

**DOKUZ EYLÜL ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

İKİNCİL BİR ÇELİKTE İÇYAPI – ÖZELLİK İLİŞKİSİ

Onur ERTUĞRUL

**Ağustos, 2009
İZMİR**

İKİNCİL BİR ÇELİKTE İÇYAPI - ÖZELLİK İLİŞKİSİ

**Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Yüksek Lisans Tezi
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

Onur ERTUĞRUL

**Ağustos, 2009
İZMİR**

YÜKSEK LİSANS TEZİ SINAV SONUÇ FORMU

ONUR ERTUĞRUL, tarafından **Prof. Dr. Kazım ÖNEL** yönetiminde hazırlanan “**İKİNCİL BİR ÇELİKTE İÇYAPI-ÖZELLİK İLİŞKİSİ**” başlıklı tez tarafımızdan okunmuş, kapsamı ve niteliği açısından bir Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

.....
Prof. Dr. Kazım ÖNEL

Danışman

.....
Prof. Dr. Ümit CÖCEN

Jüri Üyesi

.....
Doç. Dr. Enver ATİK

Jüri Üyesi

Prof. Dr. Cahit HELVACI

Müdür

Fen Bilimleri Enstitüsü

TEŞEKKÜR

Bu yüksek lisans tezinin hazırlanmasında, değerli bilgi ve fikirleriyle büyük katkı sağlayan, çalıőmalarımnda her türlü yardımı gösteren saygıdeğer hocam Prof. Dr. Kazım ÖNEL'e çok teşekkür ederim.

Ayrıca, Ereğli Demir ve elik Fabrikaları T.A.Ő.' den sayın Dr. Oktay Elkoca' ya ve Özkın Demir elik San. A.Ő.' den sayın Muhammet Yılmaz' a katkılarından dolayı sonsuz teşekkür ederim.

Her zaman bana destek olan, hiçbir fedakarlığı esirgemeyen aileme sonsuz teşekkür ederim.

Onur ERTUğRUL

İKİNCİL BİR ÇELİKTE İÇYAPI - ÖZELLİK İLİŞKİSİ

ÖZ

Mikroalaşımli çelikler termomekanik kontrollü haddeme (TMKH) sonucunda üstün mekanik özellikler gösterirler. Bu çalışmada iki farklı kompozisyona sahip (V-Al içerikli ve V-Nb içerikli) çeliklerin içyapı ve özellikleri incelenmiştir. İncelenen çelikler aynı endüstriyel şekil verme işlemlerinden geçmiş, fakat bir tanesi yetersiz düktilite göstermiştir. Bu çalışma, V-Nb içeren çeliğin düşük düktiliteye sahip olmasının nedenlerini anlamayı amaçlamaktadır.

Farklı alaşım elementleri içeren çeliklerin bütün mukavimleştirme mekanizmaları söz konusu iken mikroyapıları ile mekanik özellikleri arasında güçlü bir ilişki vardır. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki çeliklerin mikroyapısı başlıca poligonal ferrit ve perlit bileşenlerinden oluşmaktadır. Çelikler üç farklı sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulduğunda, çeliklerden V-Al içerikli olanın mikroyapısı poligonal ferrit ve perlitten oluşurken diğeri beynitik(iğnemesi) ferrit, perlit ve üst beynit yapısı göstermektedir. Ayrıca, TEM çalışması termomekanik kontrollü haddelenmiş çeliklerden V-Nb içeren çeliğin dejenere perlit yapısı gösterdiğini ortaya çıkarmıştır.

Bu çalışmada, bu çeliklerin kaynaklanabilirlik özelliği de incelenmiştir. Mikroyapı çalışması çeliklerden birinin kaynak metalinin ferrit ve perlitten oluştuğunu diğerinin ise beynitten oluştuğunu göstermektedir. Çeliklerin ITAB bölgesi ve kaynak metallerinin tane boyutundaki değişim darbe özelliklerinin dışında sertliklerini de etkilemektedir. Yapılan deneyler aynı proses parametrelerinde üretilen bu iki farklı çeliğin farklı mikroyapıları ve sonuçta farklı mekanik özellikleri ortaya çıkardığını göstermiştir.

Anahtar sözcükler: Östenitleme, Beynitik ferrit, Mikro alaşımli çelikler, Mekanik özellikler, Mikroyapı, Poligonal ferrit.

STRUCTURE – PROPERTY RELATIONSHIP IN A SECONDARY STEEL

ABSTRACT

Microalloyed steels demonstrate superior mechanical properties through thermomechanically controlled rolling (TMCR). In this work, structure and properties of microalloyed steels of two different compositions (V-Al containing and V-Nb containing steels) are investigated. The investigated steels go through the same industrial forming process, but one of the two exhibits inefficient ductility. The work intends to understand the reasons for the lower ductility of the V-Nb containing steel.

There is a strong relationship between the microstructure and mechanical properties of the steels, in which all of the strengthening mechanisms are in operation. The microstructure of the thermomechanically controlled rolled steels primarily consisted of polygonal ferrite and perlite. When the steels austenitised at different temperatures and then air cooled, the microstructure of V-Al containing steel is consisted of polygonal ferrite and perlite while the other one contained bainitic(acicular) ferrite, perlite and upper bainite. Furthermore, the TEM study revealed that thermomechanically controlled rolled V-Nb containing steel is consisted of degenerated perlite structure.

In this study, the weldability property of these steels is also investigated. Microstructural study showed that one of the weld metal of the steels consisted of ferrite and perlite while the other one contained bainite. The variation in grain size of the HAZ zone and weld metal of the steels was also correlated with hardness apart from their impact properties. The experiments have shown that using the same processing parameters for these two steels produce different microstructures, and resultantly different mechanical properties.

Keywords: Austenitisation, Bainitic ferrite, Microalloyed steels, Mechanical properties, Microstructure, Polygonal ferrite.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

YÜKSEK LİSANS TEZİ SINAV SONUÇ FORMU.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iii
ÖZ.....	iv
ABSTRACT.....	v
BÖLÜM BİR – GİRİŞ.....	1
1.1 İkincil Çelik Üretimi.....	1
1.2 Problemin Tanımlanması ve Projenin Amacı.....	3
BÖLÜM İKİ - MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER.....	4
2.1 Çeliklerin Özelliklerine Etki Eden Faktörler.....	4
2.1.1 Sertleşmeye Etki Eden Faktörler.....	4
2.1.1.1 Tane Boyutu.....	4
2.1.1.2 Perlit Oluşumu.....	4
2.1.1.3 Katı Eriyik Sertleşmesi.....	5
2.1.1.4 Dislokasyon Sertleşmesi.....	5
2.1.1.5 Çökelme Sertleşmesi.....	5
2.1.1.6 İkinci Faz Partikülleri.....	5
2.1.1.7 Dönüşüm Etkisi.....	6
2.1.2 Darbe Direncini Etkileyen Faktörler.....	6
2.1.2.1 Çentik(Çok Eksenli Gerilme Durumu) Etkisi.....	6
2.1.2.2 Sıcaklık.....	6
2.1.2.3 Deformasyon Hızı.....	7
2.1.2.4 Bileşimin Etkisi.....	8
2.1.2.5 Haddelme Yönünün Etkisi.....	8
2.1.2.6 Üretim Yöntemi.....	8

2.1.2.7 Isıl İşlem.....	9
2.1.2.8 Yüzey Durumu.....	9
2.1.2.9 Tane Büyüklüğü.....	9
2.1.2.10 Mikroyapı.....	9
2.2 Mikroalaşımli Çelikler Hakkında Genel Bilgi.....	9
2.2.1 Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli Çeliklerin İmalat Yöntemleri.....	13
2.2.1.1 Normalize Edilmiş Çelikler.....	13
2.2.1.2 Haddelenmiş Çelikler ve Kontrollü Haddeleme.....	13
2.2.1.3 Kontrollü Soğutma.....	13
2.2.2 Mikro Alaşımli Çeliklerde Şekillendirme Sonrası Yapılan İşlemler.....	14
2.2.3 Mikroalaşımli Çelik Üretiminde Uygulanan Isıl İşlemler.....	15
2.2.3.1 Normalizasyon.....	15
2.2.3.2 Su Verme.....	16
2.2.3.2.1 Basit su verme.....	16
2.2.3.2.2 Kesikli su verme.....	16
2.2.3.2.3 Martemperleme.....	17
2.2.3.2.4 Ostemperleme.....	17
2.2.4 YMDA Çeliklerin Kullanım Alanları.....	17
2.3 Gemi İnşasında Kullanılacak Malzemelerin Seçilmesi.....	18
2.3.1 AH/DH 36 Kalite Çelikler.....	19
2.4 Boru Hatlarında Kullanılacak Malzemelerin Seçilmesi.....	20
2.4.1 API 5CT Sınıfı K55 Kalite çelikler.....	20
BÖLÜM ÜÇ – KAYNAKLANABİLİRLİK.....	21
3.1 Kaynak İşlemi ve Türleri.....	21
3.1.1 Metallerin Kaynağında Kullanılan Başlıca Kaynak Yöntemleri.....	22
3.1.2 Yüksek Mukavemetli Çeliklerin ve Düşük Sıcaklık Çeliklerinin Kaynağı.....	23
3.2 Gemi İnşasında Kullanılan Kaynak Yöntemleri.....	24
3.3 Petrol ve Doğalgaz Boru Hattı Çeliklerinde Kullanılan Kaynak Yöntemleri.....	27

3.4 Malzemelerin Kaynak Kabiliyeti (Kaynaklanabilirlik).....	28
--	----

BÖLÜM DÖRT - DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....30

4.1 İncelenecek Çelik Kompozisyonları.....	30
4.2 Uygulanacak Isıl İşlemler.....	31
4.3 Kaynak İşlemi ve Parametreleri.....	33
4.3.1 Kaynak Edilecek Çelik Kompozisyonları.....	33
4.3.2 Kaynak İşleminin Özellikleri.....	34
4.3.3 Kaynak İşlem Parametreleri.....	34
4.4 Uygulanan Test Yöntemleri.....	37
4.4.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme.....	37
4.4.1.1 Metalografik Çalışmalar.....	37
4.4.1.2 Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) Çalışması.....	38
4.4.2 Sertlik Ölçümü.....	38
4.4.3 Çentik Darbe Testi.....	39
4.4.4 Çekme Deneyi.....	39

BÖLÜM BEŞ - DENEYSEL SONUÇLAR.....41

5.1 Farklı Isıl İşlem Sonuçları.....	41
5.1.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme.....	41
5.1.1.1 Metalografik Çalışmaların Sonuçları.....	41
5.1.1.2 Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) Çalışması Sonuçları.....	45
5.1.2 Sertlik Ölçümü Sonuçları.....	49
5.1.2.1 Makrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	49
5.1.2.2 Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	49
5.1.3 Darbe Testi Sonuçları.....	50
5.1.4 Çekme Deneyi Sonuçları.....	50
5.2 Kaynak İşlemi Sonrası Yapılan İncelemeler.....	51
5.2.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme.....	51
5.2.2 Sertlik Ölçümü Sonuçları.....	58

5.2.2.1 Makrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	58
5.2.2.2 Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları.....	59
5.2.3 Darbe Testi Sonuçları.....	60
5.2.4 Çekme Deneyi Sonuçları.....	61
BÖLÜM ALTI - SONUÇLAR.....	64
6.1 Sonuçların Tartışılması.....	64
6.1.1 Farklı Isıl İşlem Uygulamaları Sonrası Yapılan İncelemelerin Sonuçları.....	64
6.1.2 Kaynak İşlemleri Sonrası Yapılan İncelemelerin Sonuçları.....	66
6.2 Genel Sonuçlar ve Öneriler.....	68
KAYNAKLAR.....	71

BÖLÜM BİR

GİRİŞ

1.1 İkincil Çelik Üretimi

1950'li yıllardan sonra, çeliklerin Siemens-Martin ocağı, konvertörler ve elektrik fırınlarında üretiminden sonra çeliğin potadaki işleminin kapsamı sınırlıydı ve deoksidasyon, gerekli olan durumlarda kok ve ferrokok ile sementasyon ve ikinci derecede alaşımlamadan oluşuyordu. Bununla birlikte, çelik kalitesi ve çelik özelliklerinin uyumu gibi farklı istekler çelik üretim fırınlarının kapasitesinin ötesindedir. Bu istekler daha çok gelişmiş uygulamalar için kullanılacak üstün kalite çeliklerde geçerlidir. Bu gereksinim deoksidasyondan başka potadaki sıvı çeliğin farklı türdeki işlemlerinin gelişimine yol açmıştır. Böylece çok büyük bir gelişmeye tanıklık edilmiş ve ikincil çelik üretimi, pota metalurjisi, sıvı çeliğin ikincil işlemi gibi farklı şekillerde adlandırılan işlemler geliştirilmiştir (Ghosh, 2001).

İkincil çelik üretiminin gelişimi çeliğin sürekli dökümünün gelişimi ile doğru orantılı olarak gelişmiştir. 1960' lı yıllara kadar, ingot döküm daha baskındı. Fakat bu yıllardan sonra sürekli döküm daha baskın hale gelmiştir (Ghosh, 2001).

Son kırk yılın üretilen miktar açısından en önemli gelişimini gösteren bu ikincil çeliklerden mikro alaşımlı çelikler, öncelikle yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilmiştir.

Bu ikincil çeliklerden mikro alaşımlı çeliklerin, yüksek akma mukavemetlerinden dolayı ağırlıkları büyük ölçüde azaltılmıştır. Mikroalaşımlama terimi, çok düşük oranlarda Nb, V, Al ve/veya Ti ilavesi anlamına gelir. Bu elementlerin ilave edilmesiyle, kısmen tane küçültme sertleşmesi ve karbürler, nitrürler veya karbonitrürler gibi partiküllerin oluşması sonucu çökeltme sertleşmesi meydana gelir.

Genelde mikro alaşımlama, çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar yapılmaktadır. Mikroalaşımlı çelikler aynı anda değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti, mükemmel kaynaklanabilirlik ve korozyona dayanım gibi değişik, çok iyi özelliklere sahip bir malzeme grubudur. Bu çelikler yassı ve dövme mamuller şeklinde üretilmektedir.

Alaşım elemanlarının etkisi ile değişik çelik türleri dizayn edilebilmektedir. Dizayn işlemi alaşım elemanının etkisine ve çeliğin kullanılacağı ortamın özelliklerine göre yapılmaktadır. Örneğin, gemi inşa sanayinde kullanılacak bir çeliğin bu duruma göre dizayn edilmesi gerekmektedir. Gemi çelikleri düşük sıcaklıklarda gelebilecek ani yükler karşısında ani kırılma göstermemelidir. Bu tür çelikler hem iyi mukavemet değerlerine hem de iyi tokluk değerlerine sahip olmalıdır. Bu özelliklerin sağlanabilmesi için gemi çeliklerinde en önemli alaşım elemanları alüminyum, vanadyum, niyobyum olarak sayılabilir. Bu elemanlar düşük miktarlarda bile kullanılmalarında tane küçültücü etki göstererek malzemenin tokluğunu artırmaktadır.

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) boru hattı çelikleri, örnek olarak niyobyum, titanyum ve vanadyum ile mikro alaşımlandırılmış, mukavemet, tokluk ve kaynaklanabilirlik özelliklerinin iyi bir kombinasyonuna sahiptir. Uzun mesafeli petrol ve gaz taşıma sistemlerinde kullanılmaya başlanmıştır. Modern boru hattı çelikleri Amerikan Petrol Enstitüsü (API) sınıfı için gerekli mukavemet dereceleri için hızlı soğutma ve kontrollü haddeleme teknolojisi kullanılarak üretilmektedir. Bu çeliklerin mukavemetindeki artış, derin su uygulamaları ve boruların 2500 psi gibi geçirim basınçlarına maruz kaldığı uzak bölgeler için gereklidir. Kaynaklanabilirlik, şekillenebilme, kırılma tokluğu ve düşük geçiş sıcaklığı, hidrojen kırılma dayanımına dayanım, yeraltı çalışmalarında gerilmeli korozyon çatlamasına direnç (genellikle H₂S ortamında) ve yorulma dayanımı petrol ve gaz taşımacılığı boru hatlarında istenen ilave özelliklerdir. Bu çeliklerde mikroyapı alaşım elementine, termomekanik proses ve soğuma hızına bağlıdır.

1.2 Problemin Tanımlanması ve Projenin Amacı

Ülkemizin mikro alaşımlı çelik üretici fabrikalarından birinde mikro alaşımlama elementi olarak kullanılan vanadyum ve alüminyum elementleri dışında niyobyum ve alüminyum elementi içeren kompozisyonda çelik üretimi denenmiştir. Fakat burada niyobyum içeren kompozisyonundaki çelik ürünlerden alınan numunelerden yapılan deneyler sonucu özellikle darbe özellikleri açısından niyobyum elementi içeren kompozisyondaki numunelerin daha düşük darbe direnci değerleri gösterdiği görülmüştür. Bu darbe direnci değerleri ilgili standartlarda belirtilen değerlerin çok altında bulunmuştur. Bu yüzden bir kırılma problemi söz edilmiştir. Ayrıca bu darbe direnci değerlerinin ürünlerin farklı bölgelerinden alınan numunelerde farklılık gösterdiği görülmüş, homojen bir yapının sağlanamamış olmasından kuşulanılmıştır.

Bu çalışmada, bu kırılma sorununun nedenlerini araştırmak üzere iki farklı türde mikro alaşımlı çelik örneklerin mikro yapısı ve mekanik özellikleri detaylı bir şekilde incelenmiştir. İncelenen iki çelik türünün uygulama alanları farklı olmasına karşı kompozisyonları açısından birbirine benzerlik göstermektedir. Ayrıca, mikro alaşımlı çeliklerde istenen en önemli özelliklerden kaynaklanabilme özelliği her iki kompozisyonda da irdelenmiştir.

İlk olarak, her iki kompozisyonun mikroyapısal incelemesi yapılmıştır. İkinci olarak, mekanik özellikler arasındaki farklılıklar incelenmiştir. Üçüncü olarak, her iki kompozisyondaki çeliğin kaynaklanabilirlik özelliği incelenmiştir. Sonrasında ise yapılan tüm çalışmaların sonuçları yorumlanmış ve tokluk özelliklerini geliştirmek için yapılabilecek ilave ısıl işlemler tartışılmıştır.

BÖLÜM İKİ

MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER

2.1 Çeliklerin Özelliklerine Etki Eden Faktörler

2.1.1 Sertleşmeye Etki Eden Faktörler

2.1.1.1 Tane Boyutu

Tane boyutuna bağlı olarak akma mukavemeti değerini veren Hall-Petch ilişkisine göre (Tekin, 1981);

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot d^{-\frac{1}{2}}$$

σ_y : akma gerilmesi, σ_i : malzeme sabiti, K_y : sertleşme üsteli, d: ortalama tane boyutu

Tane küçültme, sertleşme mekanizmaları içinde mukavemetle beraber tokluğu da yükseltebilen tek sertleşme mekanizmasıdır. Tane küçültmenin tokluğu arttırmasının nedeni darbe geçiş sıcaklığını düşürmesinden dolayıdır.

Ayrıca tane sınırlarını azaltan ikinci faz partikülleri de toplam tane sınırı enerjisini azaltmak suretiyle tane boyutuna etki eder. İkincil faz partiküllerinden AlN, NbC, Ti(CN) birçok çelikte tane küçültücü olarak kullanılır. Bunların tane küçültme etkisi, tane sınırlarını kitleyici özelliklerinden ileri gelir. Böylece tokluk arttırılır.

2.1.1.2 Perlit Oluşumu

Özellikle darbe geçiş sıcaklığına olan zararlı etkisi yüzünden perlit oranını arttırarak sertleşme sağlamak arzu edilmeyen bir yöntemdir.

2.1.1.3 Katı Eriyik Sertleşmesi

i. Yer alan katı eriyikler: Demirin kafesinin çerisine yer alan bir atomun (Cr gibi) girmesiyle demirin mukavemetinin artmasıdır.

ii. Arayer katı eriyikler: C ve N gibi arayer elementler asimetrik (empürite-dislokasyon etkileşimi sonucu oluşan kafes gerilimlerinin yarattığı) distorsiyondan ötürü yer alan elementlerden çok fazla sertleşme etkisi gösterirler.

Yeralan elementlerin darbe geçiş sıcaklığını yükseltmeleri ve bu nedenle tokluğa zararlı etki yaptıkları bilinmektedir. Arayer elementlerinin ise yeralan elementlere oranla tokluğa daha zararlı oldukları bilinmekte ve Ni hariç tüm yer alan ve arayer elementlerinin darbe özelliklerine zararlı etkileri olduğu söylenebilmektedir.

2.1.1.4 Dislokasyon Sertleşmesi

Dislokasyon hareketinin engellenmesiyle sertlik ve mukavemet artacaktır. Dislokasyon yoğunluğundaki artış, genel olarak sünek-gevrek geçiş sıcaklığı olarak ölçülen çekme sünekliği ve tokluğu azaltmaktadır. Arayer atomlarının dislokasyonlar ile olan etkileşimleri de tokluğa zararlı etki yapar.

2.1.1.5 Çökelme Sertleşmesi

Çeliğin mukavemetini yükseltir. Fakat darbe direncini çok düşürür. Yüksek dönüşüm sıcaklığı sonucunda oluşan kaba taneli yapı ile beraber aşırı yaşlanmış yapı çok düşük mukavemet ve darbe özelliği gösterir. Bu duruma dikkat etmek gerekir.

2.1.1.6 İkinci Faz Partikülleri

Şekil değiştirmeyen ikinci faz partikülleri sünek-gevrek geçiş sıcaklığını yükselterek tokluğun azalmasına neden olmaktadır.

2.1.1.7 Dönüşüm Etkisi

Dönüşüm sıcaklığı ne kadar düşük ise dönüşüm ürününün tane boyutu o kadar küçük olur ve çeliğin sertleşmesi o derece yüksek olmaktadır. Dönüşüm sıcaklığını düşürmenin bir sınırı vardır. Bu sınırın altında yapı iğnesel beynite dönüşür. Böyle bir yapının ise darbe özelliklerine etkisi olumsuz yöndedir.

2.1.2 Darbe Direncini Etkileyen Faktörler

2.1.2.1 Çentik(Çok Eksenli Gerilme Durumu) Etkisi

Çentikli bir parça zorlandığı zaman çentiğin tabanına dik bir gerilme meydana gelir. Kırılmanın başlaması bu gerilmelerin etkisiyle olur.

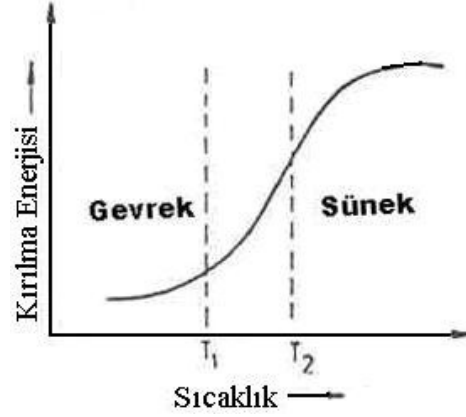
Kalın malzemelerde çok eksenli gerilme durumu (triaxiality) meydana gelir. Bu durumda, malzeme tek eksenli duruma göre daha yüksek akma ve çekme gerilmesi göstermesine rağmen uzama miktarı azalacağından tokluk düşmektedir.

Çentik daha keskin yapılırsa çentiğin tabanındaki normal gerilme kayma gerilmesine oranla artırılabilecek ve deney parçası daha çok gevrek kırılma yeteneği gösterecek demektir . Bu yüzden, çentikli malzemelerde gevrek kırılma gözleneceği söylenebilir.

2.1.2.2 Sıcaklık

Belirli bir malzeme için değişik sıcaklıklarda yapılan darbe deneyleri o malzemenin darbe direnci hakkında daha geniş bilgiler verir. Şekil 2.1' de kırılma enerjisinin deneyin yapıldığı sıcaklıklara bağlı olarak değişimini gösteren grafik verilmiştir. Deneyin yapıldığı sıcaklık düştükçe absorbe edilen enerji dolayısı ile malzemenin darbe direnci de düşecektir. Darbe direncinin aniden düştüğü sıcaklığa “geçiş sıcaklığı” adı verilir. Bu geçiş sıcaklığı metallerde mutlak ergime sıcaklığının

(T_m) 0,1 ile 0,2'si arasında gerçekleşirken seramiklerde ise 0,5-07 T_m aralığında meydana gelir.



Şekil 2.1 Darbe direncinin sıcaklık ile değişim eğrisi

T_1 sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda malzeme oldukça gevrek bir davranış gösterir. Kırılma klivaj düzlemleri boyunca olup, kırılma yüzeyi kristalin bir görünüştür. Bu sıcaklıklarda, darbenin tesiri ile çatlak kolayca meydana gelir ve malzeme içerisinde hızla yayılır.

T_2 sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda ise malzeme sünek bir davranış gösterir. Bu sıcaklıklarda darbenin tesiri ile malzemede, önce bir plastik şekil değiştirme ve daha sonra kopma meydana gelir. Sünek davranıştan dolayı malzemede çatlak oluşumu güçleşir ve çatlağın yayılma hızı da yavaşlar.

Geçiş sıcaklığı, malzemedeki malzemeye değişebileceği gibi, aynı tip malzemede kimyasal bileşim, tane boyutu, mikro yapı, soğuk işlem derecesi gibi faktörlerin tesiri ile de değişebilir.

2.1.2.3. Deformasyon Hızı

Deformasyon hızı arttıkça birim hacimdeki dislokasyon yoğunluğu artmaktadır. Özellikle normal şartlarda 10^4 - 10^6 arasında değişen dislokasyon yoğunluğu soğuk deformasyonla 10^{11} değerlerine kadar artış göstermektedir. Böylelikle oda

sıcaklığında artan deformasyon hızlarında artış gösteren dislokasyon yoğunluğu nedeniyle içyapıda birbirini engelleyen dislokasyonlar meydana gelmektedir. İfade edilen bu durum akma ve çekme mukavemetlerinde artışa neden olarak % uzamada azalama meydana getirir.

2.1.2.4. Bileşimin Etkisi

Genel olarak alaşım elementleri (Mn ve Ni hariç) darbe geçiş sıcaklığını artırır. Herhangi bir bileşimin içerdiği alaşım elementlerine göre sünekliği ile geçiş sıcaklığı ters orantılıdır. Mesela çelikte karbon miktarı arttıkça süneklik azalmakta ve geçiş sıcaklığı artmaktadır. Diğer bir etki olarak, çelikteki kükürt miktarı arttıkça malzeme kırılganlaşır.

Ayrıca, katı eriyik sertleşmesi gösteren elementlerden, yeralan elementlerin darbe geçiş sıcaklığını yükseltmeleri ve bu nedenle tokluğa zararlı etki yaptıkları bilinmektedir. Arayer elementlerinin ise yeralan elementlere oranla tokluğa daha zararlı oldukları bilinmekte ve Ni hariç tüm yer alan ve arayer elementlerinin darbe özelliklerine zararlı etkileri olduğu söylenebilmektedir.

2.1.2.5. Haddeleme Yönünün Etkisi

Haddelenmiş veya dövülmüş malzemelerde , çentikli darbe direnci çubuğun veya levhanın değişik yönlerinde farklı değerlerde olur . Haddeleme yönüne dik yönde olan levhanın sıcaklık arttıkça darbe direnci daha azdır . Haddeleme yönünde alınan levha parçalarının ise darbe direnci daha fazladır .

2.1.2.6. Üretim Yöntemi

Sabit bir akma mukavemeti için, üretim yöntemi darbe direncini doğrudan etkiler.

2.1.2.7. *Isıl İşlem*

Çelikler normalize edildiğinde çentikli darbe tokluğu artmaktadır.

2.1.2.8. *Yüzey Durumu*

Yüzeyleri karbürleme ve nitrürleme ile sertleştirilmiş çeliklerin darbe dirençleri azalmaktadır .

2.1.2.9. *Tane Büyüklüğü*

Genel olarak ince taneli malzemeler kaba taneli malzemelerden daha yüksek çentikli darbe tokluğuna sahiptirler. Tane boyutu arttıkça malzeme gevrekleşir. Bazı alaşım elementleri tane büyümesini geciktirir. Haddeleme ve dövme sıcaklığı arttıkça, tane boyutu da artar. Yüksek sıcaklık homojenleştirilmesi veya yüksek sıcaklık östenitlemesi de tane büyümesine yol açabilir.

2.1.2.10. *Mikroyapı*

Mikroyapı çeliğin çentikli darbe tokluğunu bileşim ve mekanik özelliklerinden bağımsız olarak etkileyebilir. Örnek olarak, temperlenmiş martensit diğer mikroyapılara oranla en yüksek enerji ve en düşük geçiş sıcaklığı sağlar. Aynı akma gerilmesine sahip çeliklerden su verilmiş ve temperlenmiş çeliğin kırılma tokluğu normalize edilmiş çeliğinkinden fazladır.

2.2 Mikro Alaşımlı Çelikler Hakkında Genel Bilgi

Son kırk yılın üretilen miktar açısından en önemli gelişimini gösteren mikro alaşımli çelikler, öncelikle yapı çeliklerinin dayanım kapasitelerinin yetersizliği nedeniyle geliştirilmiştir. Mikro alaşımli çelikler yüksek akma mukavemetlerinden dolayı uygulama yerinde büyük ölçüde ağırlık azalması sağlar. Mikro alaşımlama terimi, çok düşük oranlarda Nb, V veya Ti ilavesi anlamına gelir. Bu elementlerin

ilave edilmesiyle, kısmen tane küçültme sertleşmesi ve karbürler, nitrürler veya karbonitrürler gibi partiküllerin oluşması sonucu çökeltme sertleşmesi meydana gelir. Genelde mikro alaşımlama, çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar yapılır (Anonim, 2006).

Mikro alaşımlı çelikler aynı anda değişik sertleştirme mekanizmalarının ve uygun termomekanik işlemlerin uygulanması ile yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti, mükemmel kaynaklanabilirlik ve korozyona dayanım gibi değişik, çok iyi özelliklere sahip bir malzeme grubudur. Yassı ve dövme mamuller şeklinde üretilir. Uygulama yoğun olarak yassı mamullerde (gaz ve petrol boru hatları, açık deniz konstrüksiyonlarında) gerçekleşir. Son yıllarda otomotiv endüstrisine yönelik dövme mamullerin üretiminde de bir gelişme vardır. Bugün, bu çelikler, kontrollü haddelenmiş plakalar, levhalar, profiller, dövme ürünleri olan çubuk ve barlarda kullanılmaktadır (Anonim, 2006).

Modern yapı çelikleri diye de anılan çelikler genellikle yalın karbonlu çeliklere oranla daha yüksek dayanımlı çeliklerdir. Bunlar göreceli yüksek dayanımlarından ötürü "Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı " ya da YMDA çelikleri olarak bilinirler. Bu tür yapı çelikleri İngilizce kaynaklarda High Strength Low Alloy Steel (HSLA) ya da Fine Grained Structural Steels çelikleri olarak belirtilmektedir. YMDA çeliklerinde alaşım elementi toplamı genellikle %2 değerini aşmaz. Çoğunda ise, mangan katılımları dışında, bu değer %0.1 - 0.2 arasındadır (Anonim, 2006).

Geçmişte kullanılan çeliklerin yüksek karbon içerikli olmaları, kaynakla birleştirilmelerinde sorun doğmasına yol açmıştır. Bundan dolayı mikro düzeyde alaşımlama yapılarak ve kontrollü haddeleme işlemiyle, kaynak edilebilme kabiliyetli, yüksek dayanımlı çelikler geliştirilmiştir.

Çelikten yapılan basınçlı kap, küresel tank, eşanjör, köprü, nükleer enerji tesislerinde inbisat deposu gibi büyük konstrüksiyonlarda ince taneli çelikler, her geçen gün artan oranda kullanılmaktadır. Yüksek dayanımlı ince taneli çelikler, genellikle düşük karbonlu mikro alaşımlı çelik olarak üretilirler, normal tavlı ya da

ıslah edilmiş halde kullanılırlar ve bunların en düşük akma sınırı 255 ile 500 MPa arasındadır (Prasad, Mediratta ve Sarma, 2003).

Mikro alaşımlı çelikler genelde -100°C 'den 300°C 'ye kadar geniş bir sıcaklık aralığında kullanılırlar. Yüksek kırılma emniyetinin ve kötü şartlar altında bile güvenilir kaynaklanmanın arzulandığı yerlerde klasik yapı çeliklerinden çok üstün olmaları tercih nedenidir. Kaynak edilebilir ince taneli yapı çelikleri, bazik oksijen konvertörlerinde, Seamens-Martin ocakları ve elektro fırınlarda üretilir. Gerekğinde ince taneli yapıya ulaşabilmek için özellikle azotu düşük olarak üretim yapılabileceği gibi, çeliklere azotla alaşımlama da yapılabilmektedir. Bu çeliklerden, dikişli ve dikişsiz boru, geniş lama çeliği, sac, band, yuvarlak ve dört köşe çelik, profil gibi yassı mamul ve profil malzemeler üretilir.

Azot ilavesi, çelikte mevcut alüminyumla birlikte etkili olur. Azotun ince nitrürler halinde bağlantısı, özellikle normal tavllanmış halde ilave bir tane inceltmesi sağlar ve hem akma sınırını hem de gevrek kırılmaya karşı emniyetin artmasına yardımcı olur. Azot ilavesiyle dönüşüm olayları etkilenmez. Hatta normal tavlama sonrasında menevişleme yapılırsa, önemli bir etkinin olmadığı açıkça görülür.

YMDA çelikleri sıcak şekillendirmeye de tabi tutulabilirler. Sıcak işlem sonucu mekanik özelliklerde haliyle değişme görülecektir. Bu özellikler hızlı soğutmadan kaynaklanmaktadır. Çelikler eğer sıcak haddeleme işlemi ile üretiliyorsa hadde başlangıç sıcaklığı hadde bitiş sıcaklığına yakın olmalıdır. Böylece tane büyümesinin önüne geçilmiş olacaktır (Bakkaloğlu, 2002).

YMDA çeliklerinin üretiminde karşılaşılan en büyük sorun tane büyümesidir. Tane büyümesinin önüne geçilebilmesi için haddeleme sonrasındaki soğutmanın oldukça hızlı gerçekleştirilmesi gerekmektedir (Bhadeshia, 1998).

Vanadyumun V_4C_3 ve VN partikülleri oluşturması ile tane inceltmede önemli bir rol oynadığı söylenebilir (Maropoulos, Karagiannis ve Ridley, 2008). V karbür ve V nitrürün çözünebilirliği arasında büyük fark vardır. VN' ün çözünebilirliği VC' e

oranla çok daha düşüktür. Bu yüzden normalizasyon işleminden sonraki çökeltme sertleşmesinde VC tek başına etkin bir rol oynar (Yong ve diğer., 2005). Niyobyum ise en çok kullanılan mikro alaşımlama elementidir çünkü YMDA çeliklerinin mikroyapısı ve mekanik özelliklerinde çok büyük etkisi vardır (Yong ve diğer., 2005). Niyobyumun yeniden kristalleşme, tane büyümesi ve ostenitin ferrite dönüşümünde önemli bir etkisi vardır (Yong ve diğer., 2005). Oluşacak niyobyum karbonitrürleri aynı zamanda ara faz çökeltmesi veya gerinim itimli çökeltme ile ferriti sertleştirirler. (Bhadeshia, 1998).

Bu çeliklerde aranan başlıca özellikler (Tekin, 1981):

- a) Yüksek akma mukavemeti
- b) Düşük darbe geçiş sıcaklığı
- c) Minimum maliyet
- d) Kolay şekillendirilebilme

Mikroalaşımli çelikler farklı mikroyapılar oluşturacak şekilde üretilirler. Mikroalaşımli ferritik-perlitik çeliklerde perlit hacim yüzdesinin artması, tane inceltme veya ferrit matrise mikroalaşım elementi ilaveleri ile (tane boyutu kontrolü için Al, Nb, veya Ti ve çökeltme sertleşmesi için V) kontrollü bir şekilde mukavemet artışları elde edilir (Matlock, Krauss ve Speer, 2001).

Düşük karbonlu beynitik mikroyapıların çelikleri mukavemetleştirmek ve toklaştırmak için bir alternatif olduğu söylenebilir (Xue, Shan, Zheng, Lou, 2006). Düşük karbonlu mikroalaşımli çeliklerde görülen beynitik mikroyapıların büyük bir kısmı ise beynitik ferrit veya iğnemsî ferrit ve granuler beynit şeklindedir (Shanmugam ve diğer., 2007) İğnemsî ferrit tane içlerine yerleşmiş beynittir ve düzlemler üzerine uzanmış birçok ferrit plakasından oluşur (Bhadeshia, 1998). Gelişmiş tokluk sağladığından iğnemsî ferrit tercih edilen bir mikroyapıdır (Bhadeshia, 1998). Fakat yüksek soğutma hızlarında karışık bir mikroyapının oluşması şeklinde istisnalar gözükebilmektedir (Shanmugam ve diğer., 2007).

2.2.1 Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşumlu Çeliklerin İmalat Yöntemleri

2.2.1.1 Normalize Edilmiş Çelikler

Mekanik özelliklerin geliştirilmesindeki en önemli faktör tane küçültülmesidir. Tane küçültülmesi Al, V, Nb ve Ti ilavesi ile gerçekleştirilir (Matlock, Krauss ve Speer, 2001). Alüminyum ayrıca özellikle serbest azotu uzaklaştırıcı etkisinden dolayı en önemli alaşım elementidir. Normalize edilmiş bir YMDA çeliğinin akma mukavemeti 450-525 MN/m², darbe geçiş sıcaklığı -80 °C ye kadar düşmektedir (Tekin, 1981).

2.2.1.2 Haddelenmiş Çelikler ve Kontrollü Haddeleme

Yüksek mukavemetli düşük alaşumlu çeliklerin üretiminde termomekanik kontrollü haddeleme prosesinin kullanımının en temel sonucu olarak üstün mukavemet ve kırılma tokluğu gösteren ince taneli mikroyapıların oluştuğu söylenebilir (Bhadeshia, 1998).

Kontrollü haddelenmiş çeliklerin tane boyutu normalize edilmiş olanlara oranla daha da küçüktür. Tane boyutu haddeleme bitiş sıcaklığına bağlı olduğundan haddeleme işlemi ne kadar düşük sıcaklıkta bitirilirse taneler o kadar küçük olur (Bakkaloğlu, 2002).

Sonuç olarak, kontrollü haddelenmiş çeliklerde çok küçük boyutta yeniden kristallenmiş ostenit taneleri elde etmek için haddeleme miktarının ve haddeleme bitiş sıcaklığının seçiminin büyük önemi vardır (Bakkaloğlu, 2002).

2.2.1.3 Kontrollü soğutma

Haddeleme sonrası ostenitin ferrite dönüşümü sırasında, soğutma hızının artışının yani beynitik veya iğnesel görünümlü diğer fazların oluşmasının engellenebilmesi

için haddelenmiş haldeki ostenit tanelerinin çok küçük olması gerekir. Bu nedendir ki en iyi mekanik özellikler öncelikle ostenit taneleri küçültülmüş ve sonra hızlı bir soğumaya tabi tutulmuş çeliklerde sağlanabilmektedir (Tekin, 1981).

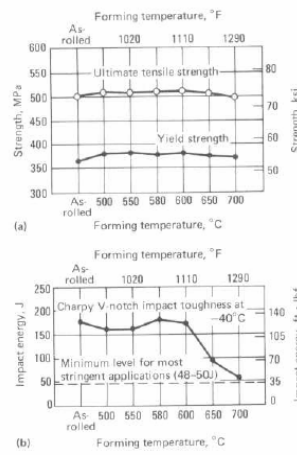
2.2.2 Mikro Alaşımli Çeliklerde Şekillendirme Sonrası Yapılan İşlemler

Mikro alaşımli çeliklerin üretiminden sonra nihai ürün veya nihai bir ürüne ait eleman olabilmeleri için çeşitli işlemlerden geçmeleri gerekmektedir. Bu işlemlere plastik şekillendirme, ısıl işlem, kaynak, taşlama, delme, tornalama v.b imalat usülleri örnek verilebilir.

Mikro alaşımli çeliklerin şekillendirilmesi soğuk şekillendirmeye uygundur. Karbon çeliklerinde karbon yüzdesi ile birlikte mukavemet artmaktadır ancak bu artış oranında toklukta da azalma söz konusudur. Mikro alaşımli çelikler sahip oldukları mukavemetin yanında az karbonlu çelikler gibi şekillendirilebilme yeteneğine sahiptir. Soğuk şekillendirme ile üretilen YMDA çeliklerine örnek olarak araç kaportaları, tamponları örnek verilebilir.

İnklüzyon ilavesi ile kontrollü soğuk şekillendirme yapılabilmektedir. Bu şekilde üretilmiş olan her kalite çelikte yaşanan sorun ise enine ve boyuna şekillendirmenin aynı kolaylıkta yapılamamasıdır. YMDA çeliklerinde şekillendirilme malzeme mukavemeti ve kalınlığı ile ters orantılıdır.

YMDA çelikleri sıcak şekillendirmeye de tabi tutulabilirler. Sıcak işlem sonucu mekanik özelliklerde haliyle değişme görülecektir. Sıcak şekillendirme sonucu malzemeye ait mekanik özelliklerdeki değişimler Şekil 2.2' de görülmektedir.



Şekil 2.2 Sıcak şekillendirme sonucu malzemeye ait mekanik özelliklerdeki değişimler

Mikro alaşımlı çeliklerin kaynaklanması için çoğu kaynak metodunun bu çelikler için uygun olduğu görülmektedir. Kaynak işlemi esnasında herhangi bir ön-ısıtmaya da gerek görülmemektedir. Kaynak işlemindeki bu avantajların en önemli nedeni bu çeliklerdeki karbon yüzdesinin az olmasıdır. Genellikle yapısal YMDA çeliklerinin kaynaklanmasında hidrojen alınmasını minimuma indirmek için düşük hidrojenli elektrotların kullanılması tavsiye edilmektedir (Shanmugam, Misra, Hartmann ve Jansto, 2006). Malzeme mukavemetine uygun çeşitli elektrotlar mevcut olduğundan 25mm ve üzeri kalınlıklardaki ve önceden deforme edilmiş malzemelerde ön ısıtma istenmektedir. Isıl işlem görmüş YMDA çeliklerinde kaynak işlemi hızlı bir şekilde gerçekleştirilip hızlı soğutma gerçekleştirilmelidir. Bu tür YMDA çeliklerinde yapı martenzitiktir dolayısı ile yapının bozulmaması gerekir soğutma hızı bu yüzden önemlidir. Yüksek ısı çıkışı ile sonuçlanan kaynak işlemleri bu tür çelikler için tavsiye edilmemektedir.

2.2.3 Mikro Alaşımlı Çelik Üretiminde Uygulanan Isıl İşlemler

2.2.3.1. Normalizasyon

Normalizasyon işlemi uygun bir çeliğin tipik olarak 830-950°C aralığında ısıtılması, (sertleşebilen çeliklerin setleştirme sıcaklığı veya üzeri, sementasyon çelikleri için sementasyon sıcaklığı üzeri) ve sonra havada soğutulmasından meydana gelir. Normalizasyon işleminde amaç küçük ve eş eksenli tanelerde oluşan ferritik-

perlitik bir iç yapıya ulaşmaktır. Normalizasyon tavlama soğuk şekil verme, döküm, sıcak haddeleme, kaynak, yayınma tavı gibi işlemlerden sonra tane yapısını inceltmek için uygulanır. Elde edilen normal içyapı mekanik özelliklerde tokluğu artırıcı yönde iyileşme sağlar.

Ötektoid altı çeliklerde verilen ısı parçanın şekline uygun olarak ayarlanmalıdır. İşlemden başarı sağlanması için aşırı ısıtma ve aşırı tutma (belirlenen uygun sürenin aşılması) önlenmelidir. Her iki durumda da tane irileşmesi tehlikesi vardır. İri taneli östenitten oluşan ferritik – perlitik iç yapıda iri taneli olur. Pahalı, tufal oluşturucu ve ince et kalınlığına sahip büyük parçaların fırın içinde desteklenmesini gerektiren normalleştirme tavı, bu nedenlerle sadece konstrüksiyonun güvenliği açısından zorunlu ise yapılır.

Ancak çelik döküm parçalarda gevrek olan “WIDMANNSTAETTEN” içyapıyı yok etmek için bu işleme sıklıkla başvurulur. Isıl işlem sonucu oluşan yapının darbe tokluğu oldukça iyidir. Büyük dövme parçaların ve hadde ürünlerinin yavaş soğumaları nedeniyle ortaya çıkan iri taneli iç yapısını inceltmek için bu yöntem sıklıkla kullanılır.

2.2.3.2. Su Verme

2.2.3.2.1. Basit su verme.

Su veya yağ gibi tek bir ortamda sürekli soğutma yöntemidir. Sertleşme derinliği az olan alaşımsız çeliklerde iç ve dış yüzeyler arası sıcaklık farkından dolayı çatlama oluşabileceğinden karmaşık parçalara uygulanmamalıdır. Bu parçalar yağda da soğutulabilen alaşımlı çeliklerden yapılmalıdır.

2.2.3.2.2. Kesikli su verme.

Östenitlenen parça 300 – 400 °C arası sıcaklığa kadar suda daha sonra iç ve dış yüzeylerdeki sıcaklık farkı dengelenmeden yavaş olarak yağda soğutulur.

2.2.3.2.3. Martemperleme.

Östenitlenen çeliğin belirli bir sıcaklıkta sabit tutulan tuz banyosunda bekletilmesidir. İç ve dış sıcaklık dengesi sağlanana kadar çelik bu banyoda tutulur. Daha sonra beynit dönüşümü başlamadan buradan alınır ve yağda su verilerek işlem tamamlanır. Bu yöntem genelde alaşımlı çeliklere uygulanır. Ancak ince kesitli alaşımsız çelikler içinde uygulanabilen bir yöntemdir.

2.2.3.2.4. Ostemperleme.

Parçalar, atmosfer kontrollü fırınlarda yüksek sıcaklıklara ısıtılır daha sonra su vermeye geçilir. Su verme, 232–399 °C arasındaki sıcaklıklarda, ergimiş tuz banyosunda yapılır. Bu yöntemle elde edilen, östemperlenmiş çeliğin yapısı beynitik olur. Bu yapı, geleneksel yöntemlerle yapılan ısıl işlem sonrası elde edilen martenzitik yapıdan çok daha dayanıklı olmakla birlikte, martenzitik yapı kadar da serttir. Kazandığı mekanik özelliklerin yanında çok yüksek bir aşınma dayancına sahip olarak, yüksek gerilmelere, ağır yük altında sürtünme aşınmasına ve darbeli çalışmaya elverişli hale gelir.

2.2.4 YMDA Çeliklerin Kullanım Alanları

Şekillendirilmesi ve kaynaklanmasının kolay olması YMDA çeliklerini birçok alanda ön plana getirmiştir. Bu uygulama alanları; Boru hatları, gemi inşaatı çelikleri, deniz ortamında kullanılacak çelikler, basınçlı kaplar, yapı malzemeleri, galvanizli çelikler, otomotiv malzemeleri örnek olarak verilebilir. Bu malzemelerin dünyada kullanım yüzdeleri Tablo 2.1' de verilmiştir.

Tablo 2.1 YMDA çeliklerin dünyada kullanım yüzdeleri

Ürün sınıfı	YMDA çeliklerinin oranı, %		
	Avrupa	Kuzey Amerika	Japonya
Boru hattı	95	95	95
Gemi yapımı	40	20	75
Açık deniz konstrüksiyonları	90	30	70
Basıncılı kaplar	30	25	85
Yapısal			
Profiller	30	20	10
Profiller, otomotiv	70	70	30
Profiller, gemiler	15-30	20	102
Sac kazıklar	25	15	100
Levha	25	20	10-30
Sac ve kangal			
Otomobil	20	10	20
İnşaat	95	80	70

2.3 Gemi İnşasında Kullanılacak Malzemelerin Seçilmesi

Gemi inşasında normal servis koşullarında kaynaklı bölgelerde çatlamaya dayanacak malzemeler seçilmelidir. Aynı şekilde normalden daha düşük sıcaklıklara maruz kalan yerlerde çalışacak malzemelerinde çentik darbe dirençleri oldukça yüksek olmalıdır.

Her ne kadar malzemelerin seçilmesi büyük ölçüde gözetleme kuruluşlarının (ülkemizde TURK LOYDU gözetleme kuralları geçerlidir) kurallarınca sınırlandırılmış olsa da yapısal iş için kullanılacak çeliğin çok değişik türlerinin

bulunabileceği düşünölmelidir. Bazı türler kontrollü haddeleme, yapı inceltmesi veya normalizasyon gibi yöntemlerin kullanılması sonucu daha da belirginleşir.

Gün geçtikçe artan bir oranda ticaret gemilerinin dış kaplamasında, güvertelerinde, baş ve kık direklerinde ve de yük donanımı direklerinde yüksek mukavemetli çelikler kullanılmaktadır. Bu çeliklerin değişik tipleri çok geniş alanda özellikleri değişen bir şekilde haddelendikleri gibi normalize edilmiş olarak veya hızlı soğutulmuş ve temperlenmiş durumlarda sunulmaktadır.

Kopma mukavemeti özelliklerine ek olarak çentik darbe direnci, yorulma ve kaynaklanabilme özellikleri çeliğin seçiminde belirli bir uygulama için önceden belirlenmelidir. Şüphesiz en son onay klaslama kuruluşlarından alınmalıdır. Bazen bu kuruluşlar kullanılması düşünülen çelik türünün kimyasal analizini, dizayn ve malzemenin (kaynak metalini de kapsayacak şekilde) uygunluğunu gösterecek deneyleri veya her ikisini de isteyebilir.

Bazı durumlarda malzemelerin seçilmesi bilhassa özel kaynak yöntemlerinin ve kaliteli kaynakçıların bulunabilmesine bağlıdır. Herhangi bir hasar olduğunda çıkabilecek onarımların yapılabilmesi için, tekne üzerinde nerelerde yüksek mukavemetli çeliklerin, sulama yoluyla hızlı soğutulmuş ve temperlenmiş çeliklerin kullanıldığını gösteren resimlerin bulunması istenir. Bu resimlerle birlikte malzemenin yapımında kullanılan yöntemler ve önerilen onarım yöntemleri de verilmelidir.

2.3.1 ASTM A131 sınıfı AH/DH 36 Kalite çelikler

Bu kalitedeki çelik profiller çeşitli sektörlerde kullanılmaktadır. Bunlardan biriside gemi inşa sektörüdür. Gemi inşasında farklı kesitlerde, yüksek kalitede, mikro alaşımlandırılmış ve sıcak haddelenmiş özel çelik profiller kullanılmaktadır. Bu çelik malzemenin düşük sıcaklıklarda dahi yüksek tokluk göstermesi gemiler için çok önem taşımaktadır.

AH/DH 36 kalite malzemeler yüksek mukavemetli malzemelerdir. Sahip oldukları yüksek mukavemetin yanında üstün tokluk sunarlar. Genelde gemi inşa sanayinde kullanılan profillerde kullanılırlar. Kimyasal kompozisyonlarına bakıldığında alaşım elementi olarak alüminyum(Al), vanadyum(V) ve niyobyum(Nb) içermektedirler. Sahip oldukları tokluğu bu alaşım elementleri sayesinde kazanırlar.

2.4 Boru Hatlarında Kullanılacak Malzemelerin Seçilmesi

Son yıllarda doğalgaz kullanımının artmasıyla birlikte doğalgaz taşımacılığı da çok önemli hale gelmiştir. Bunun sonucunda, Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli (YMDA) yassı çelik ürünlerinden yapılan dikişli boru üretimi hem Türkiye’ de hem de dünyada artmıştır. Petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan borular, American Petroleum Institute (API) standartları doğrultusunda yüksek mukavemetli, tok ve yüksek kaynaklanabilirlik kabiliyetine sahip çeliklerden üretilmektedir (Shin, S. Y., Hwang, B., Lee, S., Kim, N. J. & Ahn, S. S., 2007). Bu çelikler, YMDA çelikler olup, termomekanik haddeleme yöntemiyle ilgili standartlardan daha üstün özelliklerde (yüksek akma mukavemeti ve tokluk ile çok iyi kaynaklanabilirlik) üretilmektedir (Taş, 2006).

2.4.1 API 5CT sınıfı K55 Kalite çelikler

Petrol ve sondaj kuyularında muhafaza, üretim ve manşon olarak API 5CT standardına uygun H40, J55, K55 ve N80 kalite çelik dikişsiz borular (OCTG- Oil Country Tubular Goods) kullanılır (Çelbor A.Ş., 2009).

K55 kalite dışındaki birçok API 5CT standardında üretilen çelik dikişsiz borular sıvı, gaz ve tane iletim amacı ile kullanılmalarının yanı sıra basınçlı kap (tüp) imalatında da kullanılırlar (Çelbor A.Ş., 2009).

BÖLÜM ÜÇ

KAYNAKLANABİLİRLİK

3.1. Kaynak İşlemi ve Türleri

Kaynak işlemi, ısı ve basıncın beraberce veya tek başına kullanılarak, ilave bir kaynak malzemesi katarak veya katmadan esas malzemeyi birleştirmek veya üzerine bir tabaka kaplamaktır.

Bir imalat yöntemi olarak kaynak tekniği diğer imalat yöntemlerine kıyasla çok daha fazla önem taşımaktadır. Boru hatları, 100 000 tonluk dev süper tankerler, petrol platformları gibi hemen hemen bütün üretimlerde kaynak vazgeçilemez konumdadır ve bu ürünlerin temel imalat yöntemini teşkil etmektedir. Ülkemizde özellikle oksî-asetilen ve elektrik ark kaynak yöntemlerinin kullanılma alanları büyük gelişme göstermiştir.

Diğer üretim yöntemlerinin olanak vermediği tamir işlemlerinde de kaynak tekniği başarı ile kullanılmaktadır. Bu nedenle yüksek mukavemetlerin aranmadığı her türlü çelik konstrüksiyonda rahatlıkla kullanılacak kaynak elektrotları geliştirilmiştir.

Kaynak tekniğinde kullanılan eş malzeme deyimi metalurjik anlamda eşitlik olarak düşünülmekte, bir birleştirmede kaynak bölgesinde tüm malzemelerin birbirleri içinde karışabilmeleri anlamını taşımaktadır.

Kaynak yönteminin ve kullanılacak dolgu metalinin seçimi, kaynatılacak malzemeye, kaynak pozisyon sınırlamalarına, işin sırasına ve düzenine, araçların portatifliğine geniş ölçüde bağlıdır. Kaynak yöntemi ve dolgu metali öyle uygun seçilmelidir ki sonuçta elde edilen kaynak dikişinin mekanik özellikleri kaynatılan ana metalinkine eş değer olmalıdır.

3.1.1 Metallerin Kaynağında Kullanılan Başlıca Kaynak Yöntemleri

Metallerin eritme kaynağında başlıca olarak, aşağıdaki usuller kullanılır.

i.Eritme kaynağı usulleri

- 1) Döküm eritme kaynağı
- 2) Elektrik direnç eritme kaynağı
- 3) Gaz eritme kaynağı
- 4) Elektrik ark kaynağı (Karbon arki ile, metal arki ile)
- 5) Koruyucu gazla kaynak (Gaz altı kaynağı)
 - a) TIG kaynağı
 - b) MIG kaynağı
- 6) Metal koruyucu altında (yalıtılmış elektrod ile) kaynak
- 7) Toz altı kaynağı
- 8) Elektron bombardımanı ile kaynak
- 9) Lazer ışını ile kaynak

ii. Basınç kaynağı usulleri

- a) Soğuk basınç kaynağı

- b) Ultrasonik kaynak
- c) Sürtünme kaynağı
- d) Ocak kaynağı
- e) Döküm basınç kaynağı
- f) Gaz basınç kaynağı
- g) Elektrik direnç kaynağı
- h) Elektrik ark basınç kaynağı
- i) Difüzyon kaynağı

3.1.2 Yüksek Mukavemetli Çeliklerin ve Düşük Sıcaklık Çeliklerinin Kaynağı

Normal mukavemetli çeliklerin kaynağıyla karşılaştırıldığında yüksek mukavemetli çeliklerin kaynaklanmasında elektrodların seçimi, ön ısıtma ve pasolar arası geçiş sıcaklığının kontrolü gereklidir. Önemli bütün elemanların birleştirilmesinde eş değer mukavemeti verecek düşük hidrojenli elektrotlar ve verilen ısının kontrolü gereklidir.

Her ne kadar bu tür çelikleri kaynak etmek hidrojen elektrodları ile mümkün olsa da, çelik üreticilerinin çoğu her zaman düşük hidrojen elektrodlarının kullanılmasını tavsiye ederler (Chhibber ve Kaushal, 2004). Normal mukavemetli çelikler yüksek mukavemetli çeliklere kaynaklanacağı zaman, düşük hidrojenli elektrotların kullanılması gereklidir, fakat yüksek mukavemetli çeliğin mukavemetine uygunluk aranmaz. Yüksek gerilmelerin oluşması durumunda düşük mukavemetli kaynak dikişleri veren elektrotların kullanılması tercih edilir. Bununla beraber yüksek mukavemetli çelikler için aranan elektrot nemlilik koşulları istenmelidir.

Özellikle yüksek mukavemetli çelikler düşük servis sıcaklıkları için kaynaklandıklarında genellikle istenilen çentik darbe direncini elde etmek için normalden fazla sayıda paso ile kaynaklanırlar.

Ayrıca, -18 °C sıcaklığın altında kullanılacak normal veya yüksek mukavemetli çeliklerin en düşük kullanma sıcaklıklarının 5,5 °C altındaki sıcaklıktaki çentik darbe dirençlerinin bazı koşullara uygunluğu aranır. Kaynak metali ve ısı geçiş bölgesi ana metalinkine eş değer çentik darbe direnci sağlamalıdır. Bu koşulları sağlamak için genellikle önceden hazırlanacak kaynak prosedür şartnamesi (WPS) ve prosedür kalifikasyon kaydına (PQR) ek olarak verilen ısının kontrolü ile gerekli deneylerin yapılması gereklidir. Bunun sonucu, örtülü metal ark veya toz altı kaynağı yöntemleri için normal çeliklere oranla daha fazla paso sayısı ve paso geçiş sıcaklıklarının kontrol edilmesi gerekebilir.

3.2 Gemi İnşaasında Kullanılan Kaynak Yöntemleri

Günümüzde gemi inşaasında perçin ve diğer elemanlarla oluşturulan birleştirmelerin yerini kaynaklı bağlantılar almıştır. Kaynaklı bağlantılar doğal olarak çok daha iyi sızdırmazlık sağlar.

Gemi yapımında en fazla kullanılan kaynak yöntemi örtülü elektrodlar ile elle yapılan metal-ark kaynağıdır. Bununla beraber, birçok otomatik ve yarı otomatik yöntemler başarı ile kullanılmaktadır. Bunlar, toz altı, gaz altı, metal-ark, toz çekirdekli ark, curuf altı ve MAG yöntemleridir. Curuf altı ve MAG gibi yöntemler kalın kesitli parçaların bir tek paso da kaynaklanabilmesini sağlar. Özel toz altı kaynakları uzun bir kaynağın tek taraftan kaynaklanmasını sağlayabilir. Gelecekte elektron ışın kaynağı veya lazer ışın kaynağı yöntemleri gemi yapımında uygulama sahaları bulabilir.

Kaynakla birleştirme yöntemlerinin pek çok kuruluşca kalite kontrolleri istenir. Her tersanenin içinde normal olarak kullanılan kaynak yönteminin onaylanması için gerekli deneylerin yapılması klaslama kuruluşlarınca istenir.

Gemi yapımında belirli kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Bu yöntemlerin kullanılmasının önemi aşağıda detaylı olarak açıklanmıştır.

a) Örtülü metal–ark kaynağı

İyi bir kaynak dikişinin elde edilmesini etkileyen faktörler; kaynak birleştirme dizaynı, nüfuz edilebilme, kaynak ağzının hazırlanmasındaki doğruluk ve kaynak araçlarının uygunluğudur. Kaynakçıların ustalığının belirlenmesi için, kullanılacak elektrodların değişik tiplerin karakteristikleri ve her biri için tercih edilen kaynak tekniğinin yetiştirme kurslarının uygulanması gereklidir.

Bazı elektrod türleri aynı mukavemet aralıklarındaki diğer elektrodlarla karşılaştırıldıklarında daha az uzama gösterir. Düşük uzaması olan E6012, E6013 ve E7014 gibi elektrodların, güverteleri dış kaplama, tank üstü kaplaması v.s, gibi ana mukavemet elemanlarının kaynağında kullanılması onaylanmaz. Bu tarz uygulamalarda uzaması daha yüksek olan E8018, 10018 ve 11018 gibi elektrodların kullanılması daha avantajlıdır.

b) Toz altı kaynağı

Toz altı kaynağı yöntemi düz levha blokların (güvertelerin, perdelerin, dış kaplama saçlarının, kare ve bordadaki düz kısımlarının) ve düz yatay pozisyonlarındaki köşe kaynaklarının yapılmasında geniş ölçüde kullanılır.

c) Gaz altı kaynağı

Gaz altı kaynağı genel olarak kaynak yeri bir gaz ile korunan özel bir ark kaynağı usulüdür. Kullanılan elektrot ve gazların cinslerine göre koruyucu gaz kaynak usullerini çeşitli sınıflara ayırmak mümkündür. Pratikte kullanılan koruyucu gaz kaynak usullerini aşağıdaki gibi sınıflandırabiliriz.

- i. Erimeyen elektrotla yapılan gaz altı kaynağı
 - Erimeyen iki elektrotla yapılan gaz altı kaynak usulü
 - Erimeyen bir elektrotla yapılan gaz altı kaynak usulü
- ii. Eriyen elektrodla yapılan gaz altı kaynağı
 - Soy gaz atmosferi altında eriyen metal elektrotla yapılan gaz altı kaynak usulü
 - Karbondioksit atmosferi altında eriyen metal elektrotla yapılan gaz altı kaynak usulü

d) Gaz metal ark kaynağı

Bu yöntem sonunda elde edilen kaynağı ark bölgesindeki düşük hidrojenin oluşması ve çentik sertliğinin çok iyi olması yüzünden akma mukavemeti 550 MPa ve daha fazla olan düşük alaşımlı çeliklerin kaynağında kullanılır. Bu yöntemde yüzey temizliği diğer bütün yöntemlere oranla çok daha önemlidir.

e) Toz çekirdekli ark kaynağı

Toz çekirdekli ark kaynağı gaz metal ark kaynağına benzemektedir. Fakat, kaynak besleme telinin çekirdeğinde bir toz bulunmakta olup örtü gazı kullanılabilir veya kullanılmayabilir. Kullanılan tozlar istenilen metalurjik gereksinmelere göre örtü gazının kullanılıp kullanılmamasına bağlı olarak seçilir.

f) Curuf altı ve MAG kaynağı

Curuf altı ve MAG otomatik kaynak yöntemleri olup metallerin düşey pozisyonda kaynatılmasında kullanılır. Bu yöntemler özellikle 40 mm ve daha kalın levhaların

birleştirilmesinde kullanılmakta olup kullanılma sahası 20 mm kalınlığa kadar düşebilir.

3.3 Petrol ve Doğalgaz Boru Hattı Çeliklerinde Kullanılan Kaynak Yöntemleri

Bölüm ikide de belirtildiği üzere son yıllarda, doğal gaz kullanımının artmasıyla birlikte doğal gaz taşımacılığı da çok önemli hale gelmiştir. Bu durum, çok uzun mesafelerde ve yüksek basınçlı şartlar altında kullanılan geniş çaplı boruların üretimini, montajını ve işletmesini, ekonomiklik ve emniyet yönünden önemli hale getirmiştir. Bunun neticesinde, YMDA yassı çelik ürünlerinden yapılan dikişli boru üretimi hem Türkiye’de hem de tüm dünyada artmıştır. Petrol ve doğal gaz taşımacılığında kullanılan borular, API (American Petroleum Institute) standartları doğrultusunda yüksek mukavemetli, tok ve özellikle yüksek kaynaklanabilirlik kabiliyetine sahip çeliklerden üretilmektedir. İyi bir mukavemet, tokluk ve kaynaklanabilirlik uyumu sağlamak için çelik kompozisyonu ve proses tekniklerinin dikkatli bir şekilde dizayn edilmesi gerekir (Zhang, 2008).

Boru hatlarında alışılmış olarak uygulanan örtülü elektrod ile ark kaynağına alternatif olan MIG/MAG gazaltı kaynak yönteminin kullanımı ile ilgili ilk uygulamalar 1950’li yılların sonlarında başlamıştır. Orbital kaynak adı ile anılan bu yöntemlerde geliştirilen makinalar yardımı ile borunun dışarıdan da kaynağı rahatlıkla yapılabilir.

Boru hatlarının yapımında el ile yapılan kaynağın yerine yarı otomatik veya tam otomatik MIG/MAG kaynağının kullanıldığı haberleri çok yaygınlaşmış olmasına karşın, boru hatlarında yeni tekniklerin kullanımı çok yavaş olmuştur. Bunun bir nedeni, çalışma çok zor koşullar altında ve çok uzak bölgelerde yapılmaktadır. Diğer bir neden ise, özellikle büyük çaplı boruların kaynağında kaynak makinası ile boru arasındaki geometrik uyumun, el ile kaynak yapan kaynakçı tarafından kolayca yapılabilmesi, bunun otomatik işlerde daha zor olmasıdır.

Bu yöntemde alışılmış MIG/MAG kaynağında az alaşımlı çelikler için geliştirilmiş olan koruyucu gazlar kullanılır. Bu yöntemin ilk geliştirildiği yıllarda kök pasoların saf CO₂ ile kısa arka metal geçişi çok yaygın olarak kullanılmaktaydı ve son pasolarda argonca zengin karışım gazlar tercih ediliyordu. Ancak, zaman içinde boru malzemelerindeki gelişmeler ve darbeli MIG/MAG kaynağının kullanıma girmesi ile tüm pasoların yapılmasında Ar + CO₂ gaz karışımları kullanılmaya başlanmıştır. Zira, bu karışımlar ile kaynak metalinde gözenek oluşum tehlikesi hemen hemen ortadan kalkar iken daha mukavemetli ve az sıçrıntılı kaynak yapmak mümkün olmuştur. Günümüzde %80Ar+ %20CO₂ karışım gazları daha çok tercih edilmektedir.

3.4 Malzemelerin Kaynak Kabiliyeti (Kaynaklanabilirlik)

Bir metalik malzeme, şayet ısının tesiri altında kalan bölgedeki, özellikleri fazla miktarda tahribe uğramamışsa kaynağa uygun olarak kabul edilebilir. Bazı hallerde bu bölgedeki özelliklerin korunması bakımından, özel önlem ve yöntemlere gerek duyulabilir. İşte bu gibi durumlarda malzemenin kaynak kabiliyeti incelenmesi gerekir.

Kaynak kabiliyeti kesin ve kantitatif olarak ifade edilmeyen, kompleks bir anlamı olan bir özelliktir. Uluslararası kaynak endüstrisi IX no' lu komisyonu kaynak kabiliyetini şu şekilde açıklamaktadır:

“Bir metalik malzeme verilen bir yöntem ile bir dereceye kadar kaynak edilebilir; uygun bir yöntem uygulanarak metalik bağlantı elde edildiği zaman, bağlantı istenen özellikleri ve bunların konstrüksiyona etkisi bakımından, belirlenmiş bulunan özellikleri sağlamalıdır.”

Açıklamadan da görüldüğü gibi kaynak kabiliyeti yalnız malzemeye ait bir özellik değildir, aynı zamanda kaynak yöntemine ve konstrüksiyona da bağlıdır. Bir malzeme bir kaynak yönteminde gayet iyi bir kaynak kabiliyeti göstermesine rağmen diğer bir yöntemde zayıf bir kaynak kabiliyetine sahip olabilir. Örneğin, alüminyum

ve paslanmaz çelikler oksii-asetilen yönteminde zayıf bir kaynak kabiliyeti göstermelerine karşın, gazaltı (MIG-TIG) yönteminde iyi bir kaynak kabiliyetine sahiptirler.

Bir metalik malzeme yüksek derecede kaynak kabiliyetine sahiptir denildiği zaman, özel önlemlere başvurulmadan, tatminkar bir kaynak kalitesinin elde edilebileceği anlamı ortaya çıkmaktadır.

Kaynak kabiliyeti derecesini belirten özellikler, yukarıda da belirtilmiş olduğu gibi malzemeye, konstrüksiyona ve kaynak yöntemine bağı olarak değişir. İyi bir kaynak kabiliyeti derecesinde kaynak bölgesinin mekanik ve kimyasal özellikleri mümkün olduğu kadar esas metale yaklaşmış olmalıdır.

Kısaca, çeliğin kaynaklanabilirliği demek, bilinen bir kaynak tekniği ile metalik bir birleşimin oluşturulmasının mümkün olması demektir. Bunun için iki şartın sağlanması gerekir. Birinci şart, tüm yapının taşıma gücünü azaltabilecek nitelikteki hiçbir hatanın kaynak dikişinde olmaması gerekir. İkinci şart ise, kaynak dikişinin mekanik özelliklerinin ana malzemeye benzer ve uygun olması gerektiğine işaret eder.

Kaynak şartlarının kontrol altına alınması ve seçiminde gösterilmesi gereken titizlik katkı maddelerinin alaşım miktarlarına, ana malzemenin akma sınırına ve kaynak malzemesine bağı olarak artar. Normal mukavemetli çelik cinslerine nazaran yüksek mukavemetli çeliklerin kaynaklanması sırasında göz önüne alınacak ilave önlemler üç noktada toplanabilir. Yüksek mukavemetli çeliklerde alaşımli kaynak malzemesi kullanılır. Hidrojen mümkün mertebe kaynak işleminden uzak tutulur ve kaynaklama sonrası meydana gelen soğumanın hızı da çok düşük olmamalıdır.

BÖLÜM DÖRT

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1 İncelenecek Çelik Kompozisyonları

Bu çalışmada, iki farklı kompozisyona sahip çelik türünde optimum mikroyapının elde edilmesi ile geliştirilmiş mekanik özelliklerin elde edilmesi hedeflenmiştir. İncelenecek çeliklerin kimyasal kompozisyonları iki farklı alışımda olup A ve B şeklinde isimlendirilmiş ve Tablo 4.1’ de verilmiştir. Mikroalaşımlama elementi olarak alüminyum ile vanadyum içeren çelik kompozisyonu A ve niyobyum ile vanadyum içeren çelik kompozisyonu B harfleri ile temsil edilmiştir. Her iki kompozisyondaki çelik de termomekanik kontrollü haddeleme ile üretilmiştir. A kompozisyonu ASTM A131 standardına göre AH 36 kalite olarak tanımlanan çelik türüdür. B kompozisyonu American Petroleum Institute (API) standartlarında 5CT sınıfı K55 kalite olarak kılıf borusu ve küçük çaplı borular şeklinde üretilen çelik türüdür.

Tablo 4.1 İncelenecek çeliklerin kimyasal kompozisyonları

Element	Çelik Kompozisyonu	
	A (ağ.%)	B (ağ.%)
C	0,14	0,16
Si	0,22	0,314
Mn	1,07	1,206
P	0,021	0,013
S	0,017	0,002
Cr	0,03	0,04
Nb	-	0,046
V	0,045	0,058
Al	0,047	-
Ni	0,08	0,18
Karbon Eşdeğeri	0,37	0,53

4.2 Uygulanacak Isıl İşlemler

Farklı kontrollü haddeleme prosesleri sonucu üretilmiş iki farklı kompozisyondaki alaşımlı çeliklerin fabrika koşullarındaki üretim parametreleri Tablo 4.2.' de verilmiştir.

Tablo 4.2 A ve B kompozisyonuna sahip alaşımlı çeliklerin üretim (kontrollü haddeleme) parametreleri

Çelik Kompozisyonu	Haddeye giriş sıcaklığı (°C)	Hadde bitiş sıcaklığı (°C)	Soğutma ortamı
A	1150 – 1180	900 - 950	300°C' ye kadar hava ile, sonrasında su ile soğutma
B	1030 - 1050	820 – 840	Hava ile

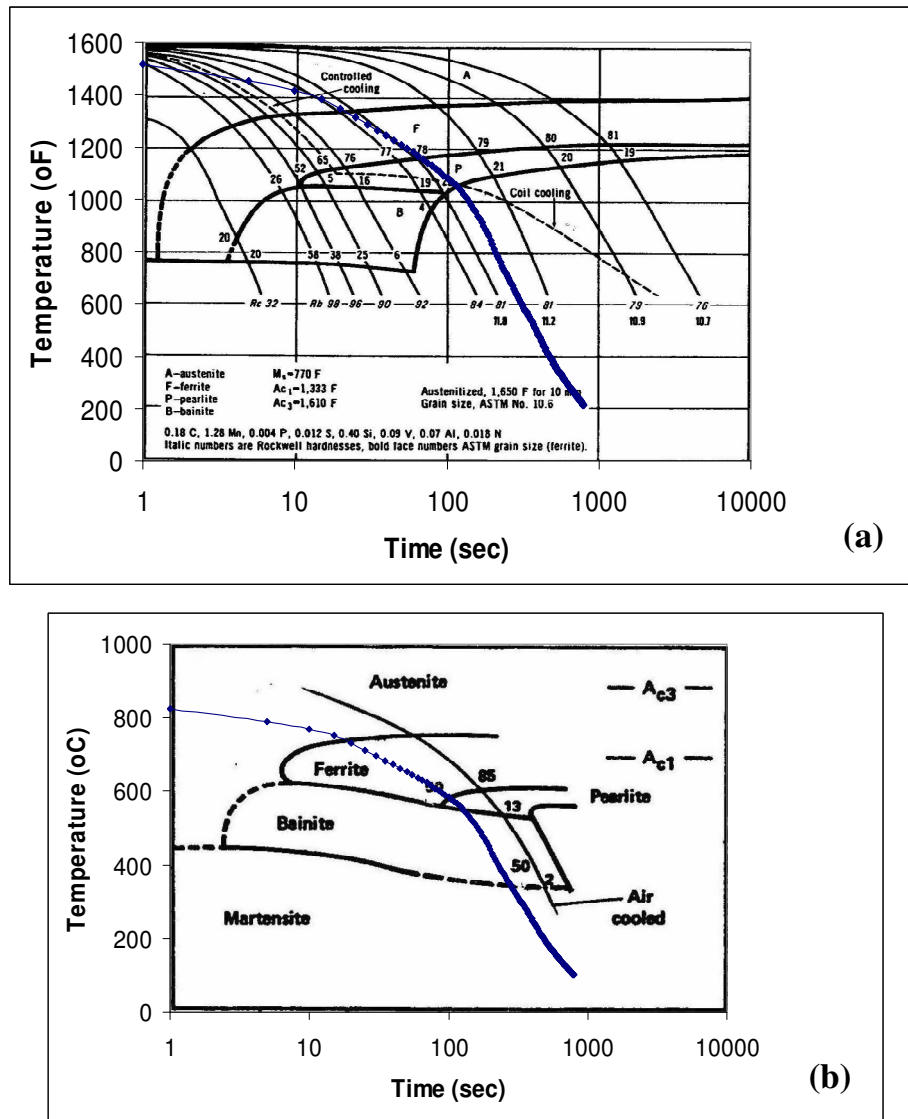
Termomekanik kontrollü haddelenmiş çelik plakalardan hazırlanacak numunelerden yapılacak ısıl işlemlerde farklı mikroyapılar ve daha iyi mekanik özellikler hedeflenmiş, bu amaçla numunelere kontrollü haddeleme sonrası bir normalizasyon işlemi uygulanması planlanmıştır.

Farklı kompozisyonlardaki çelik numunelere kompozisyonlarına uygun olarak literatür araştırmalarında tespit edilmiş ilgili sürekli-soğuma-dönüşüm (CCT) eğrilerine göre ısıl işlem uygulanmıştır. İlgili SSD diyagramı A çeliği için birebir aynı kimyasal bileşimi ifade eden diyagram iken, B çeliği için ideal kritik çap hesaplanarak en yakın ideal kritik çapa uygun olan diyagram referans alınmıştır. Burada alaşımlı bir çelik için ideal kritik çap (D_{ik}^{zi}) hesabı alaşım elemanlarının sabit fonksiyonlarının (f) çarpımı ile aşağıdaki şekilde hesaplanmıştır.

$$D_{ik}^{zi} = D_{ik} \cdot f(C) \cdot f(Si) \cdot f(Mn) \cdot f(Cr) \cdot f(Mo) \cdot f(Ni)$$

Bu formül ile hesaplama yapıldığında, A kompozisyonu için ideal kritik çap (D_{ik}^{zi}) 24.464 ve B kompozisyonu için ideal kritik çap (D_{ik}^{zi}) 45.986 olarak hesaplanmıştır.

İlgili diyagramlar ve Fe-C denge diyagramının incelenmesi sonucunda tüm yapının östenite dönüşmesi için her iki alaşımdaki çelik grubundan elde edilecek numunelerin 900, 1000 ve 1100°C sıcaklıklarda östenitleme işlemine tabi tutulması planlanmıştır. Bu sıcaklıklarda numunelerin kalınlıklarına bağlı olarak olarak 30 dk. östenitleme işlemi kutu tip fırında durgun hava atmosferinde gerçekleştirilmiştir. Numuneler östenitleme işlemi takiben hava ortamında düşük bir hızla (36,6 °C/dk) soğutulmuştur. Gerçekleşen bu soğutma işleminin eğrileri diyagramlarda mavi çizgiler ile gösterilmiştir.



Şekil 4.1 Temsili SSD (CCT) diyagramları (a)A kompozisyonu, (b)B kompozisyonu (Van der Voort, 1991).

4.3 Kaynak İşlemi ve Parametreleri

4.3.1 Kaynak Edilecek Çelik Kompozisyonları

Kaynak edilecek çeliklerin kimyasal kompozisyonları iki farklı alaşımda olup A ve B şeklinde isimlendirilmiş ve Tablo 4.3.' de verilmiştir. Çelik plakalar 11-12 mm kalınlığında olup, kaynatılacak plakalar her iki kompozisyon için eşit ebatlardadır.

Tablo 4.3 Kaynak edilecek çeliklerin kimyasal kompozisyonları

Element	Çelik Kompozisyonu	
	A (ağ.%)	B (ağ.%)
C	0,14	0,16
Si	0,21	0,314
Mn	1,09	1,206
P, maks.	0,014	0,013
S, maks.	0,005	0,002
Cr	0,02	0,04
Nb	-	0,046
V	0,045	0,058
Al	0,041	-
Ni	0,04	0,18
Karbon Eşdeğeri	0,37	0,53

4.3.2 Kaynak İşleminin Özellikleri

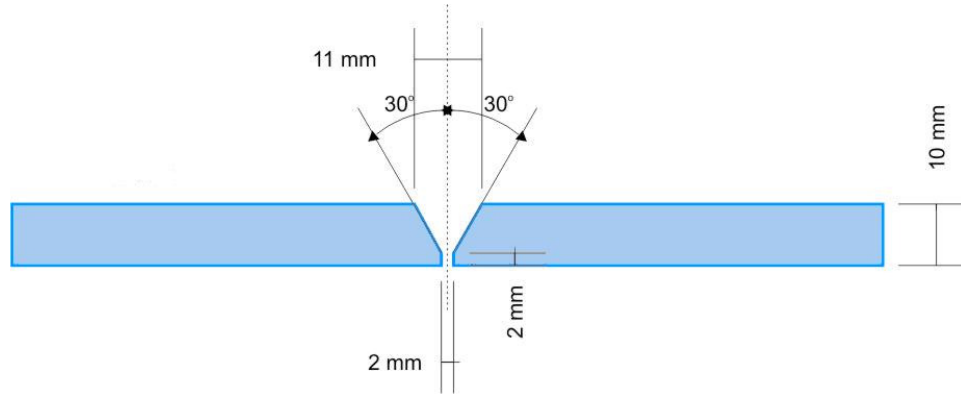
Her iki kompozisyondaki çeliklerin kaynak edilmesi için kullanılacak elektrodlar Oerlikon firmasından temin edilmiştir. Her iki çelik kompozisyonu için de yüksek mukavemetli ince taneli çeliklerin kaynağında kullanılan bazik tip elektrodlar seçilmiştir. A grubu plakalar için ticari ismi Oerlikon Tenacito 56/A, B grubu plakalar için ise Tenacito 75 sınıfları elektrodlar kullanılmıştır. Her iki elektrod tipi de çatlaksız ve dayanımlı birleşmeler sağlayan kalın örtülü demir tozlu bazik tip elektroddur. Ayrıca, her iki tipte de kaynak metali düşük miktarda hidrojen içerir. Her iki tip elektrodun ilgili standartları ve kaynak metallerinin özellikleri Tablo 4.4.' de verilmiştir.

Tablo 4.4 Tenacito ve Tenacito 75 sınıfı elektrodların ilgili standartları ve kaynak metallerinin özellikleri

Elektrodların Ticari İsimleri	İlgili Standartlar	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Darbe Dayanımı (J),-60°C
Tenacito 56/A (Bazik)	TS 563 EN 499 DIN 8529 AWS/ASME SFA5.1 E 42 6B 42 H5 E 7018-1 H4	530	600	29	70
Tenacito 75 (Bazik)	DIN 8529 AWS/ASME SFA5.5 E Y 69 75 Mn2NiCrMoB E 10018-G H4	690	760 - 960	16	28

4.3.3 Kaynak İşlem Parametreleri

Elektrik ark kaynağı yöntemi ile birleştirilecek plakaların boyutları Şekil 4.2.' de verilmiştir.



Şekil 4.2 Her iki kompozisyondaki çelikler için kaynak işlemine hazırlanmış plakaların boyutları

Elektrik ark kaynağı yöntemi ile birleştirilecek plakaların kaynak işlemi parametreleri Tablo 4.5 ve 4.6’ da verilmiştir. Her iki kaynak işleminde de kaynak operatörü bu parametreler doğrultusunda kaynak işlemlerini gerçekleştirmiştir. Kaynak işlemi sonrası makro dağlama gerçekleştirilen çelik plaka numunelerin makro görüntüleri Şekil 4.3.’ te gösterilmiştir.

Tablo 4.5 A kompozisyonuna sahip çelik plakaların kaynak işlem parametreleri

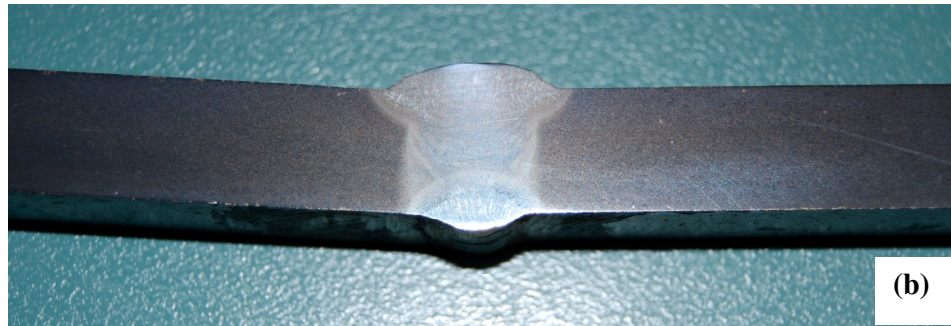
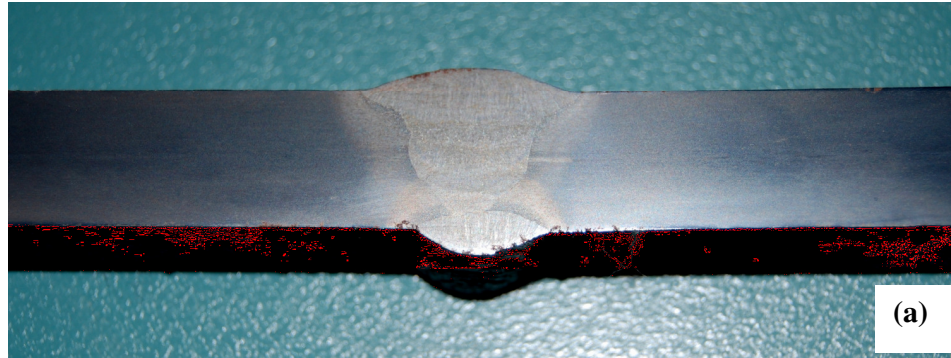
Paso veya Kaynak Tabakaları	Proses	Dolgu Metali Sınıfı	Dolgu Metali Çapı (mm)	Akım Tipi	Akım (Amper)	Gerilim (Voltaj)	Kaynak Hızı (mm/min)
1	ÖEAK	AWS/ASME 5.1	3.25	DC(+)	100	20 - 21	83
2-4	ÖEAK	AWS/ASME 5.1	3.25	DC(+)	115	22 – 24	139
5 Arka süpürme	ÖEAK	AWS/ASME 5.1	3.25	DC(+)	115	22 - 24	139

ÖEAK: Örtülü elektrod ark kaynağı.

Tablo 4.6 B kompozisyonuna sahip çelik plakaların kaynak işlem parametreleri

Paso veya Kaynak Tabakaları	Proses	Dolgu Metali Sınıfı	Dolgu Metali Çapı (mm)	Akım Tipi	Akım (Amper)	Gerilim (Voltaj)	Kaynak Hızı (mm/min)
1	ÖEAK	AWS A5.5 E	2.5	DC(+)	110	21-22	80
2-4	ÖEAK	AWS A5.5 E	3.25	DC(+)	120	23-24	132
5 Arka süpürme	ÖEAK	AWS A5.5 E	3.25	DC(+)	120	23-24	132

ÖEAK: Örtülü elektrod ark kaynağı.



Şekil 4.3 Kaynak işlemi sonrası dağlanan çelik plakaların makro görüntüleri (a) A kompozisyonundaki çelik plaka, (b) B kompozisyonundaki çelik plaka

4.4 Uygulanan Test Yöntemleri

4.4.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme

4.4.1.1 Metalografik Çalışmalar

İki farklı kompozisyona sahip çelik numuneler standart metalografik yöntemler kullanılarak hazırlanmıştır. İlk olarak bakalite alınan numuneler inceleme öncesinde 80, 240, 400, 800, 1000 ve 1200 mesh' lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalanmış ve 1 μ m elmas pasta ile parlatılmıştır. Numuneler ilk olarak %2 konsantrasyonlu Nital çözeltisi ile dağlanmıştır fakat mikroyapılarında tane sınırlarının belirgin hale gelmediği gözlemlenmiştir. Numuneler daha sonra mikroyapılarını ve tane sınırlarını daha iyi ortaya çıkarmak amacı ile 100 ml saf su, 5 gr Fe₂O₃ ve 5 damla HCl çözeltisi ile dağlanmıştır. Mikroyapı incelemeleri Nikon ME600D model optik mikroskop ve Jeol JSM-6060 model taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscobe) yardımı ile gerçekleştirilmiştir. Farklı fazların (ferrit, perlit, vb.) hacim yüzde ve oranlarının ölçüm çalışmaları ise LUCIA görüntü analiz programı yardımı ile yürütülmüştür. Ayrıca ASTM E112 standardına uygun olarak fazların tane boyutu hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Burada standartta belirtilen tane boyutu ölçüm yöntemlerinden kesişme yöntemi (intercept method) kullanılmıştır. Bu yöntemde aşağıdaki formülden faydalanılmaktadır:

$$D = n.L / z.M$$

D: ortalama tane boyutu (mm)

n: çizgi sayısı

L: çizgilerin boyu (mm)

z: kesilen tane sayısı

n: yatay çizgi sayısı

M: büyütme oranı (50X, 100X, vb.)

4.4.1.2 Geçirimli Elektron Mikroskobu (TEM) Çalışması

Geçirimli elektron mikroskobu çalışmaları ince folyo numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir. Bu folyolar çelik numunelerden çok ince levha parçaların kesilmesi ve yaklaşık 100 mikron kalınlığa zımparalanması ile elde edilir. Bu levhacıklardan üç milimetrelik diskler zımpalanarak çıkarılmıştır. Daha sonra bu diskler asetik asit elektroliti içerisinde %5 perklorik asit içeren çözelti ile elektrolitik parlatılmıştır. Folyolar 200 kV' da çalışan FEI marka Technai G2 F30 model geçirimli elektron mikroskobu ile incelenmiştir.

Hazırlanan bu folyolar, NOVA marka NanoSEM 600 model elektron mikroskobunda STEM detektörü kullanılarak ayrıca incelenmiştir.

4.4.2 Sertlik Ölçümü

Çelik numuneler metalografi işlemini takiben tekrar parlatılmıştır. Daha sonra Shimadzu marka HMV-2 model mikrovickers sertlik cihazında 100 gr yük uygulanarak mikrovickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Yapılan 5 ölçümün ortalaması alınıp sertlik değerleri belirlenmiştir. Ayrıca Shimadzu marka HSV-30 model makrovickers sertlik cihazında 1 kg yük uygulanarak makroVickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Yine, yapılan beş ölçümün ortalaması alınıp sertlik değerleri belirlenmiştir.

Kaynaklı numunelere ise ana metal bölgesinden başlayarak sırasıyla ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak bölgelerini kapsayacak şekilde 600 mikron aralıkla 100 gr yük uygulayarak mikro Vickers sertlik taraması yapılmıştır. Ayrıca ISO 15614 standardına uygun olarak üç bölgeyi (ana metal, ITAB ve kaynak metali) kapsayacak şekilde 1 kg yük uygulanarak makro Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Yapılan üç ölçümün ortalaması alınıp sertlik değerleri belirlenmiştir.

4.4.3 Çentik Darbe Testi

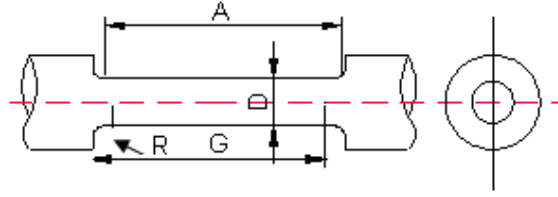
Laboratuvarda ısıl işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş plakalardan 10x10x55 mm boyutlarında Charpy V-tipi çentik darbe numuneleri elde edilmiştir. Elde edilen numuneler Charpy darbe cihazında 0 °C sıcaklıkta kırılmıştır. Charpy V-tipi çentik darbe testleri ASTM E23 ve ASTM A673 standartlarına uygun olarak yürütülmüştür. Shin ve diğer. (2007) yaptıkları çalışmada, mikro alaşımlı çeliklerde absorbe edilen enerjiyi bulmak için halen en çok uygulanan test yöntemi olduğunu belirtmişlerdir.

Kaynaklı numunelerde ise numunelerin çentikleri ana metal bölgesi, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak bölgelerini kapsayacak şekilde numuneler hazırlanmış, her bir bölgenin darbe direncini ölçmek amacıyla (3) üç adet numune test edilmiş ve ortalaması alınıp darbe dirençleri belirlenmiştir.

4.4.4 Çekme Deneyi

Farklı kompozisyona sahip çelik numuneler Shimadzu marka AG-50kNG model çekme cihazında oda sıcaklığında 0.5 mm/dk hızla çekme testine tabi tutulmuştur. Yapılan (3) üç ölçümün ortalaması alınıp çekme testi değerleri belirlenmiştir.

Kaynaklı numunelerde ise kaynatılan plakalardan alınmış numunelerin yanı sıra, ana metal bölgesi, ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) ve kaynak bölgelerini kapsayacak şekilde kaynaklı çekme numuneleri hazırlanmış ve kaynaklanabilirlik özelliklerini incelemek amacıyla üç adet çekme numunesi test edilmiştir. Daha sonra bu değerlerin ortalaması alınıp çekme testi değerleri belirlenmiştir. Çekme mukavemeti testlerinde kullanılan ASTM 8 standardına uygun hazırlanan dairesel kesitli numuneler Şekil 4.4.' te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.4 Çekme mukavemeti testlerinde kullanılan ASTM 8 standardına uygun hazırlanan dairesel kesitli numunelerin şematik olarak gösterimi.

A = Daralan kesitin boyu = 32 mm

D = Numunenin çapı = 5 mm

G = Ölçü uzunluğu = 25 mm

R = Eğrilik çapı = 6 mm

BÖLÜM BEŞ

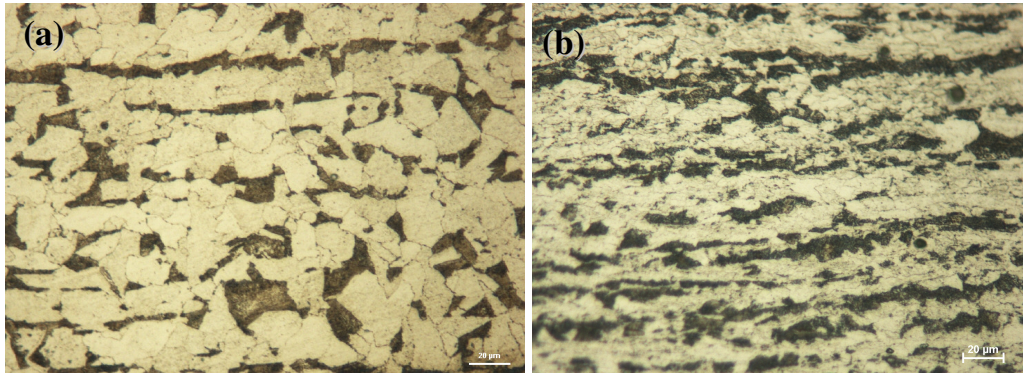
DENEYSEL SONUÇLAR

5.1 Farklı Isıl İşlem Sonuçları

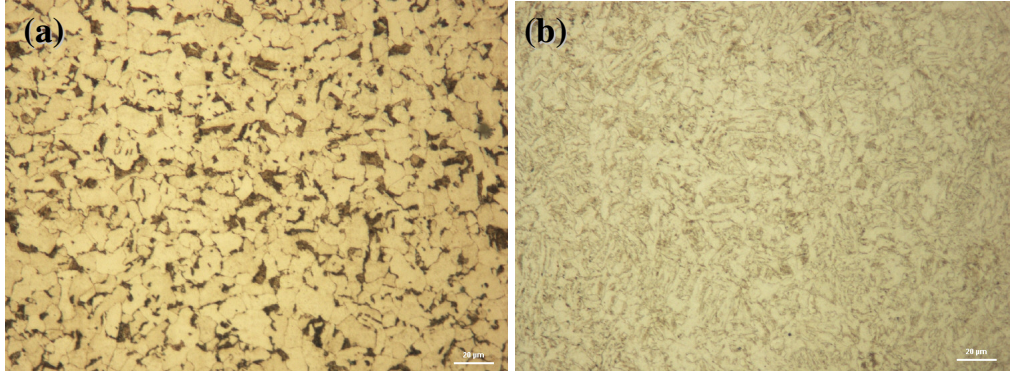
5.1.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme

5.1.1.1 Mikroyapısal Özellikler

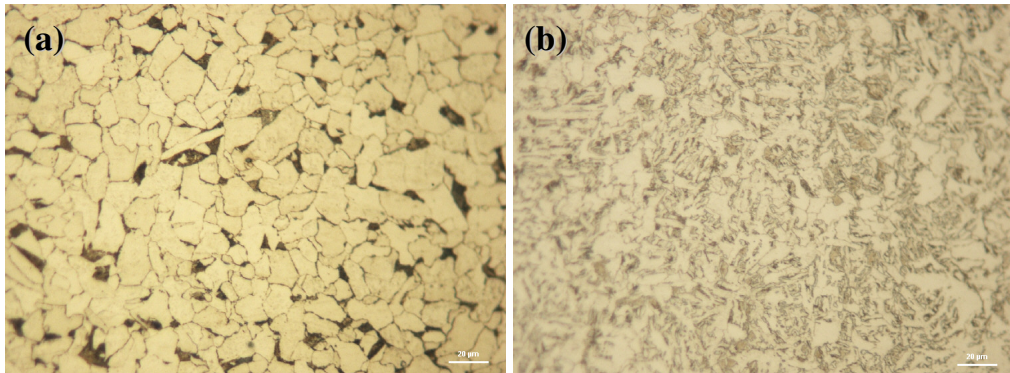
İncelenen iki farklı kompozisyona sahip çelik türünün kontrollü haddelenmiş haldeki mikroyapı resimleri Şekil 5.1’ de verilmiştir. Farklı sıcaklıklarda östenitleme işlemi yapılan ve daha sonra durgun hava ortamında soğutulan deney numunelerinin mikroyapıları Şekil 5.2, 5.3 ve 5.4 te verilmiştir. Şekil 5.2-4’ te artan östenitleme sıcaklığı ile tane boyutunda meydana gelen artış kolayca görülmektedir. Mikroyapı görüntüleri 500X büyütmede alınmıştır. İki farklı kompozisyondaki çelik örneklerin daha sonra taramalı elektron mikroskobu (SEM) yardımı ile alınmış görüntüleri Şekil 5.5-8’ da verilmiştir.



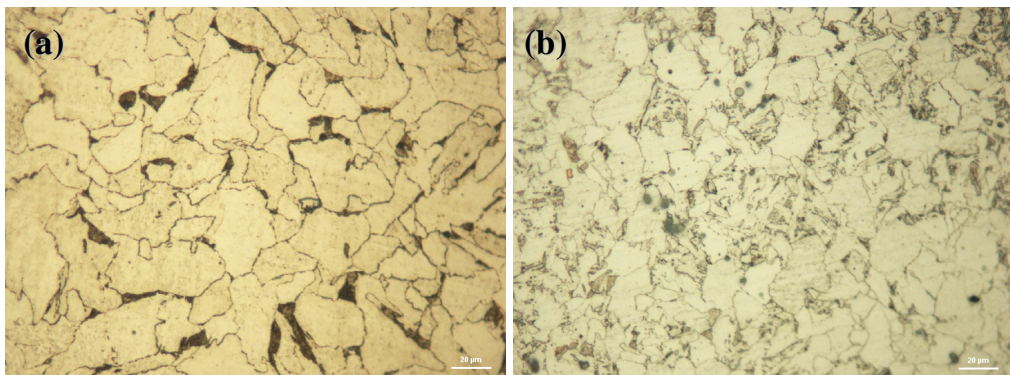
Şekil 5.1 A(a) ve B(b) kompozisyonundaki çeliklerin termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki mikroyapı fotoğrafları



Şekil 5.2 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 900°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki mikroyapı fotoğrafları



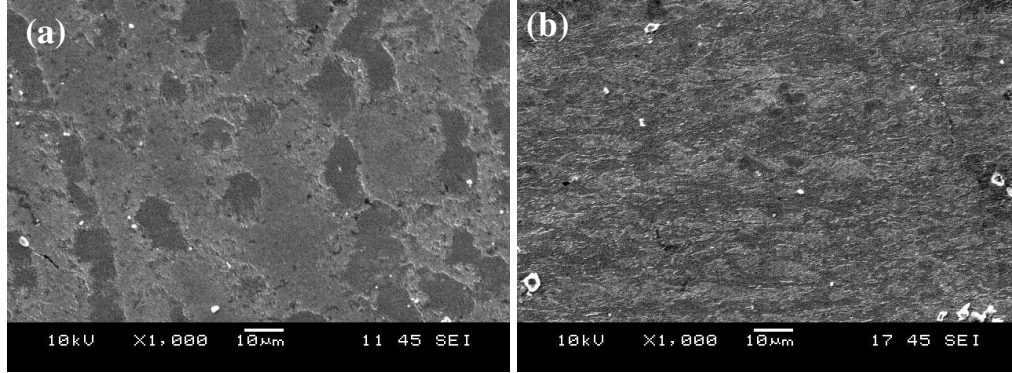
Şekil 5.3 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 1000°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki mikroyapı fotoğrafları



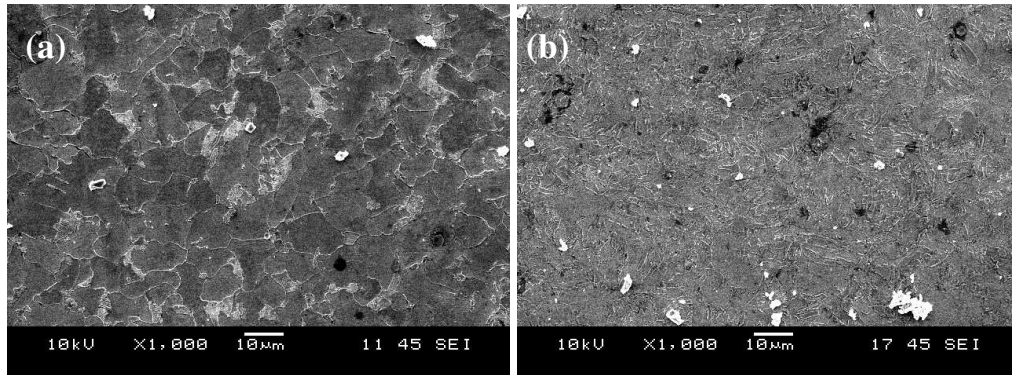
Şekil 5.4 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 1100°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki mikroyapı fotoğrafları

Mikroyapı fotoğraflarından üç farklı sıcaklıkta östenitlenmiş ve sonrasında durgun hava ortamında oda sıcaklığına soğutulan A kompozisyonundaki

numunelerin mikro yapısının poligonal ferrit ve perlitten oluştuğu görülmektedir. Üç farklı sıcaklıkta östenitlenmiş ve sonrasında durgun hava ortamında oda sıcaklığına soğutulan B kompozisyonundaki numunelerin mikro yapısının ise Şekil 5.2(b), Şekil 5.3(b) ve Şekil 5.4(b) de beynitik(iğnems) ferrit, dejenere perlit ve üst beynitten oluştuğu görülmektedir (Shanmugam ve diğer., 2007).

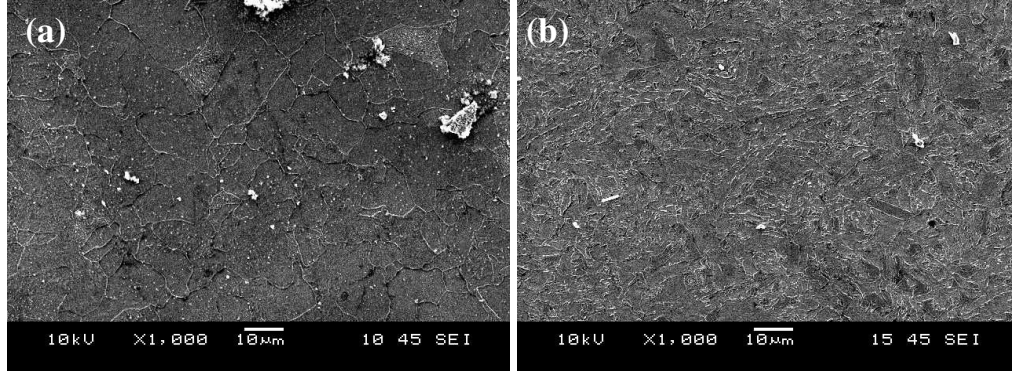


Şekil 5.5 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki SEM görüntüleri

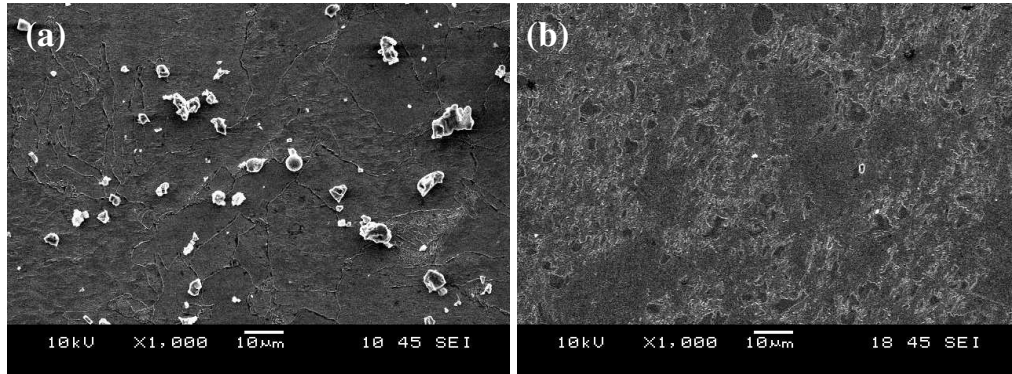


Şekil 5.6 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 900°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki SEM görüntüleri

Şekil 5.5 ve 5.6 incelendiğinde, optik mikroskop ile çekilmiş mikroyapı resimlerinde görülen yapılara benzer yapılar görülmüştür. Taramalı elektron mikroskobu ile ayırt edilmesi beklenen çökeltiler ayırt edilememiştir.



Şekil 5.7 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 1000°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki SEM görüntüleri



Şekil 5.8 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin 1100°C sıcaklıkta östenitlendikten sonra hava ortamında oda sıcaklığına soğutulmuş haldeki SEM görüntüleri

Çelik özelliklerinde istenen yüksek mukavemet, süneklik ve kaynaklanabilirlik için ferrit tane boyutunu küçültmek en etkili yöntemdir (Taş, 2006). Tane boyutu küçülmesi mukavemet ile birlikte tokluğu da iyileştiren bir mekanizmadır. Tane boyutu küçültme tokluğu sünek-gevrek geçiş sıcaklığını düşürerek iyileştirir (Bakkaloğlu, 2002).

Çelik numunelerin kesişme yöntemi yardımı ile hesaplanan ortalama tane boyutları Tablo 5.1' de belirtilmiştir. Kontrollü haddelenmiş haldeki parçalardan alınan numunelerin kesişme yöntemi vasıtasıyla hesaplanan mikroyapı bileşenleri yüzdeleri ve ferrit - perlit fazları oranları Tablo 5.2' de verilmiştir. Ferrit/perlit

oranının ferritik-perlitik çeliklerin tokluğunu arttıran bir faktör olduğu bilinmektedir (Taş, 2006).

Tablo 5.1 A ve B kompozisyonları için hesaplanan ortalama tane boyları

Çelik Kompozisyonu	Ortalama tane boyutu (μm)			
	TMKH halde	900°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1000°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1100°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde
A	26,7	15,3	19,3	26,6
B	16,6	13,2	15,8	23,5

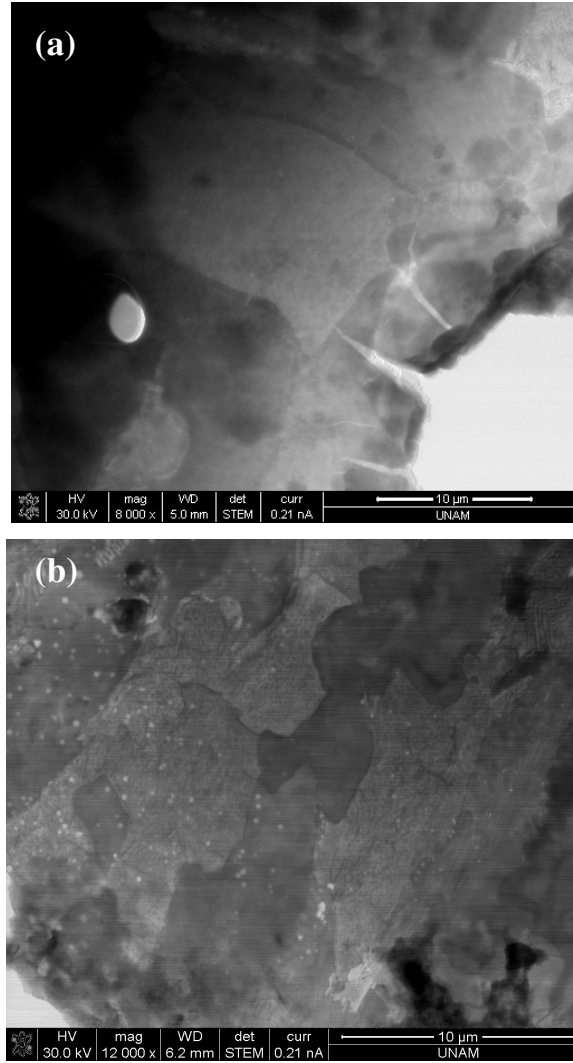
Tablo 5.2 Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki parçaların mikroyapısındaki ferrit ve perlit fazları oranları

Çelik kompozisyonu	Ferrit hacim oranı (%)	Perlit hacim oranı (%)	Ferrit/Perlit oranı
A	76	24	3,17
B	66	34	1,94

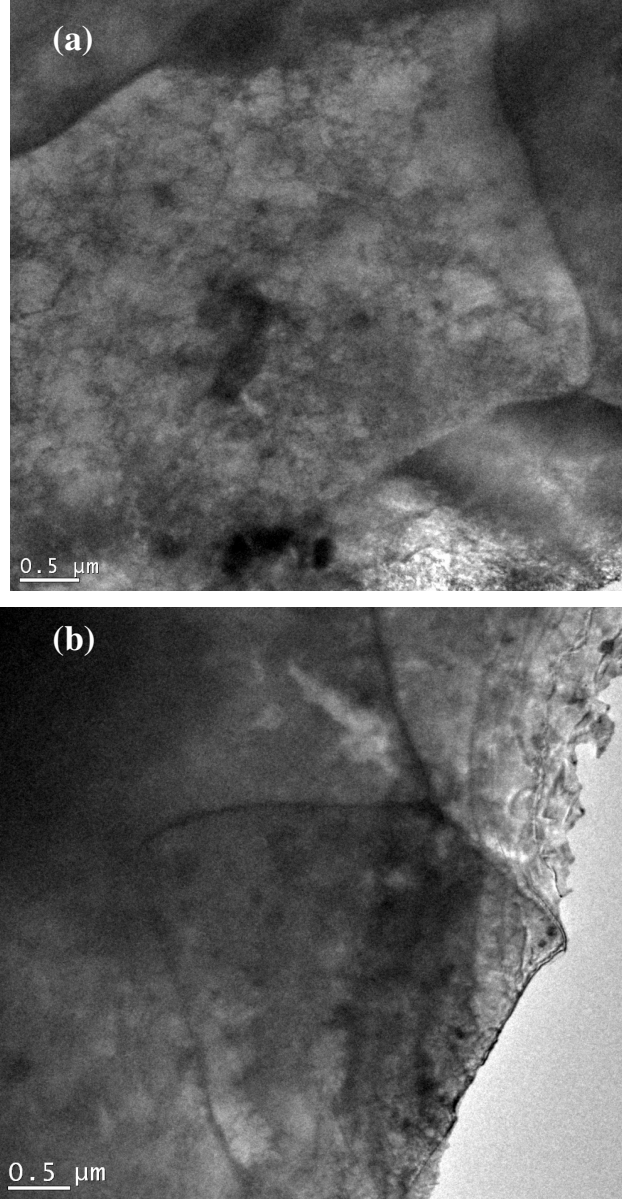
Literatürde de bahsedildiği gibi 1000°C ve üzerindeki sıcaklıklarda yapılan östenitleme işlemi sonrası hava ortamında soğutma ile tane boyutu keskin bir artış göstermektedir. Bu artış belirli sıcaklıklarda Nb(C,N), V(C,N), Al(N) gibi bazı partiküllerin çözünmesinin bir sonucudur (Prasad, Mediratta ve Sarma, 2003).

5.1.1.2 Geçirimli Elektron Mikroskopu (TEM) Çalışması Sonuçları

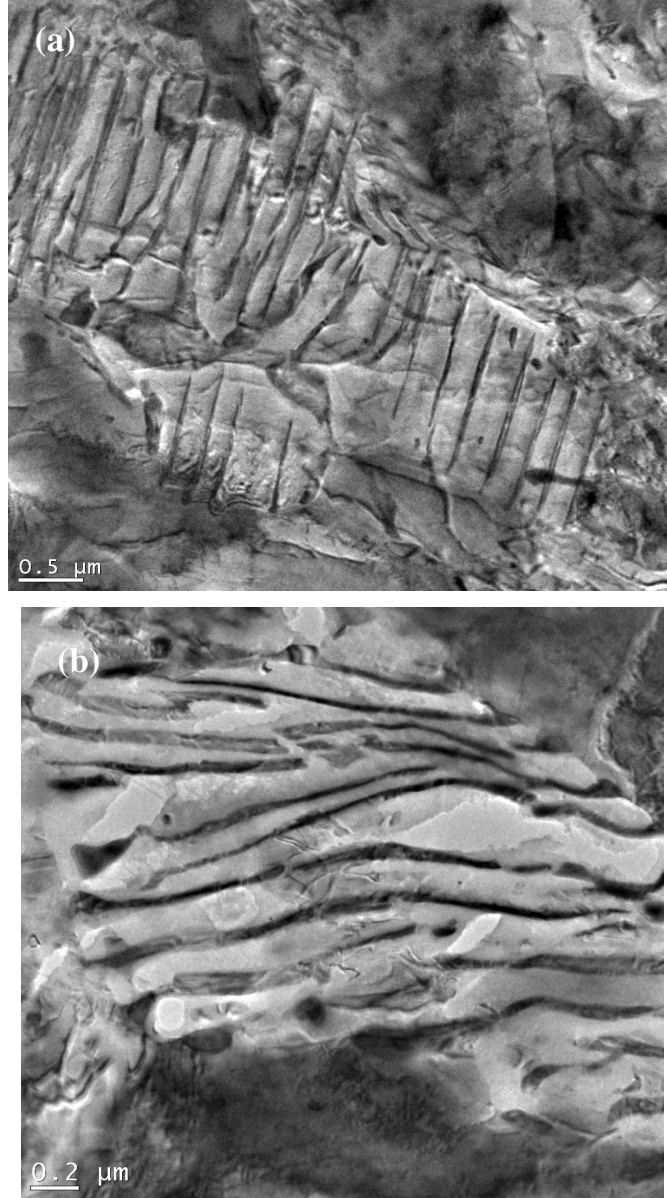
İki farklı kompozisyondaki çelik örneklerin NanoSEM elektron mikroskopunda STEM (TEM) detektörü kullanılarak alınmış görüntüleri Şekil 5.9' da verilmiştir. Ayrıca, çelik örneklerin geçirimli elektron mikroskopu(TEM) yardımı ile alınmış görüntüleri Şekil 5.10-11' de verilmiştir.



Şekil 5.9 A(a) ve B (b) kompozisyonundaki çeliklerin termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki STEM görüntüleri



Şekil 5.10 A kompozisyonundaki çeliklerin termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki TEM görüntüleri, (a) dislokasyon hatları boyunca görülen ince çökeltiler (b) dislokasyon yoğunluklu poligonal ferrit yapısı



Şekil 5.11 B kompozisyonundaki çeliklerin termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki TEM görüntüleri(a) tane sınırındaki sementit partikülleri(çökeltiler) (b) lamelli perlit yapısı

B kompozisyonunun TEM incelemesi sonucu dejenere perlit yapısının varlığı tespit edilmiştir.

5.1.2 Sertlik Ölçümü Sonuçları

5.1.2.1 Makrosertlik Ölçüm Sonuçları

Farklı kompozisyonlar için numunelerden ölçülen ortalama makroVickers sertlik değerleri Tablo 5.3' de verilmiştir.

Tablo 5.3 Çeliklerin ortalama makroVickers sertlik değerleri

Çelik Kompozisyonu	Ortalama makroVickers sertlik değerleri (HV ₁)			
	TMKH halde	900°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1000°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1100°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde
A	205	175	165	161
B	242	239	221	224

5.1.2.2 Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları

Farklı kompozisyonlar için numunelerden ölçülen ortalama mikroVickers sertlik değerleri Tablo 5.4' de verilmiştir.

Tablo 5.4 Çeliklerin ortalama mikroVickers sertlik değerleri

Çelik Kompozisyonu	Ortalama mikroVickers sertlik değerleri (HV _{0,1})			
	TMKH halde	900°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1000°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1100°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde
A	208,5	173,4	164	168
B	247,2	235,8	222,7	222,8

A kompozisyonundaki çeliğin sertliği yaklaşık olarak 210 HV iken B kompozisyonundaki çeliğin sertliği 250 HV gibi daha yüksek bir değer bulunmuştur. Ayrıca artan östenitleme sıcaklığı ile çeliklerin sertliğinin de düştüğü görülmüştür.

5.1.3 Darbe Testi Sonuçları

Çelik numunelere 0 °C sıcaklıkta yapılan Charpy V-tipi çentik darbe testlerinin sonuçları Tablo 5.5' te verilmiştir.

Tablo 5.5 Çeliklerin ortalama Charpy çentik darbe testleri sonuçları

Çelik Kompozisyonu	Ortalama darbe enerjisi (J), 0°C			
	TMKH halde	900°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1000°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde	1100°C' de östenitlendikten sonra hava ortamında soğutulmuş halde
A	197	257	251	197
B	120	42	50	26

Bu değerlere göre A kompozisyonunun darbe enerjisinin hem kontrollü haddelenmiş halde hem de uygulanan ısıl işlemler sonrasında B kompozisyonuna oranla daha yüksek olduğu görülmektedir.

5.1.4 Çekme Deneyi Sonuçları

Çelik numunelere oda sıcaklığında yapılan çekme testlerinin sonuçları Tablo 5.6' da verilmiştir.

Tablo 5.6 Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki numunelerin çekme testi sonuçları

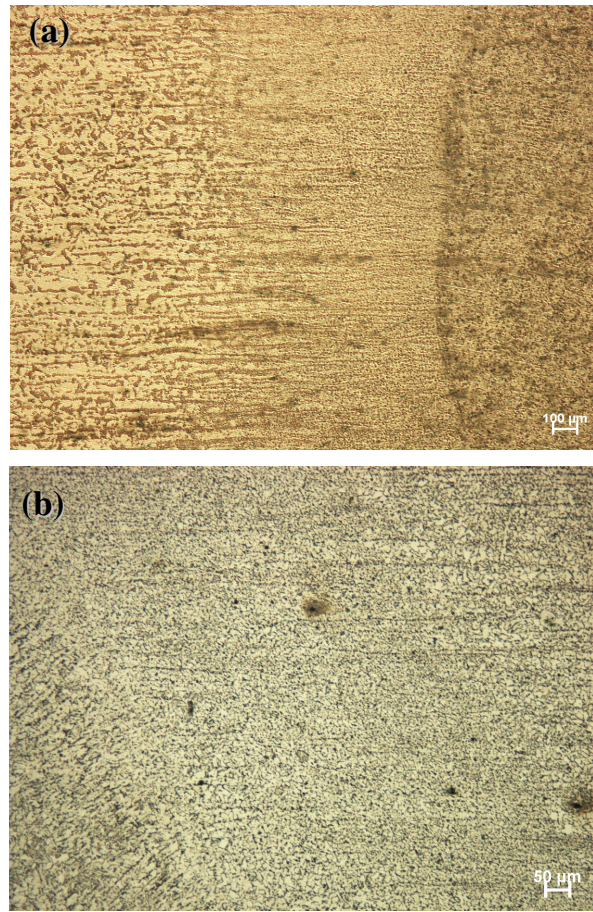
Çelik kompozisyonu	Akma gerilmesi (MPa)	Çekme gerilmesi (MPa)	Akma/Çekme (%)	Uzama (%)
A	378	510	0,74	35
B	553,3	691,6	0,8	34

Çekme mukavemeti özelliklerine bakıldığında B kompozisyonunun çekme ve akma gerilmesinin A kompozisyonuna oranla daha yüksek olduğu görülmektedir.

5.2 Kaynak İşlemi Sonrası Yapılan İncelemeler

5.2.1 Mikroyapısal İnceleme ve Değerlendirme

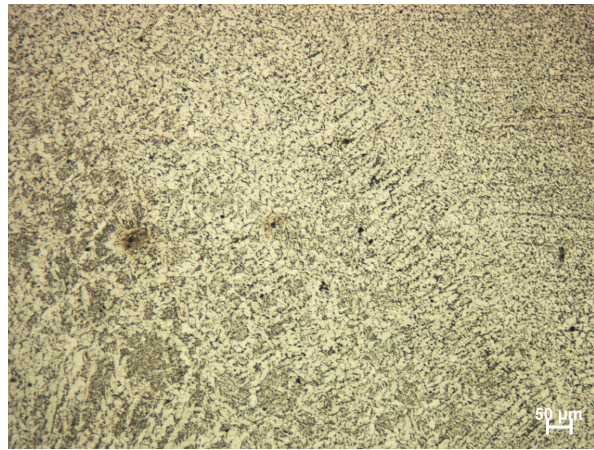
İncelenen iki farklı kompozisyona sahip çelik türünün kaynak işlemi gördükten sonraki mikroyapıları aşağıda verilmiştir. Kaynak edilen A malzemesinin optik mikroskop altında çekilen mikrografları Şekil 5.12 – 17’ de verilmiştir.



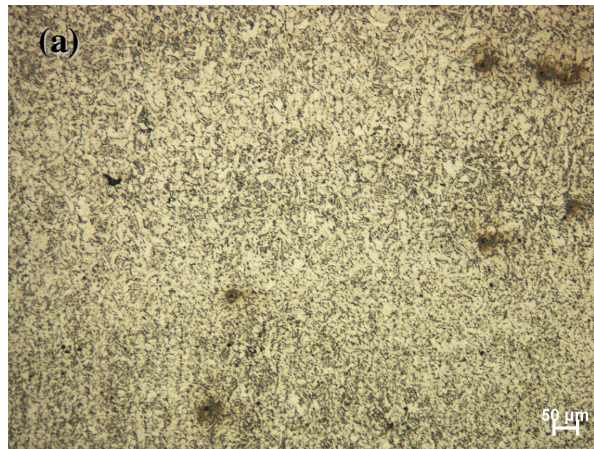
Şekil 5.12 A kompozisyonundaki çeliklerin ana malzeme, ITAB ve kaynak bölgelerini içeren (a)50X, (b)100X optik mikroskop görüntüleri

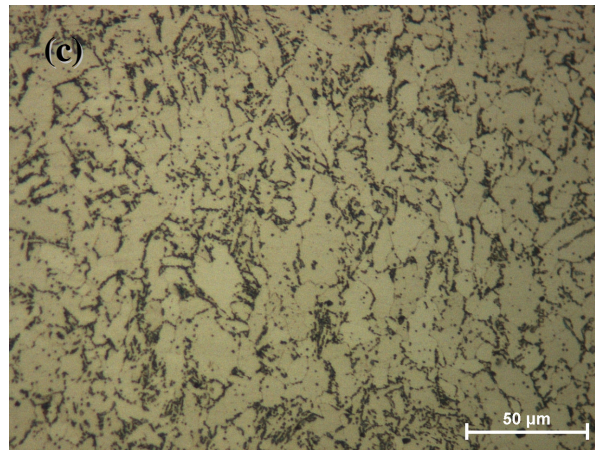
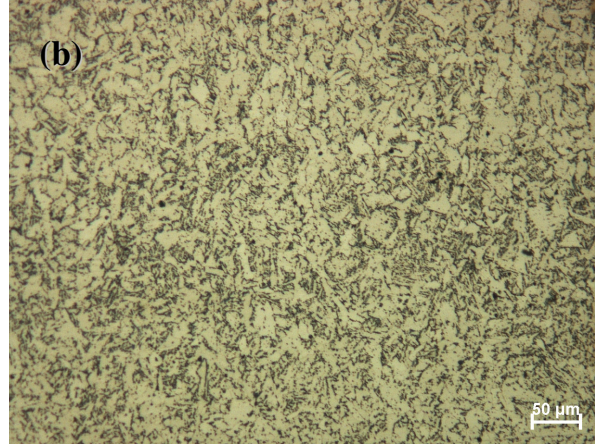


Şekil 5.13 A kompozisyonundaki çeliklerin ITAB ve ana malzeme bölgelerini içeren optik mikroskop görüntüsü (200X)

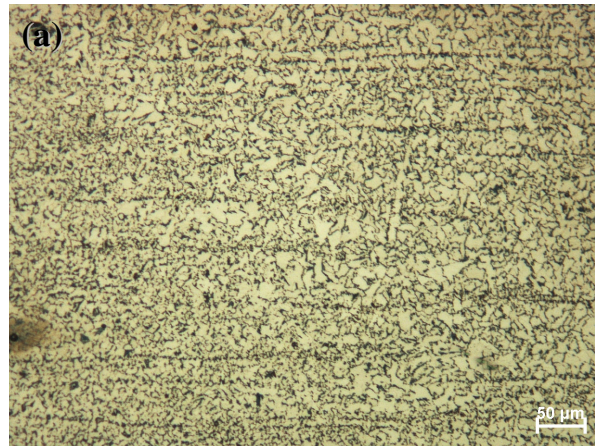


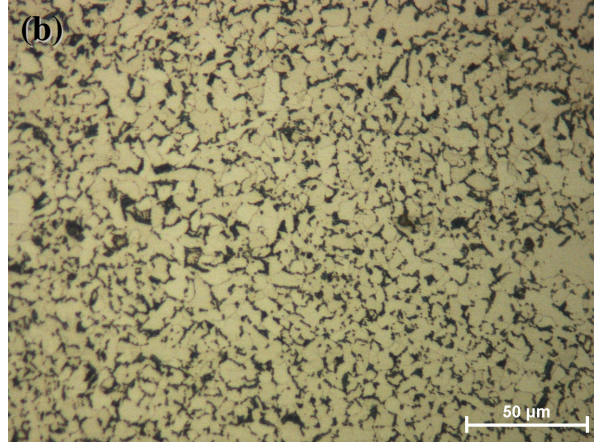
Şekil 5.14 A kompozisyonundaki çeliklerin kaynak ve ITAB bölgelerini içeren optik mikroskop görüntüsü (100X)



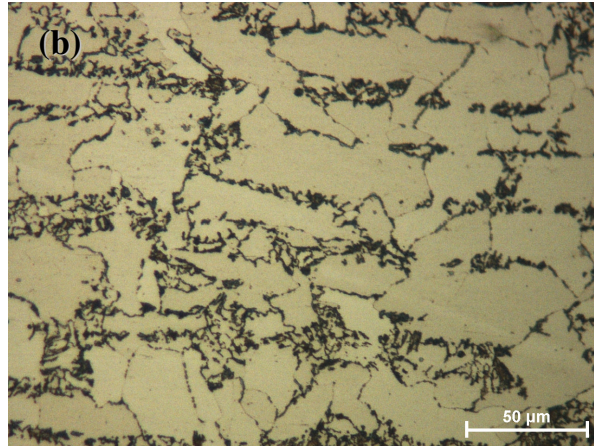
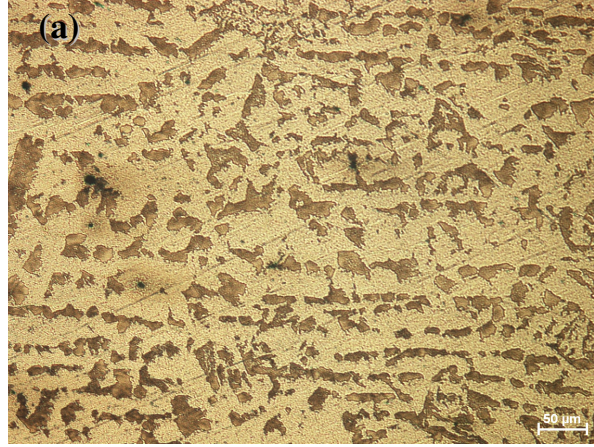


Şekil 5.15 A kompozisyonundaki çeliklerin kaynak bölgesini gösteren
(a) 100X, (b) 200X, (c) 500X optik mikroskop görüntüleri





Şekil 5.16 A kompozisyonundaki çeliklerin ITAB bölgesini gösteren (a)200X, (b)500X optik mikroskop görüntüleri

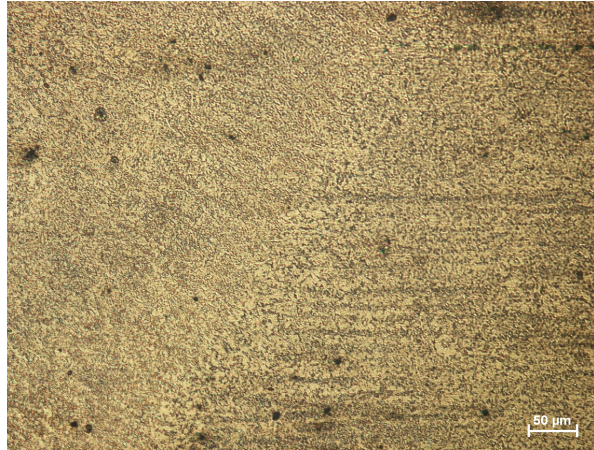


Şekil 5.17 A kompozisyonundaki çeliklerin ana malzeme bölgesini gösteren (a)200X, (b)500X optik mikroskop görüntüleri

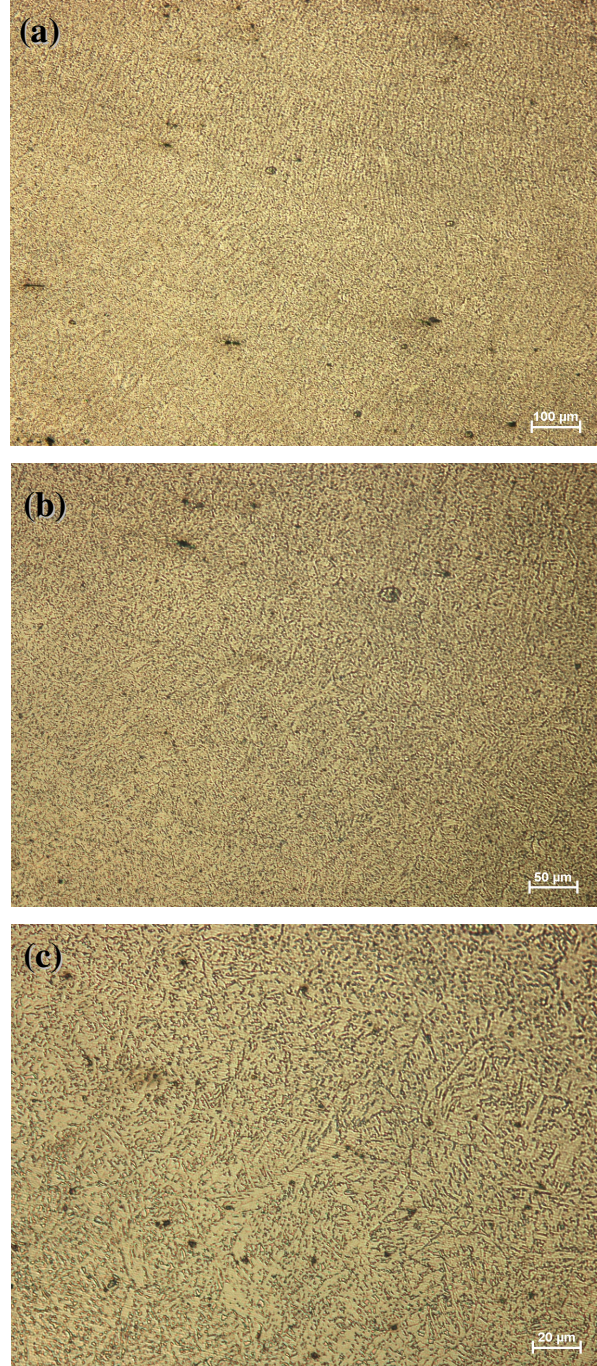
Kaynak edilen B malzemesinin optik mikroskop altında çekilen mikrografları Şekil 5.18 – 22’ de verilmiştir.



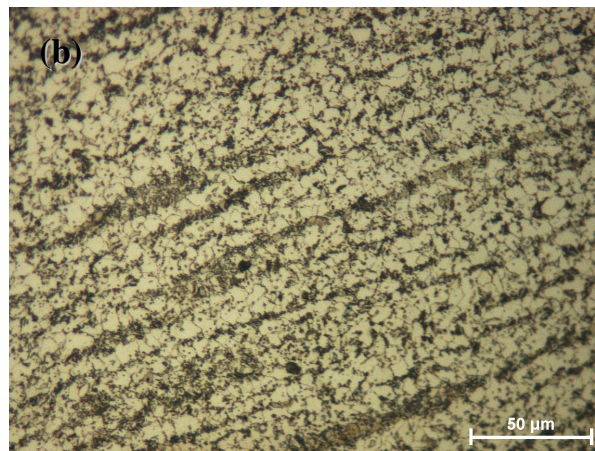
Şekil 5.18 B kompozisyonundaki çeliklerin ITAB ve ana malzeme bölgelerini içeren optik mikroskop görüntüsü (50X)



Şekil 5.19 B kompozisyonundaki çeliklerin kaynak ve ITAB bölgelerini içeren optik mikroskop görüntüsü (100X)

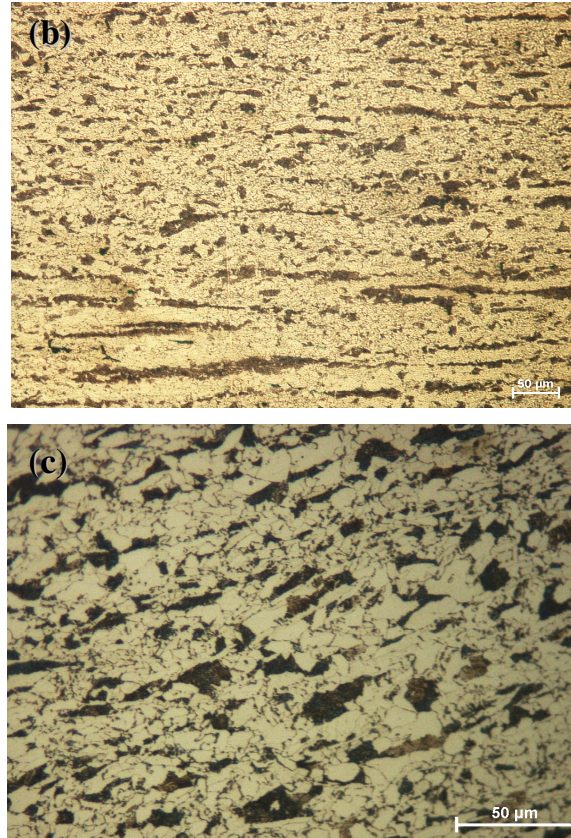


Şekil 5.20 B kompozisyonundaki çeliklerin kaynak bölgesini gösteren
(a) 100X, (b) 200X, (c) 500X optik mikroskop görüntüleri



Şekil 5.21 B kompozisyonundaki çeliklerin ITAB bölgesini gösteren (a)200X, (b)500X optik mikroskop görüntüleri





Şekil 5.22 B kompozisyonundaki çeliklerin ana malzeme bölgesini gösteren (a)100X, (b)200X, (c)500X optik mikroskop görüntüleri

5.2.2 Sertlik Ölçümü Sonuçları

5.2.2.1 Makrosertlik ölçüm sonuçları

MakroVickers sertlik testinde numune için aşağıdaki Şekil 5.23’ de gösterildiği gibi kaynak bölgesinden uzak ana metal (1,5), ısı tesiri altındaki bölge (2,4) ve kaynak bölgesinden (3) üç sertlik ölçümü alınmıştır. ISO 15614 standardına uygun olarak yapılan test sonucu her bir bölge için alınan sertlik değerleri Tablo 5.7’de verilmiştir.

	1	2	3	4	5
üst	000	000	000	000	000
orta	000	000	000	000	000
alt	000	000	000	000	000

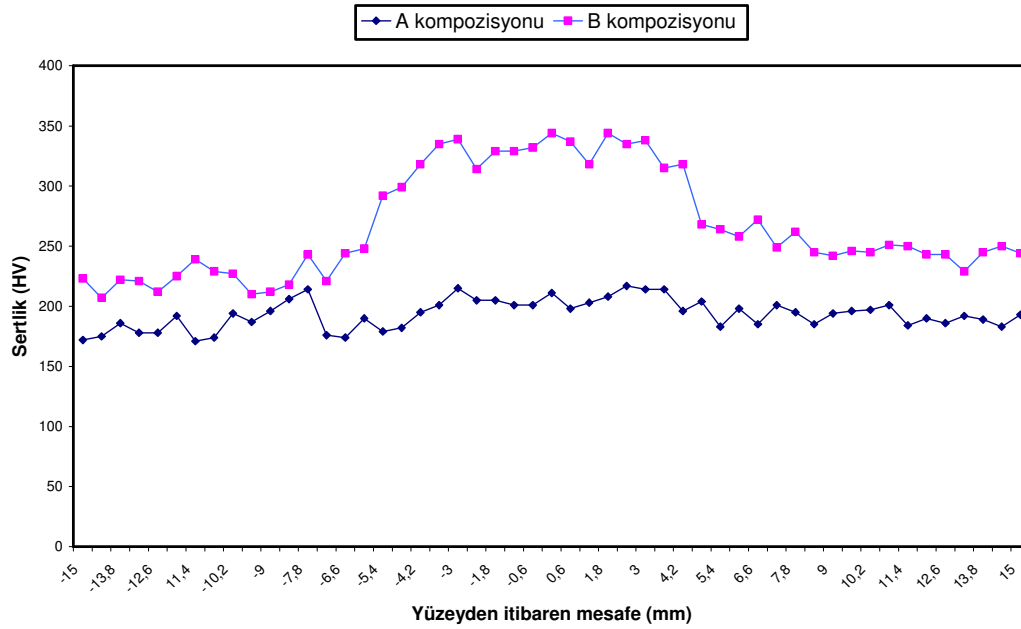
Şekil 5.23 Numunelerden alınan sertlik izlerinin konumu

Tablo 5.7 Çeliklerin ortalama makroVickers sertlik değerleri

		Ortalama makroVickers Sertlik Değerleri (HV ₁₀)				
Bölge	Numune	1. bölge	2. bölge	3. bölge	4. bölge	5. bölge
Üst	A	176	191	209	188	168
	B	209	226	252	215	209
Orta	A	161	177	185	177	167
	B	210	215	263	222	203
Alt	A	160	182	216	190	175
	B	225	246	265	234	226

5.2.2.2 Mikrosertlik ölçüm sonuçları

İki farklı kompozisyondaki çelik plakaları kaynak işlemi ile birleştirdikten sonra levhalardan kesilen numunede mikroVickers sertlik ölçüm taraması yapılmıştır. Oluşan 3 farklı bölgenin sertlik değişimleri Şekil 5.24' de grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil 5.24 Numunelerin yüzeyinden 600 mikron aralıklarla alınan mikroVickers sertlik ölçüm değerleri

Sertlik ölçümleri sonucu A kompozisyonunun ana malzemesinin sertliği 170 HV iken B kompozisyonunun sertliği 210 HV civarında ölçülmüştür. Her iki

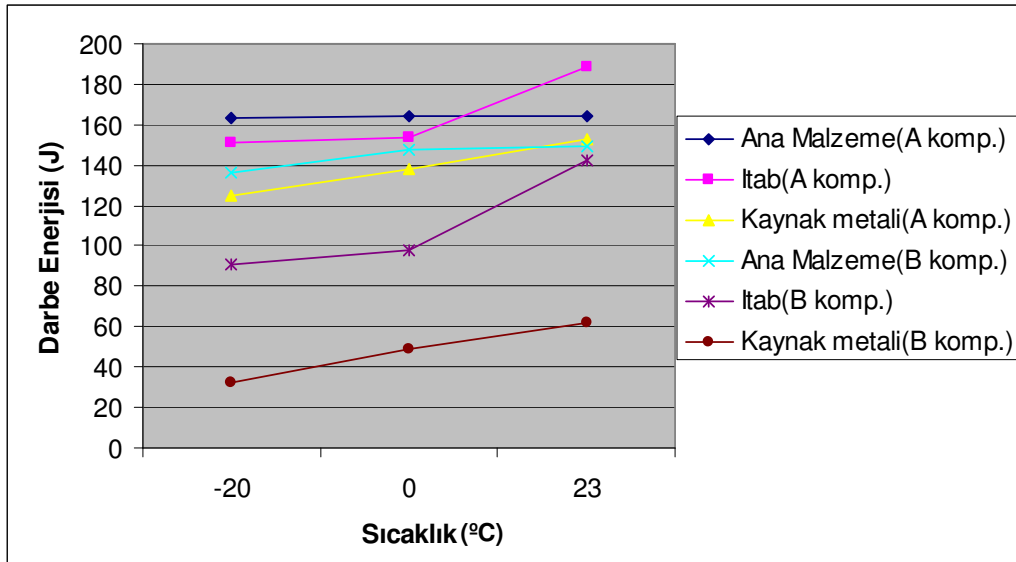
kompozisyonun da ITAB bölgesinde sertlik değişiminin çok fazla olmadığı gözlenmiştir. A kompozisyonunun kaynak bölgesinin sertliği 200 HV' ye çıkarken B kompozisyonunun kaynak bölgesinin sertliği 340 – 350 HV' ye çıkmıştır. Bu yüzden B kompozisyonunun kaynak bölgesinde kayda değer bir artış olduğu söylenebilir.

5.2.3 Darbe Testi Sonuçları

İki farklı kompozisyondaki çelik plakaları kaynak işlemi ile birleştirdikten sonra farklı bölgelerden alınan çentikli darbe numunelerine yapılan Charpy V-tipi çentik darbe testi sonuçları Tablo 5.8' de verilmiştir. 3 farklı bölgede çentiğe sahip numunelerin farklı sıcaklıklarda sahip oldukları darbe enerjisi Joule cinsinden Şekil 5.25' de grafik olarak gösterilmiştir.

Tablo 5.8 Çeliklerin 3 farklı sıcaklıkta ölçülen darbe enerjileri değerleri

Numune adı	Darbe Enerjisi (J)		
	- 20 °C	0 °C	23 °C
A			
Ana malzeme	163	164	164
ITAB	151	154	189
Kaynak metali	125	153	138
B			
Ana malzeme	136	140	149
ITAB	91	98	142
Kaynak metali	32	49	62



Şekil 5.25 Çelik numunelerde 3 farklı bölgenin farklı sıcaklıklardaki darbe enerjileri değerlerinin eğri üzerindeki gösterimi

Kaynak edilen çeliklerin ana malzemelerinin darbe enerjileri incelendiğinde A kompozisyonunun darbe enerjisinin B kompozisyonuna oranla bir miktar yüksek olduğu görülmektedir. A kompozisyonundaki plakaların İTAB ve kaynak bölgelerini içeren çentikli numunelerde darbe direncinin çok fazla düşmediği gözlenmiştir. B kompozisyonundaki plakalarda ise, İTAB ve kaynak bölgelerini içeren numunelerde darbe direncinde önemli bir düşüş görülmektedir. B kompozisyonundaki çentiği İTAB bölgesinde olan numunelerin darbe enerjileri nispeten ana malzemeye göre daha düşüktür. B kompozisyonundaki kaynak bölgelerinde çentik içeren numunelerin darbe enerjileri ise oldukça düşüktür. Bu sonuçlardan B kompozisyonunun İTAB ve kaynak metalinin A kompozisyonuna oranla daha gevrek olduğu söylenebilir.

5.2.4 Çekme Deneyi Sonuçları

Kaynak işlemi gören çelik plakalardan elde edilen numunelerden oda sıcaklığında yapılan çekme testlerinin sonuçları Tablo 5.9' te verilmiştir. Ana metal bölgesi, ısı tesiri altındaki bölge (İTAB) ve kaynak bölgelerini kapsayacak şekilde hazırlanan kaynaklı çekme numunelerinin çekme testi sonuçları Tablo 5.10' de verilmiştir. Bu test esnasında aynı zamanda kaynaklı çekme testi numunelerinin kopma bölgesinin

ITAB ve ana metal bölgeleri olduğu ve kaynak metalinden hiç kopmadığı gözlemlenmiştir. Bu durumun kaynak işlemlerinin başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiş olmasından dolayı olduğu söylenebilir.

Tablo 5.9 Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki çelik numunelerin çekme testi sonuçları

Çelik kompozisyonu	Akma gerilmesi (MPa)	Çekme gerilmesi (MPa)	Akma/Çekme	Uzama (%)
A	380	501	0,76	34
B	553,3	691,6	0,8	34

Tablo 5.10 Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki çeliklerin kaynaklanması ile elde edilen kaynak dikişini ve ITAB bölgesini kapsayan kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçları

Çelik Kompozisyonu	Hadde Yönüne Olan Durum	Akma Gerilmesi (MPa)	Çekme Gerilmesi (MPa)	Uzama (%)
A	Paralel	442,6	639,42	13,6
	Dik	385,4	527,58	16,97
B	Paralel	420,5	653,43	11,2
	Dik	433,7	648,8	12,9

Çekme mukavemeti özelliklerine bakıldığında kaynak edilmemiş haldeki B kompozisyonunun çekme ve akma gerilmesinin A kompozisyonuna oranla daha yüksek olduğu görülmektedir. Buna karşı her iki kompozisyonun da uzamasının aynı olduğu belirlenmiştir.

Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki çeliklerin kaynatılması ile elde edilen kaynak dikişini ve ITAB bölgesini kapsayan kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçlarına göre, B kompozisyonunun çekme ve akma gerilmesinin A kompozisyonuna oranla daha yüksek olduğu görülmektedir. Farklı hadde yönlerinde kaynak edilmiş plakalardan hazırlanmış numuneler test edildiğinde ise, her iki kompozisyon için çekme gerilmeleri birbirine yakın iken A kompozisyonundaki

kaynaklı numunelerin uzaması B kompozisyonundaki kaynaklı numunelere oranla biraz daha yüksektir.

BÖLÜM ALTI

SONUÇLAR

6.1 Sonuçların Tartışılması

6.1.1 Farklı Isıl İşlem Uygulamaları Sonrası Yapılan İncelemelerin Sonuçları

Literatürde de bahsedildiği gibi, termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki her iki çelik kompozisyonundaki numunelerin mikroyapısı poligonal ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Daha sonra üç farklı sıcaklıkta östenitlenmiş ve sonrasında durgun hava ortamında oda sıcaklığına soğutulan çeliklerin mikroyapılarını incelediğimizde, A kompozisyonunun mikroyapısının poligonal ferrit ve perlitten oluştuğu, B kompozisyonunun mikroyapısının ise birçok literatür çalışmasında da karşımıza çıkan (Shin ve diğer, 2007) beynitik ferrit, perlit ve bir miktar üst beynit fazlarından oluştuğu görülmüştür. Bu mikroyapılar aynı zamanda CCT diyagramlarını referans alarak gerçekleştirdiğimiz normalizasyon işlemi (östenitleme ve sonrasında havada soğutma) sonucu elde etmeye çalıştığımız mikroyapılardır.

Literatürde niyobyum içeren çeliklerin çoğunda görüldüğü gibi (Zhang ve diğer, 2008) B kompozisyonu da termomekanik kontrollü haddeleme ile üretildiği haliyle geçirimli elektron mikroskobu ile incelendiğinde dejenere perlit yapısının varlığı tespit edilmiştir.

B kompozisyonunun termomekanik kontrollü haddeleme ile üretildiği haliyle tane boyutu A kompozisyonuna göre daha küçüktür. Bunun sebebi hem niyobyum hem de vanadyum alaşım elementlerinin B kompozisyonunda daha fazla miktarda bulunmasıdır. Yapılan ısıl işlemlerde (östenitleme sonrasında havada soğutma) tane boyutu mekanizması ile mekanik özelliklerden mukavemetin ve tokluğun aynı anda iyileştirilmesi hedeflenmiştir. Literatürdeki çalışmalara paralel olarak (Maropoulos, Karagiannis ve Ridley, 2008), her iki kompozisyonda da östenitleme sıcaklığının artması ile tane boyutu büyümektedir. Özellikle, tane boyutu 1000 °C ve üzerindeki

sıcaklıklarda uygulanan östenitleme ve sonrasında havada soğutma sonucu keskin bir biçimde büyümeye başlamaktadır (Mahmutoğlu ve Çimenoglu, 2003). Bu büyüme Nb(C,N), V(C,N), Al(N) gibi partiküllerin çözünmesinin bir sonucudur (Fernandez, Illescas ve Guilemany, 2007).

B kompozisyonunun termomekanik kontrollü haddeme ile üretildiği haliyle sertliği A kompozisyonuna göre daha yüksektir. 900°C sıcaklıkta östenitleme ve sonrasında havada soğutma işlemleri sonrası B kompozisyonun sertliğinde değişim görülmezken A kompozisyonunun sertliği bir miktar düşmüştür. Ayrıca, 1000°C ve 1100°C sıcaklıklarda östenitleme ve sonrasında havada soğutma işlemleri sonrası sertlik değerlerinde düşüş meydana gelmektedir. Sertlikteki bu düşüşün nedeni her iki kompozisyonda ortaya çıkan tane boyutu büyümesidir.

A kompozisyonunun termomekanik kontrollü haddeme ile üretildiği haliyle darbe enerjisi B kompozisyonuna göre daha yüksektir. Her iki kompozisyondaki çeliğin darbe enerjileri ilgili standartlarda belirtilen minimum değerlerden yüksek çıkmıştır. Ayrıca, üç farklı sıcaklıkta yapılan östenitleme ve sonrasında havada soğutma işlemleri sonrası A kompozisyonunun darbe direncinde iyileşme sağlanırken B kompozisyonundaki numunelerin darbe enerjileri oldukça düşük çıkmıştır. Halbuki, Shanmugam ve diğer. (2006) B kompozisyonuna eşdeğer bir kompozisyon kullanarak yaptığı çalışmada niyobyum içerikli bir çelikte dejenere perlit yapısının olduğunu belirtmiş ve elde edilen yüksek tokluğun dejenere perlit yapısından ileri geldiği sonucuna varmıştır.

Yaptığımız çalışmada ise, B kompozisyonunun termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki tüm mekanik özellikleri A kompozisyonuna göre daha üstün iken darbe direnci daha düşüktür. Ayrıca, daha sonra yapılan östenitleme ve havada soğutma işlemleri sonrasında çeliklerin darbe dirençleri incelendiğinde B kompozisyonunun darbe direncinin çok düştüğü görülmektedir. Bu aşamada, tane boyutu küçültmenin tokluk özelliği ile doğrudan ilişkili olmadığı, başka faktörlerin de tokluk özelliği üzerinde etkili olduğu anlaşılmıştır. Bununla birlikte, darbe enerjisini etkileyen diğer bir faktör ferrit içerisinde çözünmüş arayer atomu

konsantrasyonudur (Gündüz, 2003). Burada, Nb ve V içeren çeliğin ferrit arayer atomu konsantrasyonu, Al ve V içeren çeliğin ferrit arayer atomu konsantrasyonundan yüksektir.

Termomekanik kontrollü haddeme sonucu elde edilen çeliklerden hazırlanan çekme numunelerinin test edilmesi sonucu tane boyutu daha küçük olan B kompozisyonunun çekme ve akma mukavemeti özelliklerinin de sertlik özelliği gibi A kompozisyonuna göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Buna karşı her iki kompozisyondaki numunelerin uzamasının aynı olduğu belirlenmiştir. Çekme mukavemeti değerleri her iki çelik kompozisyonu için ilgili standartlarda sağlanması gereken minimum değerlerden çok daha yüksek çıkmıştır.

6.1.2 Kaynak İşlemleri Sonrası Yapılan İncelemelerin Sonuçları

Her iki farklı kompozisyondaki numunelerin kaynak işlemi sonucu elde edilen mikro yapılarda tane boyutu ve mikro yapı bileşenlerinin farklılığı öne çıkmıştır. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki A kompozisyonu kaynak edildikten sonra poligonal ferrit ve perlit yapısından oluşmuş ince taneli bir ITAB bölgesinin olduğu açıkça görülmektedir. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki B kompozisyonu kaynak edildikten sonra ise aynı şekilde poligonal ferrit ve perlit içeren bir yapı oluşmuş, fakat bu yapının A kompozisyonuna oranla daha ince taneli olduğu gözlenmiştir.

Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki her iki kompozisyonda kaynak edildikten sonraki kaynak bölgesi incelendiğinde; A kompozisyonunun kaynak bölgesinin mikro yapısının ferritik ve perlitik bir yapıdan oluştuğu fakat B kompozisyonunun kaynak bölgesinde beynitik bir yapının oluştuğu görülmüştür.

Makro sertlik değerleri incelendiğinde görülmüştür ki, kaynak işlemi görmüş termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki B kompozisyonunun sertliği ana metalin dışında, ITAB ve kaynak metalinde de A kompozisyonuna göre daha yüksektir. Ana metal bölgesinin sertliği A kompozisyonunda 170 HV değeri

ölçülürken, B kompozisyonunda 210 – 220 HV değeri ölçülmüştür. ITAB bölgesinin sertliği A kompozisyonunda 180 – 190 HV değeri ölçülürken, B kompozisyonunda 215 – 230 HV değeri ölçülmüştür. Kaynak metalinin sertliği A kompozisyonunda 210 HV civarında iken B kompozisyonunda 260 HV civarındadır. Mikro sertlik taraması değerleri incelendiğinde; makro sertlik değerlerine paralel değerler ölçülmüştür. Farklı olarak, B kompozisyonunun kaynak metali bölgesinin sertliği ana metal ve ITAB bölgelerine nazaran çok daha yüksektir.

Kaynak edilen çeliklerin kontrollü haddelenmiş haldeki ana malzemelerinin darbe enerjileri incelendiğinde A kompozisyonunun darbe enerjisinin B kompozisyona oranla bir miktar yüksek olduğu görülmektedir. A kompozisyonundaki plakaların ITAB ve kaynak bölgelerinde çentik içeren numunelerde darbe direncinin çok fazla düşmediği gözlenmiştir. B kompozisyonundaki plakalarda ise, ITAB ve kaynak bölgelerinde çentik içeren numunelerde darbe direncinde önemli bir düşüş görülmektedir. B kompozisyonundaki çentiği ITAB bölgesinde olan numunelerin darbe enerjileri nispeten ana malzemeye göre daha düşüktür. B kompozisyonundaki kaynak bölgelerinde çentik içeren numunelerin darbe enerjileri ise oldukça düşüktür. Bu sonuçlardan B kompozisyonunun ITAB ve kaynak metalinin A kompozisyona oranla daha gevrek olduğu söylenebilir. Kaynak metalinin gevrek oluşunun sebebi kullanılan elektrod tiplerinin farklı olmasıdır. Maksimum akma ve çekme mukavemetlerini elde edilebilmek için B kompozisyonunun kaynağında kullanılan elektrod tipi daha çok alaşım elementi içerir. Bu nedendir ki, daha düşük uzamaya sahip olan elektrod ile kaynatılmış numunelerin kaynak metali bölgesi daha kırılmalıdır.

Çekme mukavemeti özelliklerine bakıldığında kaynak edilmemiş haldeki B kompozisyonunun çekme ve akma gerilmesinin A kompozisyona oranla daha yüksek olduğu görülmektedir. Buna karşı her iki kompozisyonun da uzamasının aynı olduğu belirlenmiştir. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki çeliklerin kaynaklanması ile elde edilen kaynak dikişini ve ITAB bölgesini kapsayan kaynaklı numunelerin çekme testi sonuçlarına göre, B kompozisyonunun çekme ve akma gerilmesinin A kompozisyona oranla daha yüksek olduğu görülmektedir. Farklı

hadde yönlerinde kaynak edilmiş plakalardan hazırlanmış numuneler test edildiğinde ise, her iki kompozisyon için çekme gerilmeleri birbirine yakın iken A kompozisyonundaki kaynaklı numunelerin uzamasının B kompozisyonundaki kaynaklı numunelere oranla biraz daha yüksek olduğu görülmüştür.

Sonuç olarak, kaynaklanmış numunelerden yapılan çekme testleri sonucunda tüm numunelerin ana metal bölgesinden koptuğu görülmüştür. Ayrıca uygun elektrodların seçilmesi ile kaynaklı numunelerin çekme mukavemeti değerleri ana malzemelerin değerlerinin üzerinde ölçülmüştür. Bu bağlamda, kaynak dikişinin mekanik özelliklerinin ana malzemeye benzer ve uygun olmasının ötesinde ana malzemelere oranla daha iyi olduğu söylenebilmektedir. Bu durum da kaynaklanacak bu çelik kompozisyonlarının kaynaklanabilirliğinin çok iyi olduğunun bir göstergesidir.

6.2 Genel Sonuçlar ve Öneriler

Bu tez kapsamında yürütülen çalışmalar sonucu yapılan test ve analizler neticesinde elde edilen bulgular ile mikro alaşımlı bir çeliğin mikro yapısının mekanik özelliklerine olan etkisi şu şekilde sunulmuştur:

1. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki her iki çelik kompozisyonundaki numunelerin mikroyapısı poligonal ferrit ve perlit fazlarından oluşmaktadır. Daha sonra üç farklı sıcaklıkta östenitlenmiş ve sonrasında durgun hava ortamında oda sıcaklığına soğutulan çeliklerin mikroyapılarını incelediğimizde, A kompozisyonunun mikroyapısının poligonal ferrit ve perlitten oluştuğu, B kompozisyonunun mikroyapısının ise literatürde farklı kompozisyonlardaki mikro alaşımlı çeliklerde de görülen beynitik ferrit, perlit ve bir miktar üst beynit fazlarından oluştuğu görülmüştür.

2. İki farklı kompozisyondaki çelik incelendiğinde termomekanik kontrollü haddelenmiş halde B kompozisyonun tane boyutunun A kompozisyonuna oranla daha düşük olduğu görülmektedir. Ayrıca, nihai ürüne yapılabilecek uygun normalizasyon işlemi sonucu tane boyutunu daha da küçültmenin mümkün olabildiği

görülmüştür. Yapılacak normalizasyon işleminde alaşım elementlerinin oluşturduğu karbür ve nitrür çökeltilerinin çözünme sıcaklığına dikkat edilmeli, bu tip çökeltilerin mekanik özelliklerde oluşturduğu etkiler göz önünde bulundurulmalıdır. Bu aşamada yapılacak östenitleme işleminin sıcaklığı ile soğutma ortamı ve hızı çok önemli parametreler olarak dikkat çekmiştir.

3. Literatürde de belirtilen geçirimli elektron mikroskobu (TEM) çalışmalarına paralel olarak niyobyum alaşım elementi içeren B kompozisyonu daha çok dejenere perlit yapısına sahiptir. Yürütülen geçirimli elektron mikroskobu çalışmaları sonucu termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki A kompozisyonunda çökeltiler dislokasyonlarda, B kompozisyonunda ise tane sınırlarında gözlenmiştir. Ayrıca, kontrollü haddelenmiş haldeki B kompozisyonunun yapısının A kompozisyonuna oranla daha perlitik bir yapıdan oluştuğu söylenebilir. Bu aşamada, çökelti karakteristiklerinin daha iyi anlaşılabilmesi için daha ayrıntılı bir geçirimli elektron mikroskobu çalışmasının yararlı olacağı anlaşılmıştır.

4. Mekanik özellikler açısından, B kompozisyonunun termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki sertlik ve çekme mukavemeti gibi mekanik özellikleri A kompozisyonuna göre daha üstün iken darbe direnci daha düşüktür. Aynı şekilde, daha sonra yapılan östenitleme ve havada soğutma işlemleri sonrasında çeliklerin darbe dirençleri incelendiğinde B kompozisyonunun darbe direncinin çok düştüğü görülmektedir. Bu aşamada, tane boyutu küçültmenin tokluk özelliği ile doğrudan ilişkili olmadığı, başka faktörlerin de tokluk özelliği üzerinde etkili olduğu anlaşılmıştır. Bununla birlikte, darbe enerjisini etkileyen diğer bir faktör ferrit içerisinde çözünmüş arayer atomu konsantrasyonudur. Sonuç olarak, niyobyum ve vanadyum içeren çeliğin ferrit arayer atomu konsantrasyonunun yüksek olduğu sonucuna varılmıştır.

5. Mikroyapısal incelemelerde, kaynaklanmış çeliklerin mikro yapılarının ITAB bölgesinde aynı olduğu fakat B kompozisyonunun tane boyutunun A kompozisyonuna oranla daha küçük olduğu söylenebilmektedir. Termomekanik kontrollü haddelenmiş haldeki her iki kompozisyonun kaynak bölgesi

incelendiğinde; A kompozisyonunun kaynak bölgesinin mikro yapısının ferritik ve perlitik bir yapıdan oluştuğu fakat B kompozisyonunun kaynak bölgesinde beynitik bir yapının oluştuğu görülmüştür.

6. Ayrıca, kaynaklanabilirlik özelliğini irdelemek amacıyla yapılan incelemeler sonucu, kaynak edilmiş plakaların mekanik özelliklerinin darbe direnci özelliği haricinde kaynak edilmemiş durumlarından daha üstün olduğu anlaşılmıştır. Darbe enerjileri de yeteri kadar yüksek çıkmıştır. Bu aşamada, her iki çelik kompozisyonunun kaynak kabiliyetinin yüksek olduğu sonucuna varılmıştır.

KAYNAKLAR

- Bakkaloğlu, A. (2002). Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel. *Materials Letters*, 56, 263 – 272.
- Bhadeshia, H K D H. (1998). Alternatives to the Ferrite - Pearlite Microstructures. *Materials Science Forum*, 284 – 286, 39 – 50.
- Chhibber, R. ve Kaushal, G. C., 2004. Development of Coated Electrodes For Welding of HSLA Steels. International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering. *International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering*.
- Ghosh, A. (2001). *Secondary Steel Making*, Principles and Applications (1st edition). NY: CRC Press LLC.
- Gündüz, S. (2003). Kimyasal Bileşim ve Soğuma Hızının Arayer Atomu İçermeyen Mikroalaşım Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi. *G.Ü. Fen Bilimleri Dergisi*, 16 (1), 171 – 178.
- Illescas, S., Fernández J. ve Guilemany J.M. (2007). Effect of microalloying elements on the austenitic grain growth in a low carbon HSLA steel. *Materials Letters*, 61, 2389 – 2392.
- Mahmutoğlu, M. Z. ve Çimenoğlu H. (2003). %0.03 Nb ve %0.05 V' lu bir boru hattı çeliğinde mikroyapı-mekanik özellik ilişkisi. *İtü dergisi*, 2 (6), 68 – 72.
- Maropoulos, S., Karagiannis, S. ve Ridley, N. (2008). The effect of austenitising temperature on prior austenite grain size in a low-alloy steel. *Materials Science and Engineering A* 483–484, 735 – 739.

Matlock, D. K., Krauss, G. ve Speer, J. G. (2001). Microstructures and properties of direct – cooled microalloy forging steels. *Journal of Materials Processing Technology 117*, 324 – 328.

Mikro Alaşumlu Çelikler, (b.t.) 1 Haziran 2009,
<http://www.tezsitesi.com/index.php?topic=740.0>

Prasad, S. N., Mediratta, S. R., ve Sarma, D. S. (2003). Influence of austenitisation temperature on the structure and properties of weather resistant steels. *Materials Science and Engineering A*, 358, 288 – 297.

Shanmugam, S., Misra, R. D. K., Hartmann, J. ve Jansto, S. G., 2006. Microstructure of high strength niobium containing pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*, 441, 215 – 229.

Shanmugam, S., Misra, R. D. K., Mannering, T., Panda, D. ve Jansto, S. G., 2006. Impact toughness and microstructure relationship in niobium- and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength. *Materials Science and Engineering A*, 437, 436 - 445.

Shanmugam, S., Misra, R.D.K., Ramiseti, N.K., Mannering, T., Panda, D. ve Jansto, S. (2007). Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A 460–461*, 335 – 343.

Shanmugam, S., Ramiseti, N. K., Misra, R. D. K., Hartmann, J. ve Jansto, S. G., 2008. Microstructure and high strength-toughness combination of a new 700 MPa Nb-microalloyed pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*, 478, 26 – 37.

Shin, S. Y., Hwang, B., Lee, S., Kim, N. J. ve Ahn, S. S., 2007. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. *Materials Science and Engineering A*, 458 (1-2), 281 – 289.

Sıcak Çekme Boru ve Profillerin Kullanım Alanları, (b.t.). 1 Temmuz 2009,
<http://www.celbor.com.tr/index-tr.asp>

Tekin, A. (1981). *Çeliklerin Metalurjik Dizaynu*, İstanbul.

Taş, Z., 2006. Nb-V-Alaşımli Boru Çeliklerinde Mikroyapı – Mekanik Özellikler İlişkisi. *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 22 (1-2), 152 – 160.

Xue, X – H., Shan, Y – Y., Zheng, L. ve Lou, S – N. (2006). Microstructural characteristic of low carbon microalloyed steels produced by thermo-mechanical controlled process. *Materials Science and Engineering A* 438 – 440, 285 – 287.

Van der Voort, G. (1991). Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels. ASM International.

Yong, L., Zhongping, Z., Guangfu, S., Liquan, Z., Wanhua, Y. ve Jingtao, H. (2005). Analysis on Vanadium's Impact on Metallographic Transitions of HSLA Steel. *International Seminar on Application Technologies of Vanadium in Flat – Rolled Steels*, 105 – 109.

Zhang, Y. Q., Zhang, H.Q., Lui, W.M. ve Hou, H., 2008. Effects of Nb on microstructure and continuous cooling transformation of coarse grain heat-affected zone in 610 MPa class high- strength low-alloy structural steels. *Materials Science and Engineering A*, 499 (1-2), 182-189.