksel Özellikler

Sertlik	63 HRC
100 °C ' ye menevişlenmiş	63 HRC
200 °C ' ye menevişlenmiş	62 HRC
300 °C ' ye menevişlenmiş	60 HRC
400 °C ' ye menevişlenmiş	58 HRC

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1050-850 °C
Yumuşak tavlama	800-830 °C
Sertleştirme	930-980°C
Menevişleme	180-250°C

Standard No: 1.4120

Gösterimi: X20CrMo13

Fiziksel Özellikleri

Ortam sıcaklığında

Akma dayanımı	550 N/mm ²
Çekme dayanımı	750-900 N/mm ²
Kopma uzaması	%14
Kopmada kesit daralması	%50
Çentik darbe tokluğu	28 J

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1150-750 °C
Yumuşak tavlama	750-850 °C
Sertleştirme (suverme)	950-1000°C

Standard No: 1.1520

Gösterimi: C70W1

Fiziksel Özellikleri

Sertlik (tavlanmış olarak)	190≤HB30
Çekme dayanımı(tavlanmış olarak)	640 N/mm ²

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1000-800 °C
Yumuşak tavlama	680-710 °C
Sertleştirme (suverme)	790-820°C
Menevişleme	180-300°C

Standard No: 1.0715

Gösterimi: 9SMn28

Fiziksel Özellikleri

Normalizasyon işleminden sonra 17-40 mm için

Akma dayanımı	225 N/mm ²
Çekme dayanımı	370 N/mm ²
Kopma uzaması	%23

Isıl İşlem Durumu

Sementasyon	880-950°C
Sertleştirme	880-920°C
Yüzey sertleştirme	770-810°C
Menevişleme	150-200°C

Standard No: 1.6582

Gösterimi: 34CrNiMo6

Fiziksel Özellikleri

Sertleştirilmiş ve menevişlenmiş 17-40 mm için

Akma dayanımı	900 N/mm ²
Çekme dayanımı	1100-1300 N/mm ²
Kopma uzaması	%10
Kopmada kesit daralması	%45
Çentik darbe tokluğu	50 J

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1050-850 °C
Yumuşak tavlama	650-700 °C
Normalize	850-880°C
Sertleştirme(yağda)	830-860°C
Menevişleme	540-680°C

Standard No: 1.0601

Gösterimi: C60

Fiziksel Özellikleri

Sertleştirilmiş ve menevişlenmiş 17-40 mm için

Akma dayanımı	520 N/mm ²
Çekme dayanımı	800-950 N/mm ²
Kopma uzaması	%13
Kopmada kesit daralması	%25

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1050-850 °C
Yumuşak tavlama	650-700 °C
Normalize	820-850°C
Sertleştirme(suda)	800-830°C
Sertleştirme(yağda)	810-840°C
Menevişleme	540-680°C

Standard No: 1.0909

Gösterimi: 60Si7

Fiziksel Özellikleri

Akma dayanımı	1030 N/mm ²
Çekme dayanımı	1320-1520 N/mm ²
Kopma uzaması	%6
Kopmada kesit daralması	%25
Çentik darbe tokluğu	14 J

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1050-850 °C
Yumuşak tavlama	640-680 °C
Normalize	850-880°C
Sertleştirme(suda)	830-860°C
Menevişleme	400-550°C

Standard No: 1.2343

Gösterimi: X38CrMoV51

Fiziksel Özellikler

Çekme dayanımı	1960 N/mm ²
400 °C ' ye menevişlenmiş	1960 N/mm ²
500 °C ' ye menevişlenmiş	2060 N/mm ²
600 °C ' ye menevişlenmiş	1620 N/mm ²
700 °C ' ye menevişlenmiş	980 N/mm ²

Isıl İşlem Durumu

Sıcak şekil verme	1100-900 °C
Yumuşak tavlama	760-780 °C
Sertleştirme	1020-1050°C
Menevişleme	550-650°C

6.2 KARBON EŞDEĞERİ HESABI

Daha sonra bu malzemelerin karbon eşdeğerleri hesaplanmıştır. Bu hesaplama yapılırken aşağıdaki eşitliklerden faydalanılmıştır:

1- Dearden ve H.O. Neill'e göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+V}{5} + \frac{Mo}{4}$$

2-H.Kihara, H.Suzuki, M.Otani ve H. Tamura'ya göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}$$

3-B.J. Bradstreet'e göre :

$$C_{es} = C + \frac{Mn+Cr+Mo+V}{20} + \frac{Ni}{10}$$

4-Fransız Demiryolları İşletmesi Societe National de Chemin de Fer' e göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}$$

5-K. Winterton'a göre :

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{50} + \frac{Cu}{40} + \frac{V}{10}$$

6-Uluslararası Kaynak Enstitüsü IIW 'y göre

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+V+Mo}{5}$$

7-N.Yurioka'ya göre:

$$C_{es} = C + \Delta \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{5} + \frac{Nb}{5} + \frac{V}{5} + 5.B \right]$$

%C	0	0.08	0.12	0.16	0.20	0.26
Δ	0.500	0.584	0.750	0.916	0.980	0.998

8-İnce taneli çelik için kullanılan

$$C_{es} = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{N}{40}$$

9-Seferian' a göre

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{9} + \frac{Ni}{13} + \frac{Cr}{9} + \frac{Mo}{12.8}$$

10-Cottrell ve Bradstreet' e göre:

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{20} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{10}$$

11-İngiliz Kaynak Enstitüsü'ne göre

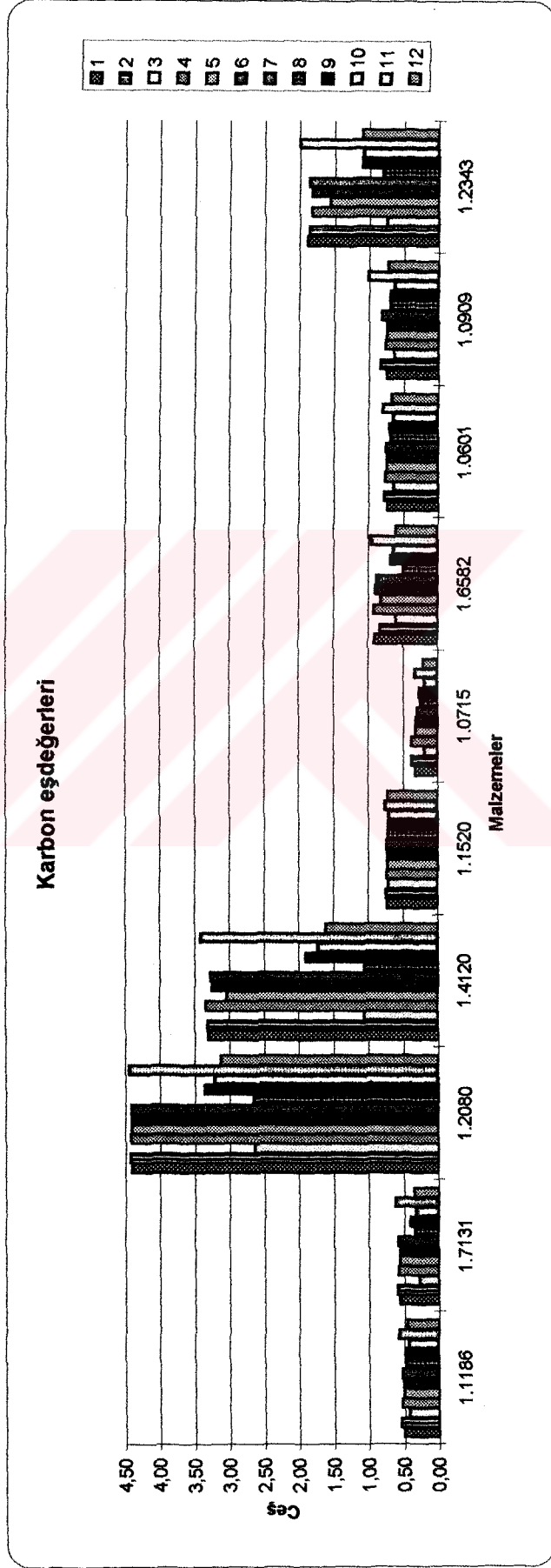
$$C_{es} = C + \frac{Mn+Si}{6} + \frac{Ni+Cu}{15} + \frac{Cr+Mo+V}{5}$$

12-Lorenz ve Düren'e göre

$$C_{es} = C + \frac{Mn}{16} + \frac{Si}{23} + \frac{Ni}{34} + \frac{Cr}{11} + \frac{Cu}{19} + \frac{Mo}{12} + \frac{V}{6}$$

Karbon Eşdeğerleri Malzemeler	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1.1186	0,51	0,54	0,43	0,53	0,51	0,51	0,53	0,47	0,47	0,43	0,58	0,46
1.7131	0,56	0,60	0,28	0,58	0,56	0,56	0,58	0,34	0,41	0,33	0,63	0,35
1.2080	4,40	4,43	2,64	4,42	4,40	4,40	4,41	2,66	3,36	3,22	4,44	3,13
1.4120	3,31	3,31	1,06	3,33	3,04	3,25	3,28	1,06	1,90	1,73	3,42	1,61
1.1520	0,73	0,75	0,71	0,74	0,73	0,73	0,74	0,72	0,72	0,71	0,76	0,72
1.0715	0,32	0,38	0,20	0,37	0,32	0,32	0,29	0,25	0,26	0,20	0,33	0,21
1.6582	0,91	0,84	0,61	0,92	0,82	0,89	0,88	0,50	0,68	0,65	0,96	0,60
1.0601	0,74	0,77	0,65	0,76	0,74	0,74	0,75	0,69	0,69	0,65	0,80	0,67
1.0909	0,74	0,83	0,64	0,76	0,74	0,74	0,81	0,69	0,69	0,64	1,02	0,72
1.2343	1,88	1,86	0,75	1,81	1,55	1,82	1,86	0,81	1,10	1,09	1,99	1,10

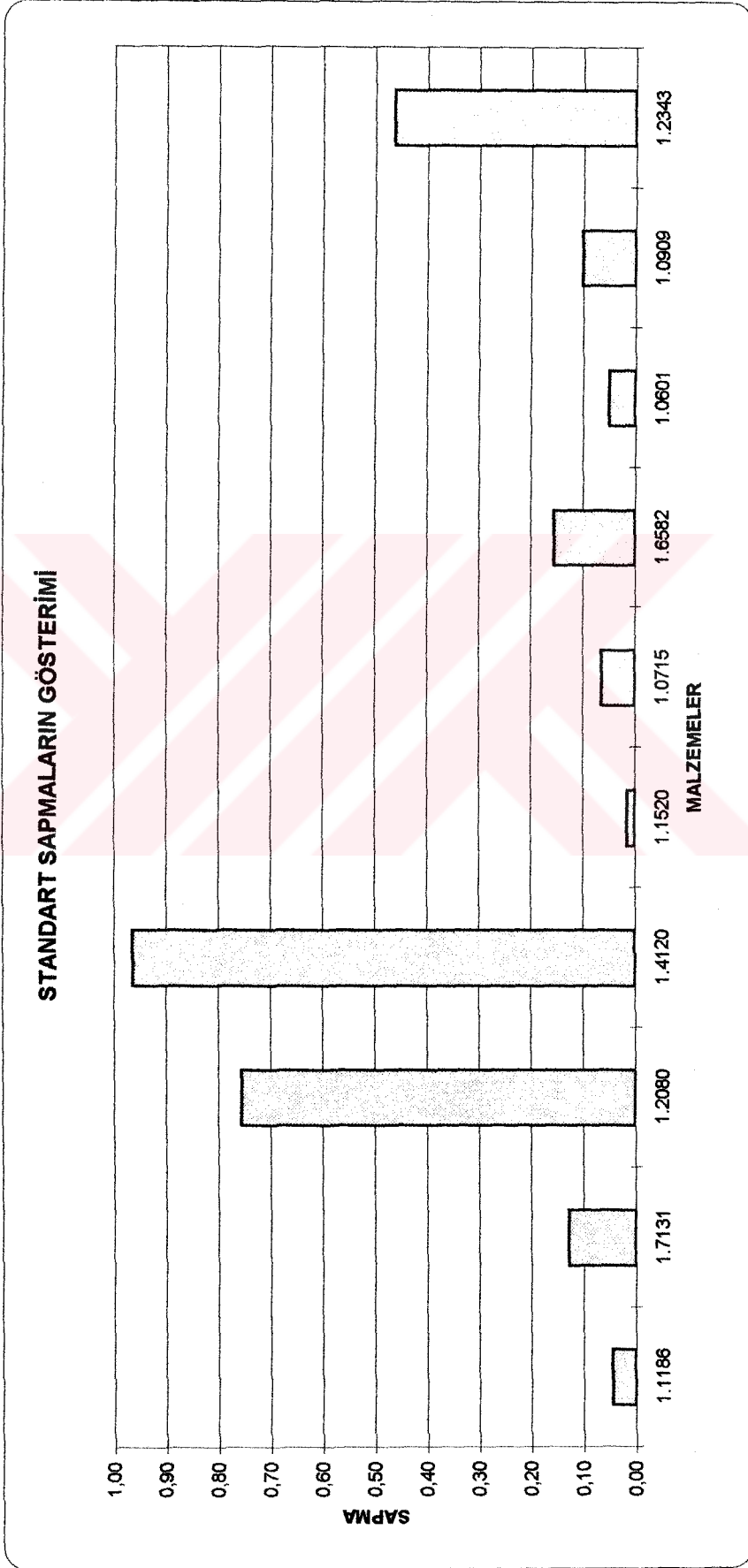
TABLO 6.2 KARBON EŞDEĞERLERİ



ŞEKİL 6.1 KARBON EŞDEĞERLERİNİN GRAFİK OLARAK GÖSTERİMİ

	1,1186	1,7131	1,2080	1,4120	1,1520	1,0715	1,6582	1,0601	1,0909	1,2343
Standard sapma	0,04	0,13	0,76	0,96	0,02	0,06	0,16	0,05	0,10	0,46
max.	0,58	0,63	4,44	3,42	0,76	0,38	0,96	0,80	1,02	1,99
min.	0,43	0,28	2,64	1,06	0,71	0,20	0,50	0,65	0,64	0,75
ortalama	0,50	0,48	3,82	2,52	0,73	0,29	0,77	0,72	0,75	1,47

TABLO 6.3 İSTATİKSEL İNCELEME



ŞEKİL 6.2 STANDART SAPMALARIN GRAFİK GÖSTERİMİ

Tüm bu eşitlikler örnek olarak alınan 10 adet farklı türdeki çeliğin içeriğine göre hesaplandığında çıkan sonuçlar Tablo 2'de gösterilmiştir. Tabloda bulunan rakamların karmaşıklığını azaltmak ve daha net bir görüş için bu tablo aynı sayfada bulunan bir grafiğe aktarılmıştır.

Grafik dikkatle incelendiğinde sekiz değişik eşitliğinde genelde birbirine yakın değerler verildiği görülmektedir. Ancak 1.2080 ve 1.4120 nolu malzemeler için böyle bir durum söz konusu değildir. Bu malzemelerde eşitliklerin verdiği değerler arasındaki farklılığın nedenini anlayabilmek için bu malzemelerin içeriklerini diğerleri ile kıyaslamak gerekir. Bu yapıldığında göze çarpan ilk şey her iki malzemedeki Cr miktarının yüksek olmasıdır.

Karbon eşdeğerine benzer olarak Y. Ito ve K. Bessyo bir çatlama parametresi bulmuştur.

$$P_c = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5.B + \frac{t}{600} + \frac{H}{60}$$

Bu formül $t=19-500$ mm sac kalınlığı ve $H=1-5$ cm³/100 gr kaynak metalindeki hidrojen için geliştirilmiştir.

Kullanılacak malzemenin bileşimi için aşağıdaki sınırlamalar getirilmiştir:

$$C = \% 0.07-0.22$$

$$Mo = \% 0-0.70$$

$$Mn = \% 0.40-1.40$$

$$V = \% 0-0.12$$

$$Si = \% 0-0.50$$

$$B = \% 0-0.005$$

$$Ni = \% 0-1.20$$

Bu eşitliğin incelenmesi için sınırlamalara uyan üç ayrı malzeme seçilmiş ve bunlar Tabloda gösterilmiştir.

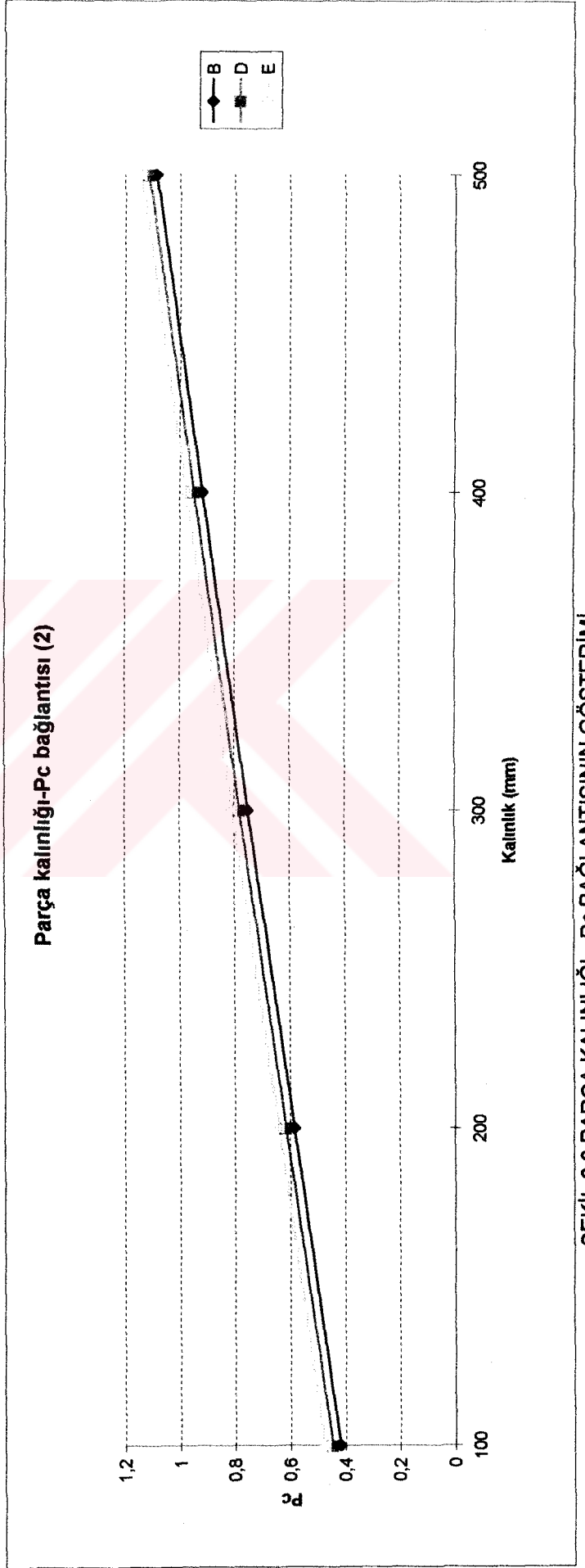
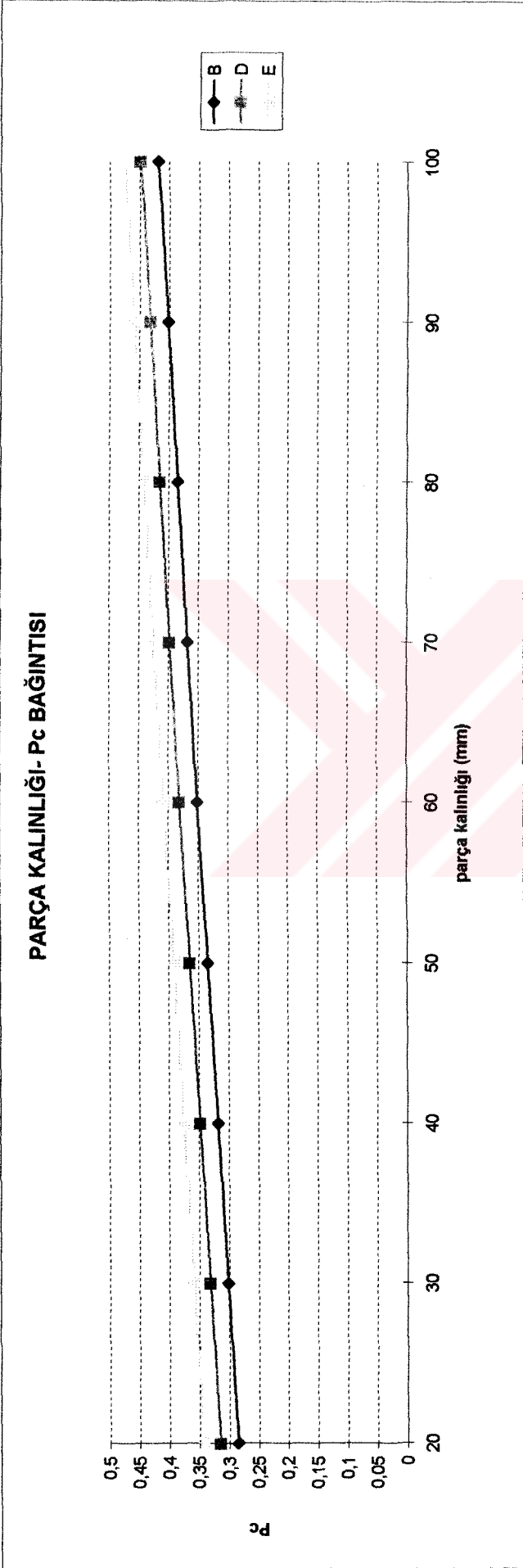
Çelik	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	B	Cu	N	Nb	Ti	V
B	0.10	0.41	1.32	0.007	0.003	0.06	0.02	0.17	0.0004	0.23	0.008	0.02	0.002	0.01
D	0.13	0.25	1.3	0.006	0.001	0.02	0.17	0.64	0.0003	0.01	0.003	0.002	0.011	0.03
E	0.14	0.26	1.29	0.005	0.001	0.02	0.18	0.97	0.0003	0.24	0.003	0.003	0.003	0.03

Tablo 6.4 Malzemelerin kimyasal bileşimi

Sonra çeşitli kalınlıkta malzemeler seçilerek bunların P_c değerleri tabloda gösterilmiştir. Tablo ayrıntılı olması ve trendi göstermesi bakımından iki ayrı eğri üzerinde gösterilmiştir.

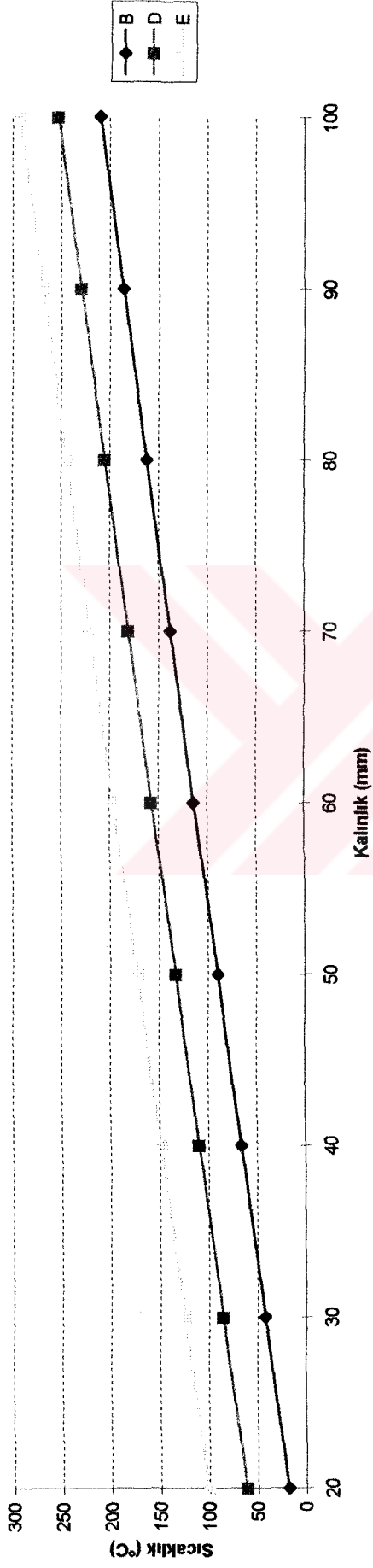
Çelik	20	30	40	50	60	70	80	90	100	200	300	400	500
B	0.28467	0.3013	0.318	0.33467	0.3513	0.368	0.38467	0.40133	0.418	0.58467	0.75133	0.918	1.08467
D	0.31467	0.3313	0.348	0.36467	0.3813	0.398	0.41467	0.43133	0.448	0.61467	0.78133	0.948	1.11467
E	0.34217	0.3588	0.3755	0.39217	0.4088	0.4255	0.44217	0.45883	0.4755	0.64217	0.80883	0.9755	1.14217

Tablo 6.5 Çeşitli kalınlıkta malzemeler için P_c değerleri

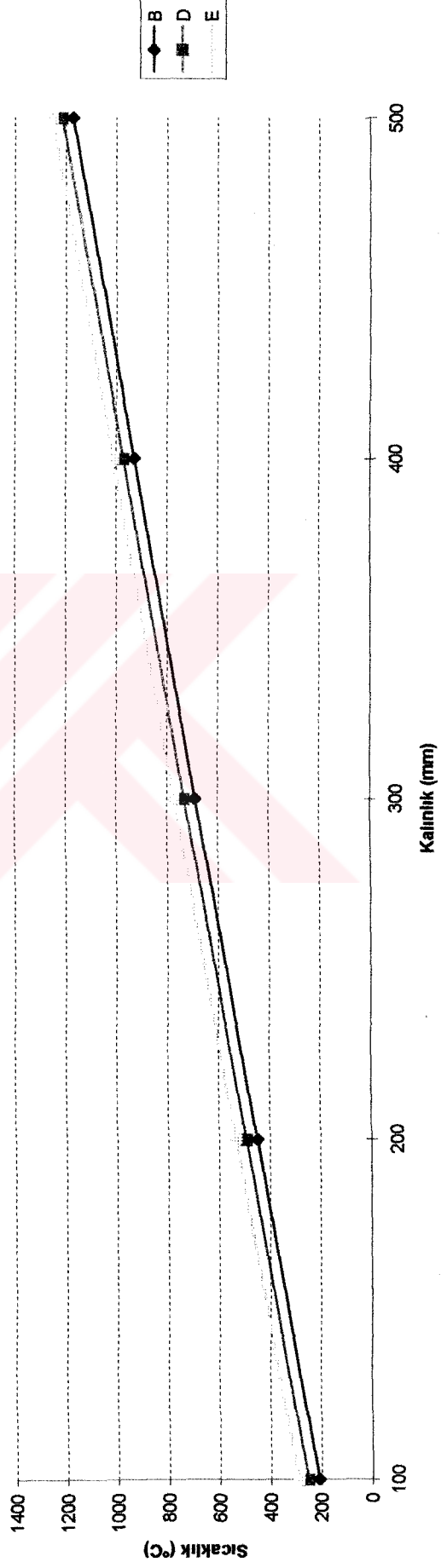


ŞEKİL 6.3 PARÇA KALINLIĞI - P_c BAĞINTISININ GÖSTERİMİ

Ön tavlama sıcaklığı-Kalınlık bağlantısı



Ön tavlama sıcaklığı-Kalınlık bağlantısı (2)



ŞEKİL 6.4 ÖN TAVLAMA-KALINLIK BAĞLANTISI

Sonra bu kalınlık değerleri ve hesaplanan P_c değerlerine göre gerekli olan ön tavlama sıcaklıklarında bir tabloda verilerek ayrı iki grafikte gösterilmiştir.

Çelik	20	30	40	50	60	70	80	90	100	200	300	400	500
B	17.92	41.92	65.92	89.92	113.92	137.92	161.92	185.92	209.92	449.92	689.92	929.92	1169.9
D	61.12	85.12	109.12	133.12	157.12	181.12	205.12	229.12	253.12	493.12	733.12	973.12	1213.1
E	100.72	124.72	148.72	172.72	196.72	220.72	244.72	268.72	292.72	532.72	772.72	1012.7	1252.7

Tablo 6.6 Çeşitli kalınlıkta malzemeler için ön tavlama sıcaklıkları

6.3 MARTENZİT BAŞLANGIÇ SICAKLIĞI HESABI

Martenzit dönüşüm sıcaklığının bilinmesi kaynak yöntemi açısından oldukça önemlidir. Çünkü bu değere göre uygulanacak ön tavlama sıcaklığı seçilmelidir. Martenzit dönüşüm sıcaklığının başlaması için şimdye kadar bulunan tüm eşitlikler aşağıda belirtilmiştir.

Yayınlayan	Eşitlik
1.Greninger	$M_s (^{\circ}C) = 520 - (360 - 50C)C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W - 11V$
2.Savage	$M_s (^{\circ}C) = 500 - 300C - 35Mn - 20Cr - 15Ni - 10Si - 10Mo$
3.Payson&Savage	$M_s (^{\circ}C) = 500 - 316C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W$
4.Rowland&Lyle	$M_s (^{\circ}C) = 500 - 333C - 33Mn - 28Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo - 11W$
5.Grange&Steward	$M_s (^{\circ}C) = 538 - 341C - 39Mn - 39Cr - 19Ni - 28Mo$
6.Nehrenberg	$M_s (^{\circ}C) = 500 - 300C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 11Si - 11Mo$
7.Steven&Haynes	$M_s (^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo$
8.Andrews I.	$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo$
9.Andrews II.	$M_s (^{\circ}C) = 512 - 453C + 217C^2 - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo - 71.5CMn - 67.7CCr$

Bu eşitliklere ilave olarak son yıllarda geliştirilen ve Beres tarafından bulunan yeni bir eşitlik vardır. Bu eşitlikte, M_s sıcaklığı ve çeliğin karbon yüzdesi arasındaki matematiksel bağıntı çok karışık olduğundan, pratik uygulamalarda karbon yüzdesine bağlı olarak üç karakteristik bölge için geçerli olan basit denklemlerle çalışılması tavsiye edilir:

$$10. M_s (^{\circ}C) = M_{sC} - XNi - YMn - ZCr_e - 21Cu \quad \text{ifadesinden esas değer bulunur.}$$

M_{sC} değeri hesaplanırken %C miktarına göre üç ayrı eşitlik kullanılmalıdır:

$$0.03 \leq \%C \leq 0.35 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 454 - 210C + 4.2/C$$

$$0.35 < \%C \leq 1.3 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 332 - 190C + 40/C$$

$$1.3 < \%C < 2.3 \Rightarrow M_{sC} (^{\circ}C) = 116$$

Alaşım elementlerinin M_s sıcaklığının düşmesinde kritik etkisi vardır.

Tablo 6.7 Eşitlikte kullanılan katsayılar

Grup	Karakteristik elementlerin % miktarı		Katsayılar			
	C,Cr,Si	Ni	X	Y	Z	
I	0.03≤C<0.5	>5	21	10,5	16,8	
	ve	1,4...5	(1,6Ni+65/Ni)	10,5	16,8	
	(Cr+1,5Si)>6	<1,4	27	7,8	9,5	
II	0.03≤C<2,3			Mn≥%1.75	Mn<%1.75	
	ve	>5	15,6	31,2	7,8	2,1
	(Cr+1,5Si)≤6					
	veya	2...5	(1,2Ni+48,7/Ni)	31,2	7,8	2,1
	0.5≤C<2.3					
	ve	<2	27	31,2	7,8	2,1
	(Cr+1,5Si)>6					

Bu denklemdeki X,Y,Z katsayıları yukarıdaki tabloda verilmiştir. Bu katsayılarla endüstriyel uygulamalarda yaygın olarak kullanılan tüm çelikler için hesaplama yapılabilir.

Krom eşdeğeri:

$$Cr_e = Cr + Mo + 1.55Si + W + V + Al + 0.5Nb + 0.5Ta + 2Ti$$

olarak hesaplanır.

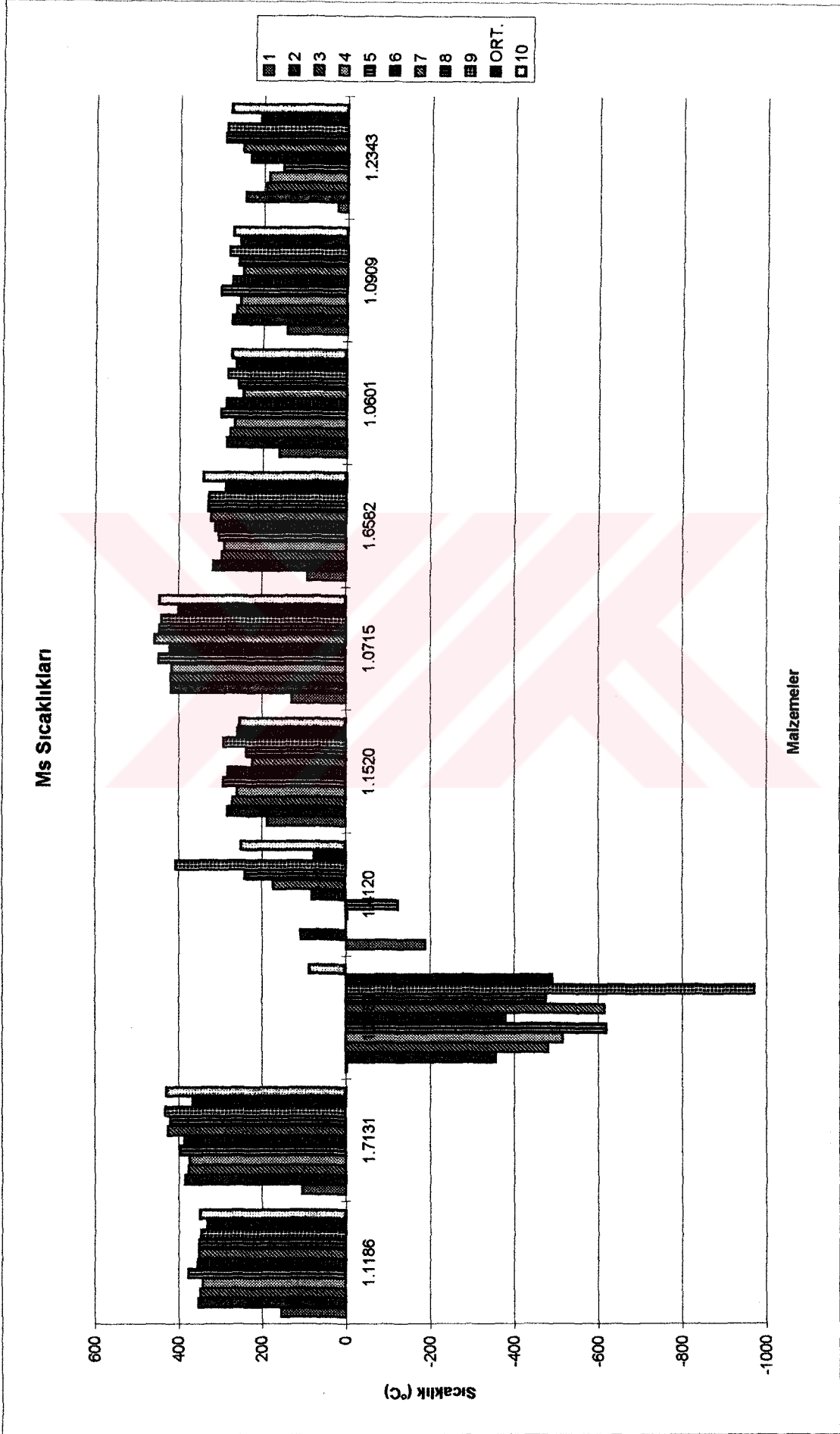
Tüm bu değerler ve katsayılar ayrı olarak bulunduktan sonra 10. denklemde yerine konularak M_s (°C) bulunur. Bu denklemin güvenilirliği daha önce gösterilmiştir.

Seçilmiş olan 10 ayrı çelik malzeme için tüm bu eşitlikler hesaplandığında bulunan değerler aşağıdaki tabloda gösterilmiştir.

Tablo 6.8 M_s değerleri

M_s sıcaklığı	1	2	3	4	5	6	7	8	9	ORT.	10
Malzemeler											
1.1186	154.15	353.25	347.75	340.95	376.25	354.15	349.95	350.04	346.93	330.38	349.
1.7131	104.15	384.75	375.93	373.04	396.18	384.65	425.47	420.03	430.77	366.11	430.
1.2080	-3.15	-358.00	-482.45	-517.30	-621.25	-380.65	-616.10	-476.42	-972.21	-491.95	88.
1.4120	-189.10	109.00	-0.30	-3.70	-126.00	80.90	172.10	240.75	407.41	76.78	249.
1.1520	187.08	281.90	270.88	258.98	292.28	282.08	223.26	237.43	292.22	258.46	254.
1.0715	130.15	419.00	418.91	416.53	447.36	421.15	458.34	446.34	441.82	399.96	445.
1.6582	91.36	318.10	297.62	291.84	303.99	312.36	323.95	330.47	328.79	288.72	343.
1.0601	161.35	286.75	278.09	267.72	300.74	287.85	247.11	258.17	283.70	263.50	274.
1.0909	143.80	273.75	264.20	254.00	300.25	273.80	248.55	259.36	281.86	255.51	272.
1.2343	23.30	243.00	194.06	187.43	153.56	231.20	249.14	290.18	286.58	206.49	277.

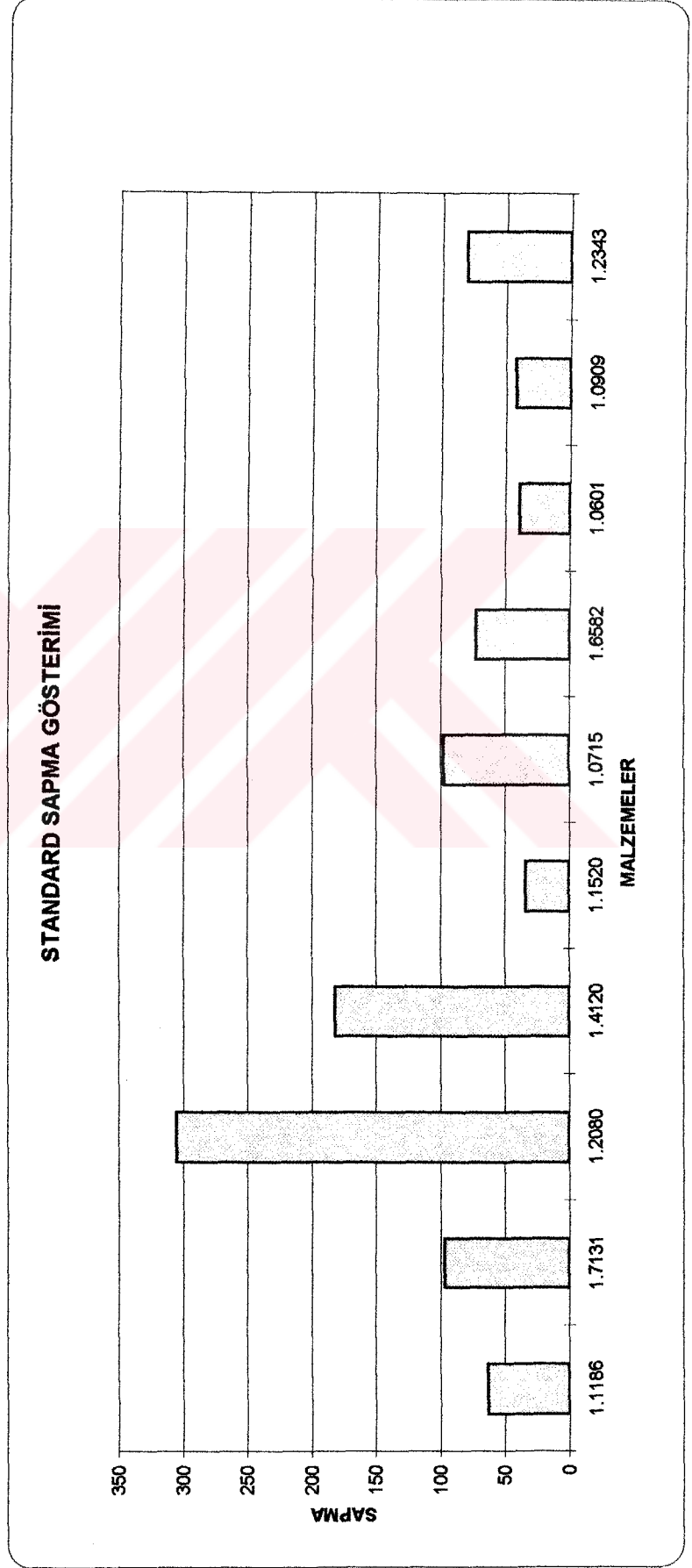
ŞEKİL 6.5 MARTENZİT BAŞLANGIÇ SICAKLIK EŞİTLİKLERİ KIYASLAMASI



TABLO 6.9 Ms SICAKLIK EŞİTLİKLERİ İSTATİSTİKSEL İNCELEMESİ

	1.1186	1.7131	1.2080	1.4120	1.1520	1.0715	1.6582	1.0601	1.0909	1.2343
Standard sapma	63,28	97,02	304,86	181,79	33,89	97,58	73,04	39,44	42,48	80,67
min	154,15	104,15	-972,21	-189,10	187,08	130,15	91,36	161,35	143,80	23,30
max	376,25	430,77	88,70	407,41	292,28	458,34	343,75	300,74	300,25	290,18
ort	332,30	372,56	-433,88	94,06	258,03	404,55	294,22	264,60	257,22	213,57

ŞEKİL 6.6 STANDARD SAPMALARIN GRAFİK GÖSTERİMİ



Toplam 10 ayrı eşitlik ve her bir malzeme grubu için M_s ($^{\circ}\text{C}$) değerleri bulunduğundan sonra ilk 9 eşitliğin ortalama değerinde bulunmuştur. Bizim güvenilir olarak kabul edilen 10. eşitlik ise ayrı olarak tutulmuştur. Sonuçlar ayrıca bir grafik üzerinde gösterilmiştir.

Sonuçlar istatistiksel olarak incelendiğinde ise 1.2080 ve 1.4120 nolu çeliklerde dönüşüm sıcaklığı başlangıç noktası olarak sıfırın altında değerler olduğu gözlenmiştir.

Gene standard sapma değerlerine bakıldığında en fazla yayılmanın olduğu malzeme grubu olarak 1.2080 ve 1.4120 nolu çelikler dikkat çekmektedir.

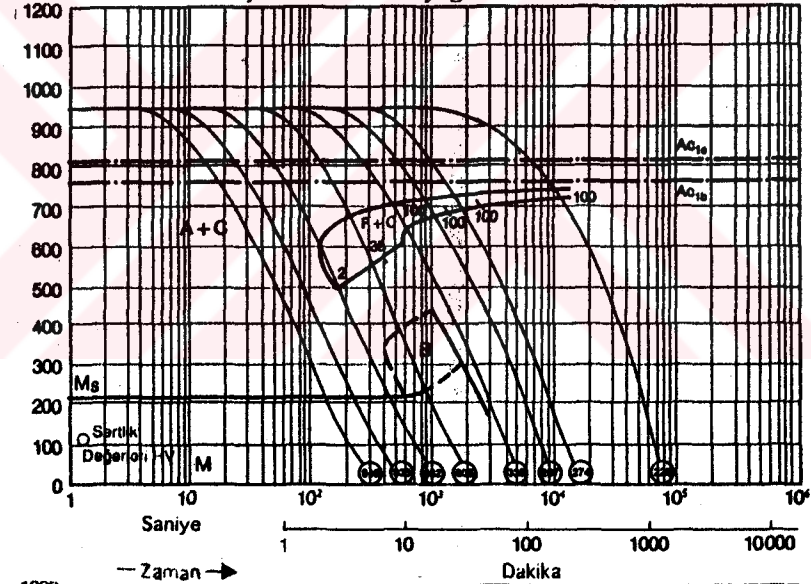
Alaşım elementlerinin martenzit dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü bilinmektedir. Bu iki malzemedede Cr miktarı oldukça yüksektir. Ayrıca 1.2080 %C miktarı yüksektir.

1.2080 nolu malzemede 10. denkleme hariç tüm denklemler martenzit dönüşüm noktasının sıfırın altında olduğunu göstermiştir.

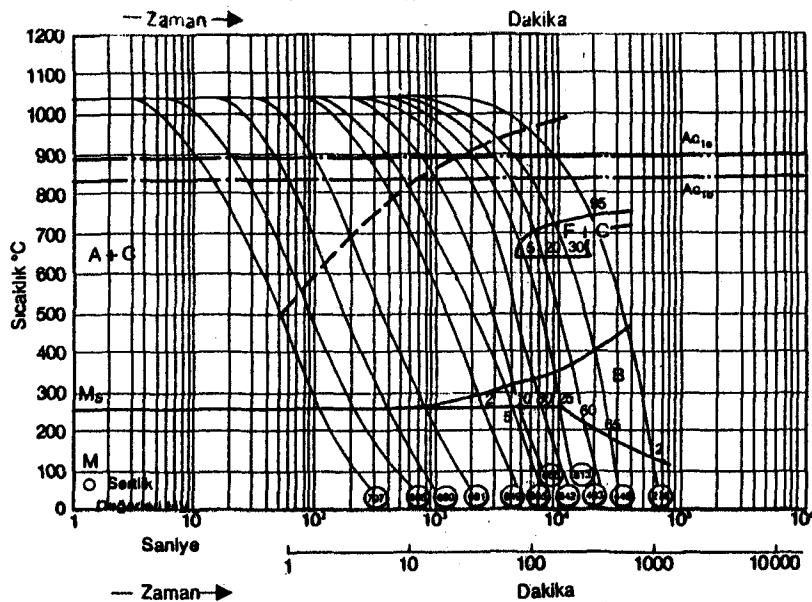
1.4120 malzemesi aside ve paslanmaya dayanıklı çelikler sınıfına girer. Bu çeliklerin yapısında bulunan iri taneler ve gevrekleşme tehlikesi nedeni ile mümkün olduğu kadar az ısı verilmelidir. Bu yüzden bu çeliklerin kaynağında düşük akım şiddeti, ince elektrod ve yüksek kaynak hızı kullanılır.

Şekil 6.7 TTT diyagramları

1.2080



1.2343



6.4 ÖN TAVLAMA SICAKLIĞI HESABI

Kaynak işleminde, parçanın kaynak edilen bölgesi hızlı bir ısınma ve soğuma ile karşılaşır. Burada malzemenin kaynak kabiliyetinin yüksek olması, parçanın bu ısınma ve soğuma periyodu sonucu ortaya çıkabilecek olumsuzlukları herheangi bir ekstra önlem almadan karşılamasını sağlar. Bu ani ısınma ve soğuma karşısında oluşan problemleri malzeme hasar görmeyecek şekilde karşılamalıdır. Malzemenin metalurjik özelliklerine göre bu ani ısınma ve soğumayı ısıl işlemlerle etkisiz hale getirmek mümkündür.

Kaynak işleminde yaygın olarak kullanılan bir yöntem olan ön tavlama ile bu olumsuz etkileri gidermek mümkündür. Ön tavlama işlemi için ön tavlama sıcaklığının hesaplanmasının önemi büyüktür. Bu hesabın yapılabilmesi için bazı eşitlikler mevcuttur. Bu eşitlikler içinde yer alan Seferian tarafından bulunan eşitlik en yaygın olarak kullanılanıdır.

Eşitlikler şöyledir:

1- Seferian'a göre;

$$T_{\text{öntav}} = 350 \cdot \sqrt{[C] - 0.25}$$

$$C_{\text{es}} = C + (\text{Mn}/9) + (\text{Cr}/9) + (\text{Ni}/18) + (\text{Mo}/12.8)$$

$$[C] = C_{\text{es}} (1 + 0.005 \cdot t)$$

t: parça kalınlığı

2- Y. Ito ve Bessyo'ya göre,

$$T_{\text{öntav}} = 1440 \cdot P_c - 392$$

$$P_c = C + (\text{Si}/30) + (\text{Mn}/20) + (\text{Cu}/20) + (\text{Ni}/60) + (\text{Cr}/20) + (\text{Mo}/15) + (\text{V}/10) + 5 \cdot B + (t/600) + (\text{H}/60)$$

3- İnce taneli çelikler için kullanılan eşitliğe göre,

$$T_{\text{öntav}} = 750 \cdot C_{\text{es}} - 150$$

$$C_{\text{es}} = C + (\text{Mn}/10) + (\text{Cr}/20) + (\text{Mo}/10) + (\text{Cu}/20) + (\text{N}/40)$$

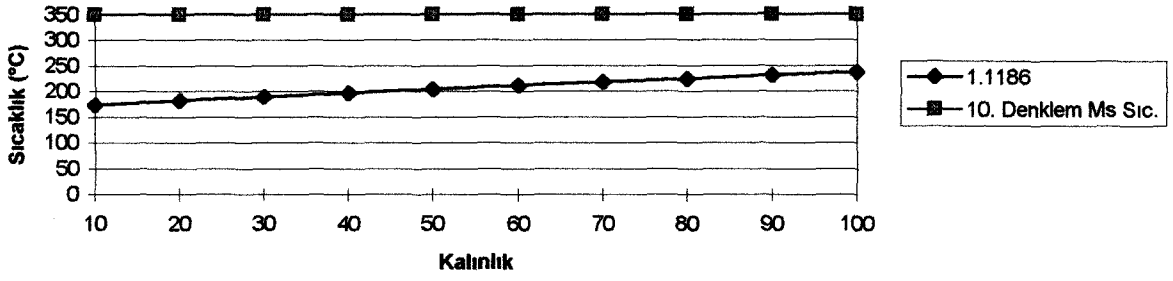
Y. Ito ve Bessyo'ya göre olan eşitlik malzeme konusundaki sınırlamalardan dolayı ayrı olarak incelenecektir.

1. denklem seçilmiş olan malzemelerden 1.1186, 1.0715, 1.0909 ve 1.2343 için farklı kalınlıklar için uygulanması gereken ön tavlama sıcaklığı hesaplanmıştır.

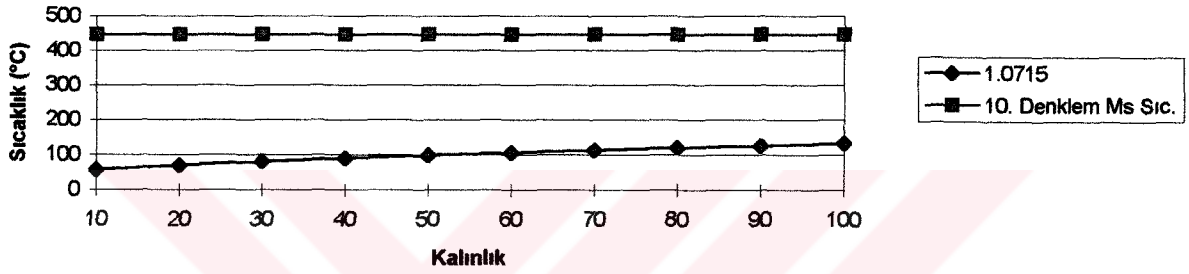
Bu değerler ve daha önce hesaplanan 10. denklemede bulunan martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığı ile birlikte bir grafik üzerinde verilmiştir.

Ayrı bir grafik olarak ise Seferian formülü için farklı sayıda C_{es} için farklı kalınlık değerleri için istenen ön tavlama sıcaklıkları verilmiştir.

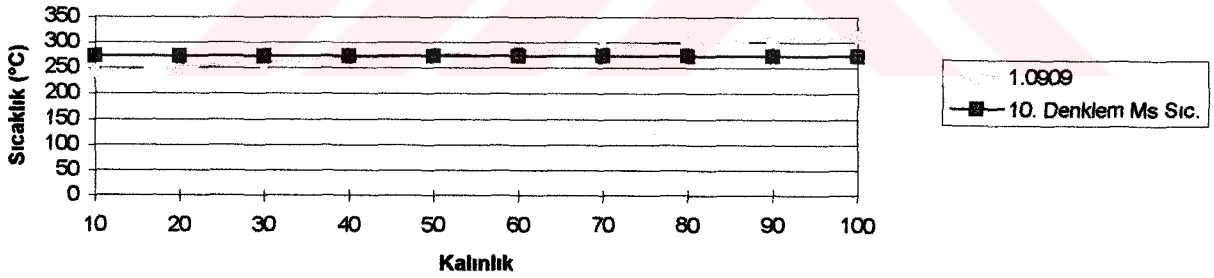
Seferian'a göre uygun ön tavlama sıcaklıkları
1.1186



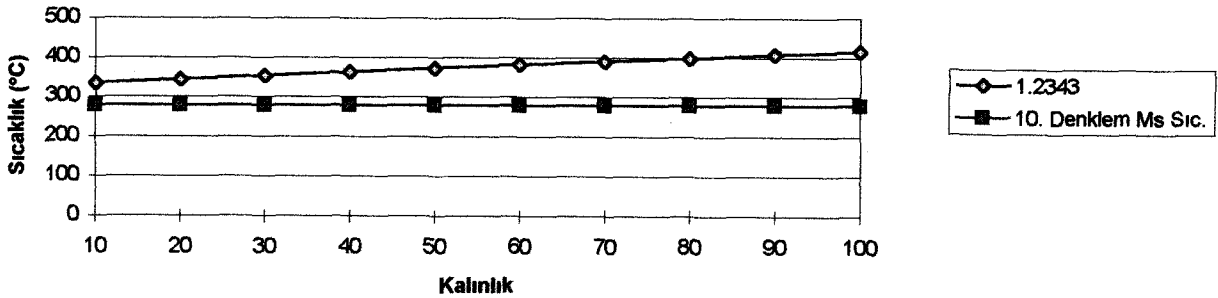
Seferian'a göre uygun ön tavlama sıcaklıkları
1.0715



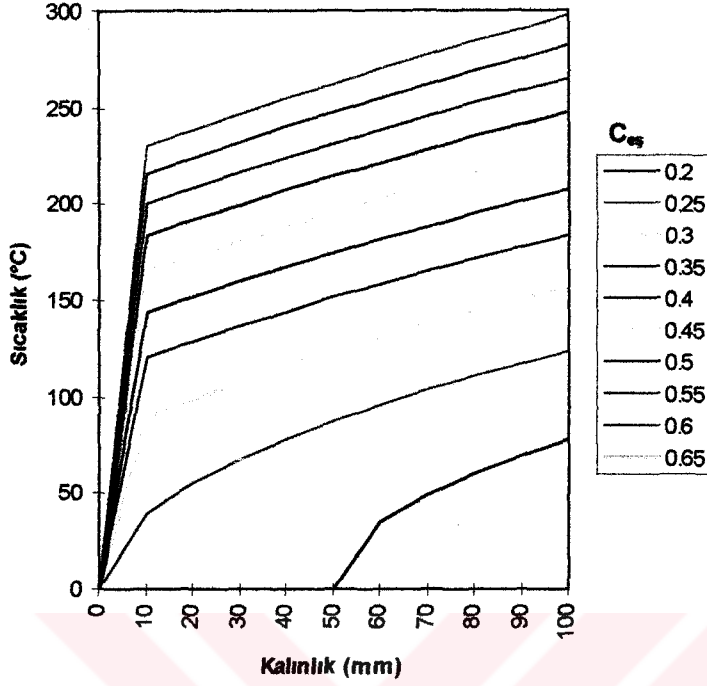
Seferian'a göre uygun ön tavlama sıcaklıkları
1.0909



Seferian'a göre uygun ön tavlama sıcaklıkları
1.2343



ŞEKİL 6.8 SEFERIAN'A GÖRE ÖN TAVLAMA



Şekil 6.9 Seferian'a göre Çeş değerlerine ve kalınlığa göre ön tavlama

Bu bağlantının dışında İngiliz Kaynak Araştırma Birliği (B.W.R.A.) tarafından geliştirilen ve tavsiye edilen ön tavlama sıcaklığına ulaşabilmek için 10 nolu Çeş denkleminin kullanılması gerekir. Bu denkleme göre ;

$$C_{eq} = C + (Mn/20) + (Cr/10) + (Ni/15) + (Mo/10) + (V/10)$$

Bu denklem sonucu bulunan C_{eq} değeri ile aşağıdaki tablodan uygun kaynak kabiliyet harfi seçilir.

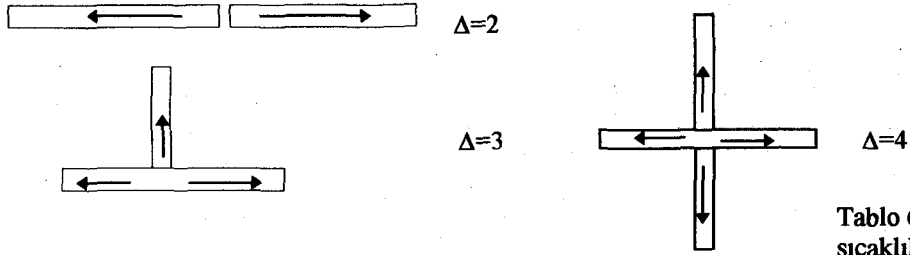
Karbon eşdeğeri		Kaynak kabiliyet sınıfı
Rutil Elektrod	Bazık Elektrod	
<0.20	<0.25	A
0.21-0.23	0.26-0.30	B
0.24-0.27	0.31-0.35	C
0.28-0.32	0.36-0.40	D
0.33-0.38	0.41-0.45	E
0.39-0.45	0.46-0.50	F
>0.45	>0.50	G

Tablo 6.10 Kaynak kabiliyet sınıfı belirlenmesi

Daha sonra Thermal Severity Number (Termik önem sayısı) T.S.N. ile ifade edilen ve parça kalınlığı ile birleşme türüne bağlı olarak belirlenen sayı bulunur.

$$T.S.N. = \Delta x (T_1 + T_2) / 12$$

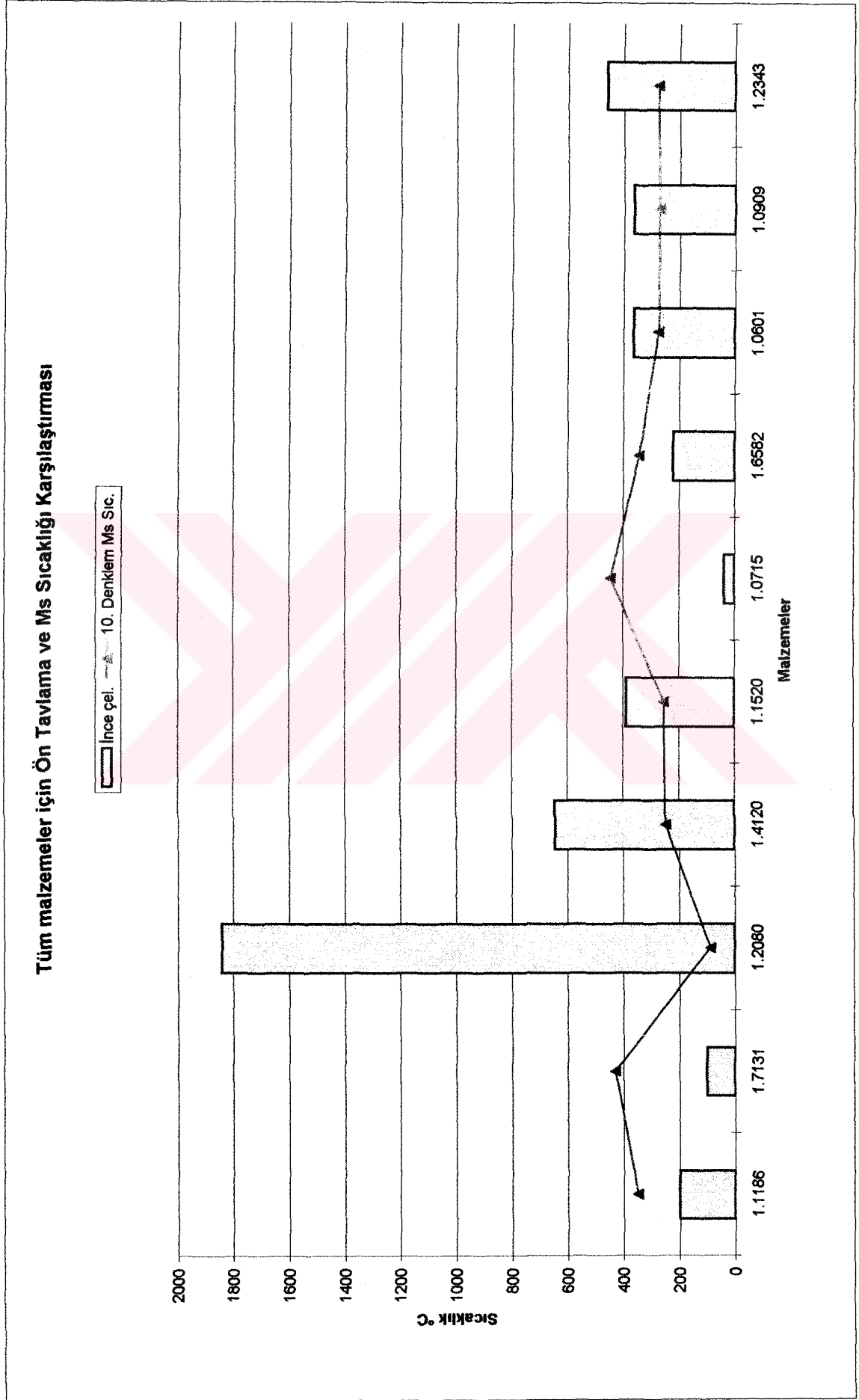
Δ katsayısı için aşağıdaki şemadan faydalanılarak bulunur.

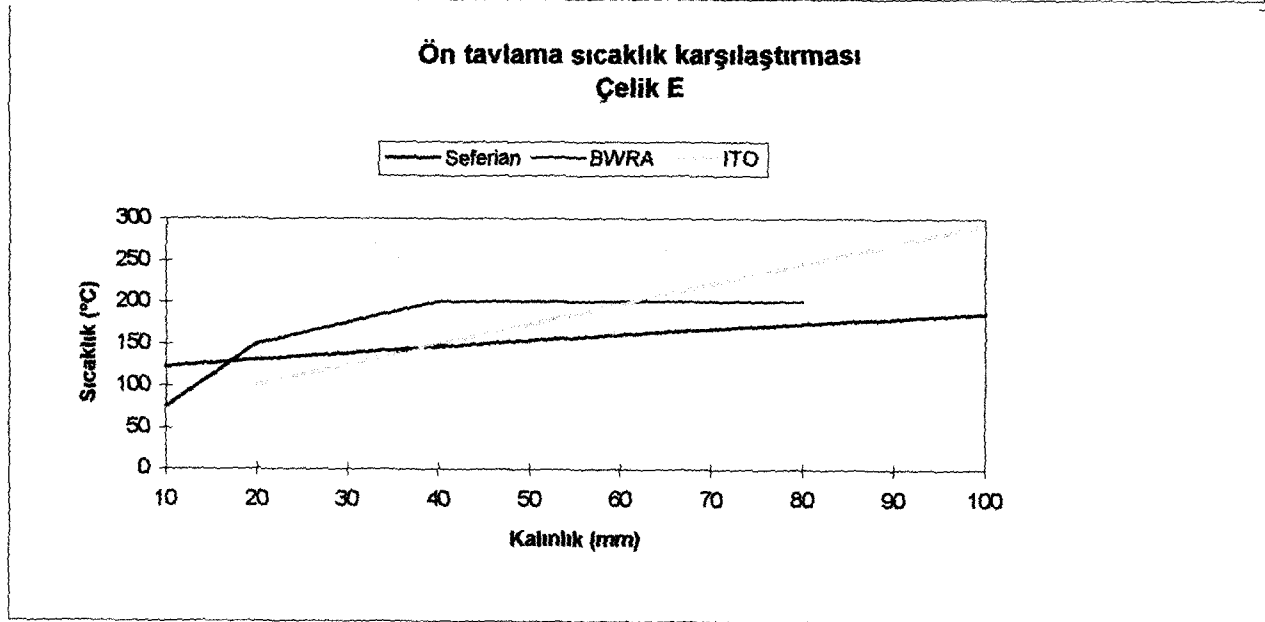
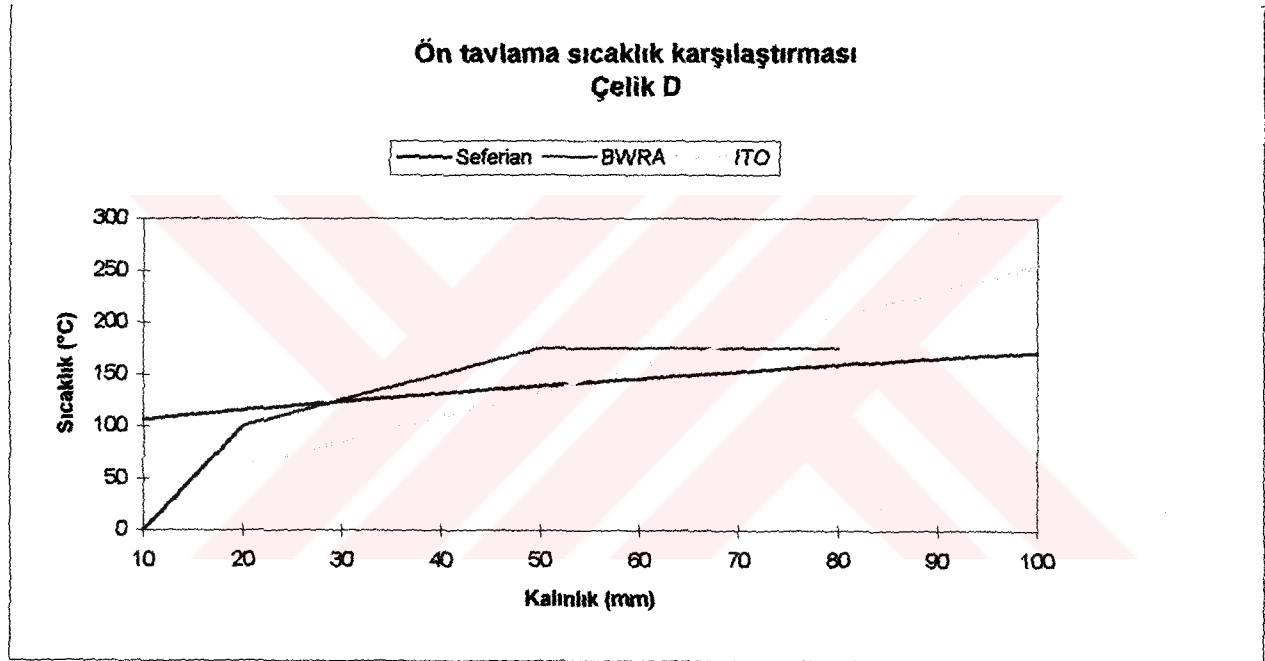
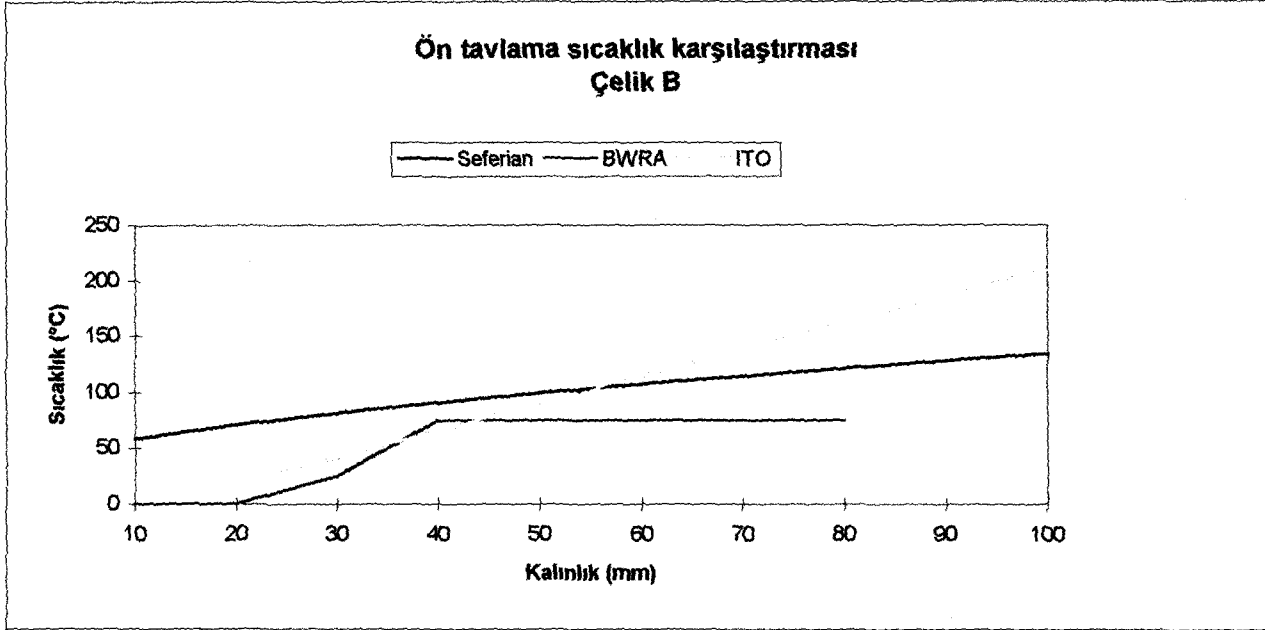


Tablo 6.11 Uygun ön tav sıcaklıkları

T.S.N.	Kaynak kabiliyet harfi	Ön ısıtma sıcaklığı				
		Elektrod Çapı				
		3.2	4	5	6	8
2	D	0				
	E	50	0			
	F	125	25			
3	C	0				
	D	75	0			
	E	100	25			
4	F	150	100	25		
	C	50				
	D	100	25			
6	E	125	75			
	F	175	125	75		
	B	50				
8	C	100	25			
	D	150	100	25		
	E	175	125	75	0	
12	F	225	175	125	75	0
	A	25				
	B	75	25			
16	C	125	75	25		
	D	150	125	75	0	
	E	200	175	125	75	0
24	F	225	200	175	100	50
	A	75	25	0		
	B	125	75	50	0	
24	C	175	150	125	50	25
	D	200	175	175	125	50
	E	225	200	200	150	100
24	F	250	250	225	200	150
	A	75	25	0		
	B	125	75	50		
24	C	175	150	125	75	25
	D	200	175	175	125	100
	E	225	200	200	175	150
24	F	250	250	225	200	200

ŞEKİL 6.10 ÖN TAVLAMA-MS SICAKLIĞI KIYASLAMASI

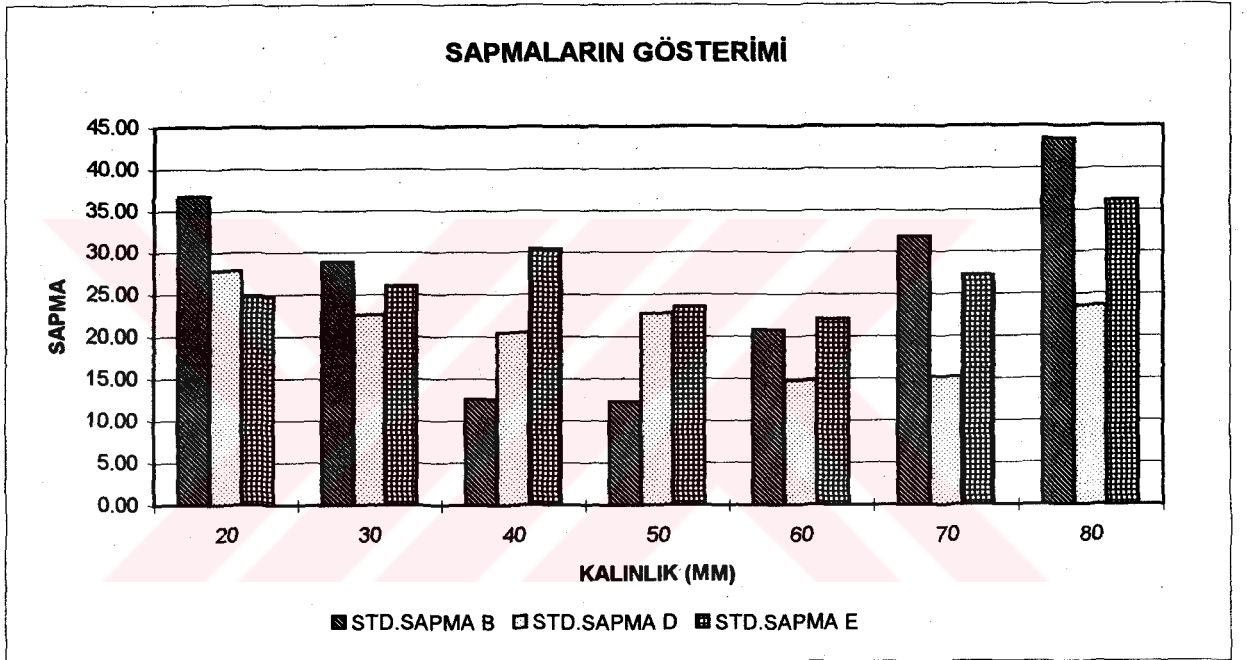




ŞEKİL 6.11 FARKLI EŞİTLİKLERE GÖRE ÖN TAVLAMA SICAKLIĞI KARŞILAŞTIRMASI

Tablo 6.11 Sonuçların İstatiksel olarak incelenmesi

Kalınlık (mm)	20	30	40	50	60	70	80
STD.SAPMA B	36.74	28.90	12.56	12.24	20.78	31.79	43.49
STD.SAPMA D	27.83	22.58	20.46	22.76	14.80	15.17	23.53
STD.SAPMA E	24.81	25.99	30.40	23.45	22.08	27.18	36.13



Şekil 6.12 Sapma sonuçlarının grafik gösterimi

Sonuçlar incelendiğinde oluşan en büyük sapmanın B çeliğinde olduğu görülür. Ancak en fazla toplam sapma E çeliğindedir.

50-60 mm kalınlıklar için sapmaların en az olduğu görülür.

Ms sıcaklıkları bilgi olarak aşağıda verilmiştir.

	Ms Sıcaklığı
B	453.7
D	430.1
E	412

Tablo 6.12 Malzemelerin Ms sıcaklıkları

Bu tablolardan Morosko'ya ait olanı aşağıdaki gibidir:

Ceş %	ELEKTROD ÇAPI	LEVHA KALINLIĞI							
		ALIN KAYNAĞI				İÇ KÖŞE KAYNAĞI			
		6	12	25	50	6	12	25	50
0.35	3.25	0	0	0	0	0	0	0	100
	4	0	0	0	0	0	0	0	0
	5	0	0	0	0	0	0	0	0
	6	0	0	0	0	0	0	0	0
0.4	3.25	0	0	0	150	0	0	100	200
	4	0	0	0	0	0	0	0	150
	5	0	0	0	0	0	0	0	100
	6	0	0	0	0	0	0	0	100
0.45	3.25	0	0	150	250	0	100	250	300
	4	0	0	100	200	0	0	200	250
	5	0	0	0	150	0	0	100	200
	6	0	0	0	100	0	0	0	150
0.5	3.25	0	0	250	350	0	150	350	450
	4	0	0	150	300	0	100	250	400
	5	0	0	100	200	0	0	200	350
	6	0	0	0	150	0	0	150	300
0.55	3.25	0	150	400	550	100	300	550	a
	4	0	0	300	450	0	200	450	a
	5	0	0	150	350	0	100	350	600
	6	0	0	150	300	0	0	300	600
0.6	3.25	150	400	a	a	350	a	a	a
	4	100	250	a	a	250	600	a	a
	5	0	100	500	500	150	300	600	a
	6	0	0	350	350	0	150	500	a
0.65	3.25	300	a	a	a	a	a	a	a
	4	200	350	a	a	a	a	a	a
	5	0	150	600	a	200	600	a	a
	6	0	0	500	a	100	300	a	a
0.7	3.25	400	a	a	a	a	a	a	a
	4	300	500	a	a	a	a	a	a
	5	200	400	a	a	400	600	a	a
	6	0	200	600	a	200	400	a	a
0.75	3.25	600	a	a	a	a	a	a	a
	4	500	a	a	a	a	a	a	a
	5	400	500	a	a	600	a	a	a
	6	200	400	a	a	450	600	a	a

Tablo 6.13
Morosko'ya
göre uygun
ön tavlama
sıcaklıkları

Burada "a" harfi ile gösterilen yerlerde gerekli olan ön tavlama sıcaklığı yüksek olduğundan pratikte kullanılmamaktadır.

7.0 SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Çeliklerin kaynak kabiliyetleri direk olarak içerdiği alaşım elementlerinin yüzde (%) miktarları ile ilgilidir. Kaynak kabiliyetine etki önemli bir unsur ise çalışma sıcaklığı ve buna bağlı olarak uygulanacak ısı işlemleridir. Kaynak kabiliyetinin düşük olduğu durumlarda ısı işlem kaçınılmazdır. Çeliklerin kaynak kabiliyetleri belirlenirken, karbon dışındaki elementlerinde gözönünde bulundurulduğu karbon eşdeğerleri hesaplanır. Hesaplanan karbon eşdeğerleri, çelikte kaynak kabiliyeti ile ilgili olarak ısı etkisi altındaki bölgenin kaynak sonrası mekanik özelliklerinin ve sertliğinin tahmin edilmesinde kullanılır.

Genel olarak çeliğin içerdiği karbon miktarı arttıkça ısı iletkenliği dolayısı ile soğuma hızı artar. Karbon eşdeğeri arttıkça çeliğin kaynak kabiliyetinde azalmalar görülmüştür. Bu malzemelerin kaynağı ilave bazı önlemler alınarak yapılır. Karbon eşdeğerini veren eşitliklerin sayısı bir hayli fazladır. Her araştırmacı metalurji bilimine paralel olarak, çelikte bulunan alaşım elementlerinin etkisini farklı ele almıştır. Bunun sonucu alaşım elementlerinin önemini farklı değerlendiren 12 adet eşitlik bu tezde incelenmiştir. Alaşım elementlerinin sayısının az olduğu çeliklerde tüm eşitlikler birbirine yakın değerler vermişlerdir. Ancak alaşım sayısı arttıkça eşitlikler arasındaki farklılıklar ortaya çıkmışlardır. Özellikle Cr, Mo ve Ni etkisi konusunda araştırmacılar arasında farklı sonuçlara varmışlardır. Ancak Dearden, Kihara, Fransa Demiryolları İşletmesi, Uluslararası Kaynak Enstitüsü, Yurioka ve İngiliz Kaynak Enstitüsü tarafından sunulan eşitliklerin (sırasıyla 4.1, 4.2, 4.4, 4.6, 4.7 ve 4.11) birbirine yakın değerler verdiği görülmüştür.

Karbon eşdeğerinin doğru bilinmesi halinde, buna bağlı olarak kaynak sonrası ısı etkisi altındaki bölgenin akma ve çekme dayanım değerleri hakkında sağlıklı tahminler yapılabilir. Düşük ısı girişi olan kaynakla süneklikte bir kayıpla birlikte ısı etkisi altında kalan bölge için yüksek akma ve çekme dayanımları elde edilebilir. ITAB akma ve çekme dayanımı tahmininde östenit ayrışması sırasında oluşan mikroyapı, 800'den 500°C'ye soğuma hızı ve karbon eşdeğerleri gibi parametreler kullanılır. Bu parametrelerden faydalanılarak akma ve çekme dayanımı ile karbon eşdeğeri arasında lineer bir bağlantı olduğu görülmüştür. $\Delta t_{8/5}$ soğuma zamanının fonksiyonu olarak ölçülen martenzit-östenit adacıkları kısmının hacmi P_c ve Uluslararası Kaynak Enstitüsü tarafından hazırlanan karbon eşdeğerleri kullanılarak hesaplanır.

Karbon eşdeğerine bağlı olarak ITAB sertliği tahminleri yapılmaya çalışılmıştır. ITAB sertliği ve karbon eşdeğeri arasında lineer bir bağlantı olduğu gösterilmiştir. Bu bağlantılarda karbon eşdeğerindeki artışla birlikte ITAB sertliğinin lineer olarak arttığı görülmüştür. Bu bağlantılar arasında en iyi sonucu veren Lorenz ve Düren tarafından bulunan karbon eşdeğerini kullanan eşitliktir. Bu eşitlik kullanıldığı takdirde %90 ihtimalle kaynak sonrası soğuk çatlama riski önlenir.

Isınma ve soğuma ile bir ferrit→östenit dönüşümü geçiren çeliklerin iyi kaynak edilebilmeleri için soğuma hızlarının iyi ayarlanması gereklidir.

Parçanın kalınlığı arttıkça buna bağlı olarak soğuma hızında artar. Yavaş soğuma ile ötektik bileşimindeki östenitin değişmesi γ demirinin α demirine dönüşmesiyle, karbonun α demiri içinde az erimesi nedeni ile sementitin çökmesini bitirir. Yavaş soğuma ile perlit oluşur. Eğer soğuma hızı artacak olursa difüzyon denge değişmesine göre daha alçak sıcaklıkta tamamlanır. Dolayısıyla lameller arası mesafe daralır. Karbon miktarı arttıkça çeliğin hızlı soğuma sonrasında kırılma olasılığı artar. Bunun önüne geçebilmek için ön ısıtma yapılması tavsiye edilir. Ön ısıtma ile soğuma hızı düşürülür ve dönüşümlerin denge halini bulmasını sağlayarak iç gerilmeleri bir ölçüde azaltır. Bunun yanı sıra ön ısıtma, çatlamalara yol açan hidrojen ve diğer gazların yayılarak kaçmasını kolaylaştırır.

Ön ısıtma sıcaklığının belirlenebilmesi için parça kalınlığına bağlı olarak bazı eşitlikler burada incelenmiştir. Bunların içinde en bilineni Seferian tarafından bulunan eşitliktir. Bunun dışında Japon ve İngiliz bilim adamlarının bulduğu eşitlikler birbiriyle karşılaştırılmıştır. Ito - Bessyo ve Seferian eşitliklerinin lineer bir gelişim gösterdikleri ayrıca Ito - Bessyo eşitliğinin kalınlığın artışına bağlı olarak daha fazla ön tavlama sıcaklığı gerektirdiği görülmüştür.

Kaynak işlemi sonrası oluşan kırılğan yapının nedeni olan martenzit yapı, martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığında (M_s) başlar ve martenzit dönüşüm sonu (M_f) sıcaklığında son bulur. Bu dönüşümler en iyi zaman -sıcaklık- dönüşüm diyagramlarından izlenebilirler bu diyagramlar çelik üretici firmalar tarafından tüketicilere sunulur. M_s sıcaklığının bilinmesi günümüz teknolojisinde oldukça önemlidir. Çünkü bu sıcaklık önceden belirlenen yapının sağlanmasında ve ön ısıtma sıcaklığının belirlenmesi için iyi bir başlangıç noktası verir. Bu sıcaklığı gösteren eşitlikler içinde -mikro alaşım ve Cr oranı %18'den büyük paslanmaz çelikler hariç- Beres tarafından bulunan en iyi neticeyi verir.

Kaynak kabiliyetinin ısı işlemlerle iyileştirilmesinin mümkün olduğu görülmektedir ancak uygulanacak ısı işlemlerin neler olduğu ve uygulama sıcaklığı hakkında en iyi verilerin bilinmesi gerekir. Böylece kaynak sonrası ısı etkisi altındaki bölgede oluşabilecek yapılar büyük bir doğrulukta tahmin edilebilir ve istenen yapının oluşması için gereken işlemler yapılabilir.

KAYNAKLAR

- 1- Akselsen, O.M. , Rorvik, G. and Kluken, A.O., 1994. Prediction of tensile properties of intercritical heat affected zone, *Materials Science and Technology*, Vol 10:75-79.
- 2- American Welding Society, 1980. *Welding Handbook*, Florida, V.1: 100-149
- 3- American Welding Society, 1980. *Welding Handbook*, Florida, V.4: 8-17
- 4- Anık, S. ve Tülbentçi, K. , 1966. *Kaynak Metalurjisi*, İTÜ , İstanbul.
- 5- Beres, L. , 1992. Bedingungen für das Entstehen austenitischen Gefüges in Pufferlagen mit einem Chromäquivalent unter 18, *Schw. Schn.* 44, H8, S.421/25.
- 6- Beres, L. , Beres, Z. and Irmer, W. , 1994. New equation for calculating the Ms temperature, *Welding and Cutting*, Vol.8:E128-E130.
- 7- Ernst, S.C. , 1994. Weldability Studies of Haynes 230 Alloy, *Welding Journal*, April:80s-89s.
- 8- Eryürek, B. , 1988. *Çeliklerin Uygulamalı Isıl İşlemleri*, Mess yayını.
- 9- Gültekin, N. , 1991. *Kaynak Tekniği*, İstanbul.
- 10- Herold, H. , Irmer, W. and Leonidov, D. , 1995. Studies into reducing the energy required for the production welding of cast steel, *Welding and Cutting*, Vol.2:E26-E28.
- 11- Kulmburg, A. , u.a. , 1979. Das Umwandlungsverhalten komplexlegierter stähle mit 12 bis 18% Chrom. *Berg. und Hüttenmännische Monatshefte* 124 H.9, S.400/06.
- 12- Lee, J.L. and Pan, Y.T. , 1993. Effect of sulfur content on the microstructure and toughness of simulated heat-affected zone in Ti-killed steels, *Metallurgical Transactions A* V.24A:1399/1408.
- 13- Lippold, J.C., Baeslack, W.A. III and Varol, I., 1992. Heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels, *Welding Journal* , 71(1):1s-14s.
- 14- Murthy, Y.V.L.N. , Venkata Rao , G. , Iyer, P.K., 1994. Parametric study of parallel heat welding process via finite element simulation, *Materials Science and Technology*, Vol 10:981-985.
- 15- Radhakrishnan, B. , Thompson, R.G. , 1993. The effect of weld heat-affected zone liquation kinetics on the hot cracking susceptibility of alloy 718, *Metallurgical Transactions A* V.24A:1409-1421.
- 16- Richards, N.L. , Nakkalil, R. and Chaturvedi, M.C. , 1994. The influence of electron beam welding parametres on heat-affected zone microfissuring in INCOLOY 903, *Metallurgical Transactions A* V.25A:1733-1744.
- 17- Stinchcomb, C. , 1989. *Welding Technology Today-Principles and Practises*, Prentice Hall, New Jersey.
- 18- Tekin, E. , 1992. *Mühendisler için Çelik Seçimi*, Makina Mühendisleri Odası, Ankara.
- 19- Thomas, G. , Ramachandra, V. , Nair, M.J. , Nagarajan, K.V. and Vasuderan, R. , 1992. Effect of Preweld and Postweld Heat Treatment on the Properties of GTA welds in Ti-6Al-4V sheet, *Welding Journal* , 71(1):15s-20s.
- 20- Topbaş, M.A. , 1993. *Isıl İşlemler*, YTÜ, İstanbul.
- 21- Wegst , C.W., 1989. *Stahlschlüssel* , Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH , Marbach.
- 22- Zaczek, Z. and Cwiek, J. , 1993. Prediction of HAZ Hardness in Welds of Quenched and Tempered HSLA Steels, *Welding Journal*, January:37s-40s.

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Üfuk Yüksekaya

Doğum Tarihi: 30.09.1971

Doğum Yeri: İstanbul

Eğitim : Ortaköy İlkokulu 1977-1982
Gaziosmanpaşa Ortaokulu 1982-1985
Kabataş Erkek Lisesi 1985-1988
Yıldız Üniversitesi Makina Müh. Bölümü 1988-1992
YTÜ Fen Bil. Ens. İngilizce Hazırlık Sınıfı 1992-1993
YTÜ Fen Bil. Ens. Makina Müh. Anabilim Dalı 1993-

Çalışma Hayatı: T.E.E. A.Ş. SUTEM İşletmesi Üretim Mühendisliği 1994-