

**T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**AISI 4142 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM VE ERGİTME
YÖNTEMLERİYLE YÜZEY MODİFİKASYONU SONUCU
MEKANİK DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Abdulaziz KOÇ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI**

ELAZIĞ - 2007

T.C.
FIRAT ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

AISI 4142 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM VE ERGİTME
YÖNTEMLERİYLE YÜZEY MODİFİKASYONU SONUCU
MEKANİK DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Abdulaziz KOÇ

YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ EĞİTİMİ ANA BİLİM DALI

Bu tez/...../ 2007 Tarihinde, Aşağıda Belirtilen Jüri Tarafından Oybirliği / Oyçokluğu ile Başarılı / Başarısız Olarak Değerlendirilmiştir.

Danışman:Yrd.Doç.Dr. Tülay YILDIZ (Danışmanı)

Üye:Prof.Dr.M.Mustafa YILDIRIM (Jüri Başkanı)

Üye:Yrd.Doç.Dr. Ahmet HASÇALIK

Bu tez , Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../ 2004 tarih ve.....
..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının hazırlanması esnasında, bana her türlü yardım ve desteklerini esirgemeyen; başta danışman hocam Sayın Yrd.Doç.Dr.Tülay YILDIZ'a Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü ve Metalurji Eğitimi Ana Bilim Dalı Başkanı Sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM 'a , Sn. Yrd.Doç.Dr Mustafa TAŞKIN'a Araştırma Görevlileri Ali Kaya GÜR' ve Ayhan ORHAN'a teşekkürlerimi arz etmeyi bir borç bilirim.

Abdulaziz KOÇ

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	I
İÇİNDEKİLER	II
ŞEKİLLER LİSTESİ	IV
TABLOLAR LİSTESİ.....	VI
ABSTRACT	VII
ÖZET	IX
1. GİRİŞ	1
2. ÇELİĞİN TANIMI	2
2.1 ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI	2
2.2.ÇELİKLERLE İLGİLİ BAZI ÖNEMLİ BİLGİLER	2
2.2.1 Sade Karbonlu Çelikler	2
2.2.2 Alaşımli Çelikler	3
2.2.3 Paslanmaz Çelikler	3
2.3 ÇELİKTE ALAŞIM ELEMANLARININ GENEL ETKİLERİ	4
2.3.1 Ostenit Oluşturucu Elementler	5
2.3.2 Ostenitik Yapı.....	5
2.3.3 Ferrit Oluşturan Elementler	6
2.3.4 Karbürler	6
2.3.5 Nitrür Oluşturucular	6
2.3.6 Birden Fazla Elementin Çeliğe Etkisi	7
2.4 ALAŞIM ELEMENTLERİNİN GENEL ETKİLERİ	7
2.4.1 Ferritin sertliğine etkileri.....	7
2.4.2 Tane Büyümesine Etkileri	7
2.4.3 Ötektoid Noktasına Etkileri.....	8
2.4.4 Martenzitin Oluştugu Sıcaklığa (Ms) Etkisi	8
2.4.5 İzotermal Dönüşüm Süresinin Perlit ve Beynit Dönüşümüne Etkileri.....	9
2.4.6 Kaynak Kabiliyetine Etkisi	9
2.4.7 Sertleşme Kabiliyetine Etkisi	10
2.4.8 Alaşım Elementlerinin Sertleşme Derinliğine Etkisi.....	10
2.4.9 Alaşım Elementlerinin Ostenit Dönüşüm Hızına Etkisi.....	11
2.5 ALAŞIM ELEMENTİ OLARAK KROM VE MANGANIN ÇELİĞE ETKİLERİ	11
2.5.1 Krom.....	11
2.5.2 Mangan (Mn).....	13
2.5.3 Mangan Çelikleri	14

2.5.4 Krom Çelikleri.....	17
3. KROM MANGANLI ÇELİKLER.....	21
4. YÜZEY MODİFİKASYONU	23
4.1 YÜZEYİN DEĞİŞİMİ.....	23
4.1.1 Kimyasal Bileşimi Değiştirmeksizin Yapılan Yüzey Sertleştirme İşlemleri	23
4.1.2 Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri	24
4.2 YÜZEY KAPLAMA	25
4.2.1 Ergitme Yöntemleri	25
4.2.2 Isıl Püskürtme (Thermal Spray)	26
4.2.3 Kaynak	26
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	27
5.1. DENEYSEL YÖNTEM.....	27
5.2. ELEKTRİK ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE (SMAW) İLE YÜZEY ALAŞIMLAMA	27
5.3 MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE SERTLİK ÖLÇÜMLERİ.....	30
6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	32
6.1 MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE SERTLİK ÖLÇÜMLERİ.....	32
6.2 ABRASİF AŞINMA TESTİ.....	32
6.3 MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI.....	34
6.5 ABRASİF AŞINMA TEST SONUÇLARI	47
6.6 GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER.....	55
KAYNAKLAR	56

ŞEKİLLER LİSTESİ

Sayfa No

Şekil 2.1 Demir Krom İkili Faz Diyagramı	12
Şekil 2.2 Demir Mangan İkili Denge Diyagramının Demir Köşesi	13
Şekil 2.3 Fe-Cr-C Üçlü Denge Diyagramı	17
Şekil 2.4 Karbonun Demir Krom Diyagramına Etkisi	20
Şekil 5.1 Deney Numunelerinin Kaplama Öncesi Tasarımı	28
Şekil 5.2 Elektrik Ark Yöntemiyle Yüzey Alaşımlama İşleminin Şematik Resmi.....	29
Şekil 5.3 Elektrik Ark Yöntemiyle yüzey alaşımlama yapılan AISI 4142 Çeliğinin Farklı Üretim Hızlarındaki Makro Yüzey Görünüşleri	30
Şekil 5.4 Numune Hazırlama Şeması.....	31
Şekil 6.1 OM Tekniği İle Çekilen Resimlerin Referans Bölgeleri ve İsimleri	32
Şekil 6.2 Abrasif Aşınma Deneylerinde Kullanılan Numunenin Ölçüleri	33
Şekil 6.3 Abrasif Aşınma Testi Aparatı	34
Şekil 6.4 S1 numunesinin 1. Bölge OM görünümü	35
Şekil 6.5 S1 nolu numunenin 2. Bölge OM görünümü	35
Şekil 6.6 S1 nolu numunenin 3. Bölge OM görünümü	36
Şekil 6.7 S1 nolu numunenin 4. Bölge OM görünümü	37
Şekil 6.8 S1 nolu numunenin 4. Bölge OM görünümü	37
Şekil 6.9 S2 nolu numunenin 1. Bölge OM görünümü	38
Şekil 6.10 S2 nolu numunenin 2. Bölge OM görünümü	39
Şekil 6.11 S2 nolu numunenin 3. Bölge OM görünümü	39
Şekil 6.12 S2 nolu numunenin 4. Bölge OM görünümü	40
Şekil 6.13 S2 nolu numunenin 5. Bölge OM görünümü	40
Şekil 6.14 S3 nolu numunenin 1. Bölge OM görünümü	41
Şekil 6.15 S3 nolu numunenin 2. Bölge OM görünümü	41

Şekil.6.16 S3 nolu numunenin 3. Bölge OM görünümü.....	42
Şekil.6.17 S3 nolu numunenin 4. Bölge OM görünümü.....	42
Şekil 6.18 S3 nolu numunenin 5. Bölge OM görünümü.....	43
Şekil 6.19 S4 nolu numunenin 5. Bölge OM görünümü.....	43
Şekil 6.20 S5 nolu numunenin 1. Bölge OM görünümü.....	44
Şekil 6.21 S5 nolu numunenin 5. Bölge OM görünümü.....	44
Şekil 6.22 S6 nolu numunenin 1. Bölge OM görünümü.....	45
Şekil 6.23 S6 nolu numunenin 4. Bölge OM görünümü.....	45
Şekil 6.24 Mikrosertlik Ölçüm Sonuçları Diyagramı	47
Şekil 6.25 Numunelerin 20 m. Mesafesine Bağlı Kütle Kaybı Değişim Grafiği.....	48
Şekil 6.26 S 1 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	49
Şekil 6.27 S 1 numunesinin SiC Taneciği EDS Analizi	49
Şekil 6.28 S 1 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	50
Şekil 6.29 S 2 numunesinin Aşınma Kanalı EDS Analizi	50
Şekil 6.30 S 3 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	51
Şekil 6.31 S 4 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	52
Şekil 6.32 S 5 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	52
Şekil 6.33 S 5 numunesinin Aşınma Kanalı EDS Analizi	53
Şekil 6.34 S 6 numunesinin 10 N Yük sonrası Aşınma Yüzeyi SEM Resmi	53
Şekil 6.35 S 6 numunesinin SiC Taneciği EDS Analizi	54

TABLÖLAR LİSTESİ

	Sayfa No
Tablo 2.1 Mangan Çeliklerinin Mangan Oranları Ad ve Özellikleri	16
Tablo 3.1 TS 2525 de verilen Islah Çeliklerinin AISI Karşılıkları	21
Tablo 5.1 Yüzey Alaşımlama İçin Kullanılan Alt. Malzemenin ve Elektrodun ve Kaplama Tozunun Kimyasal Bileşimi	27
Tablo 5.2 Yüzey Modifikasyonu İçin Üretim Parametreleri.....	28
Tablo 5.3 Deney numunelerinin üretim parametreleri	28
Tablo 6.1 Mikrosertlik ölçüm sonuçları	46

ABSTRACT

Masters Thesis

THE EXAMINATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF A HEAT TREATED 4142 STEEL AFTER SURFACE MODIFICATION BY SMELTING ARC WELDING (SMAW)

Abdülaziz KOÇ

Firat University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metallurgy Education 2007, Page: X+57

In this study, on the surface of a 4142 steel a silicon carbide (SiC) powder layer was coated with use of SMAW (SMAW= Smelting Arc Welding) method with using Citodur 600 electrode. As first the specimen thickness was fixed and subsequently the different powder thicknesses were used. Besides, process parameters such as coating speed, cooling environment and welding current were varied and the effect of these parameters on microstructural changes, microhardness, macrohardness and abrasive wear resistance of modified materials were investigated.

The microstructure of the coating layer was characterized by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and spectral analysis. While the hardness of the modified layer was measured by microhardness tester, abrasive wear properties were evaluated under pin-on-disc abrasive wear test conditions. After wear tests, wear rates were calculated via the mass losses of the specimens which were measured.

While the 4142 steel was used as the substrate material, coating powder (SiC) was alloyed at 0.5, 1 and 1.5 gr weight on to surface of these steel. Effect on the properties of the coating materials amount of SiC was investigated experimentally. The hypoeutectic and hypereutectic microstructures were observed in coated specimens. Because of rapid solidification, dendritic phases were formed. The forms of these phases were depended on the coating speed, the energy input, cooling environment and the powder quantity.

Coating surface hardnesses values measured between 254-1366 HV. As the microhardness measurements, the hardness decreased along a line from coating toward to substrate material. This can be explained with phase transformations which the coating speed, the cooling environment and solidification conditions occurred.

Wear rates were calculated using mass losses obtained in the result of the abrasive wear test. In surface alloying process used SiC as coating powder, the maximum mass loss was found by high coating speed, low energy input and low powder quantity conditions. The minimum mass loss also was found by low coating speed, and high powder quantity conditions.

Keywords: Arc welding, surface alloying, Citodur 600, abrasive wear, silicon carbide (SiC)

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AISI 4142 ÇELİĞİNİN ISIL İŞLEM VE ERGİTME YÖNTEMLERİYLE YÜZEY MODİFİKASYONU SONUCU MEKANİK DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Abdulaziz KOÇ

Fırat Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Metalurji Eğitimi ABD

2007, Sayfa : X+57

Bu çalışmada, 4142 çeliğine elektrik ark kaynak yöntemiyle Citodur 600 elektrodu kullanılarak silisyum karbür (SiC) tozu yüzey alaşımlama işlemi uygulanmıştır. Numune kalınlığı sabit tutulup toz farklı kalınlıklarda kullanılmış olup kaplama hızı, soğutma ortamı ve kaplama akımı gibi işlem parametreleri değişken tutulup; bunların mikroyapısal değişimlere, mikrosertliğe ve abrasiv aşınma direncine karşı etkileri araştırılmıştır.

Kaplamanın mikroyapısı, optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılım tayfı (EDS) ve spektral analizler ile tespit edilmiştir. Modifiye tabakalarının sertlikleri mikrosertlik ölçme cihazı ile abrasiv aşınma özellikleri ise pim-disk test yöntemi ile belirlenmiştir. Aşınma testleri sonrası numunelerin kütle kayıpları tespit edilerek aşınma oranları elde edilmiştir.

Alt malzeme olarak 4142 çeliği kullanılmış olup, SiC tozu 0.5, 1 ve 1.5 gr ağırlığında kullanılmıştır. Bu miktarın değişiminin kaplamanın özelliklerine etkisi incelenmiştir. SiC yüzey modifikasyonlu numunelerde, ötektik altı ve ötektik üstü mikroyapılar elde edilmiştir. Katılaşmanın hızlı olmasından dolayı dendritik yapı meydana gelmiştir. Bu yapıların oluşumu kaplama hızı, enerji girdisi ve toz miktarına göre değişmektedir.

Ölçülen sertlik değerleri 254-1366 HV'dir. Mikrosertlik ölçümlerinde ise; yüzeyden alt malzemeye doğru bir hat boyunca azalma olmuştur. Bu da kaplama hızı, soğuma ortamı ve katılaşma olayı ile meydana gelen faz dönüşümü ile açıklanabilir.

Aşınma oranları, abrasiv aşınma deneyi sonucunda elde edilen kütle kayıpları ölçülerek elde edilmiştir. SiC ile yapılan yüzey alaşımlama işleminde en yüksek kütle kaybının, kaplama hızının yüksek, enerji girdisinin düşük ve toz ilavesinin az olduğu şartlarda olduğu tespit edilmiştir. Minimum kütle kaybı ise düşük kaplama hızı ve yüksek toz miktarında tespit edilmiştir.

Anahtar kelimeler: Elektrik ark kaynak yöntemi, yüzey alaşımlama, Citodur 600, abrasiv aşınma, silisyum karbür (SiC).

1. GİRİŞ

Günümüz teknolojisindeki gelişmeler, ileri seviyede yeni ve farklı ihtiyaçlara cevap verebilecek tarzda malzeme üretilmesi ihtiyacını ortaya koymuştur.

Çelik, tarihsel gelişimi göz önüne alındığında bir endüstri olarak karşımıza çıkmaktadır. Alaşım elemanlarının istenen özelliklerin ortaya çıkarılmasındaki olumlu etkisi, bu sanayi kolunun gelişmesinde öncülük etmiştir.

Önceleri sadece çeliğin sertleştirilmesi üzerinde karbonun etkisi bilinmekteydi. Ama artan karbon oranının sertliği artırmasının yanı sıra istenmeyen özelliklerinin ortaya çıkması çeliğe daha farklı oranlarda değişik alaşım elemanlarının katılmasına neden olmuştur.

Çelik üretiminin günümüzde geldiği noktada mangan alaşım elementinin çeliğe katılım oranının en az % 1 olma zorunluluğu bu elementin önemini ortaya koymaktadır (Savaşkan, 1999).

Teknolojik gelişmelere paralel olarak malzemelerin yüzey özelliklerini geliştirmek ve yeni mühendislik özellikleri kazandırmak amacıyla yüzey mühendisliğine olan ilgi daha da artmaktadır. Çünkü malzemelerde meydana gelen aşınma, korozyon ve sürtünme gibi istenmeyen etkileri önlemek amacıyla yüzey modifikasyonu işlemlerine gerek duyulur. Oluşturulan yüzey katları, yüzeyin mekanik özelliklerini geliştirerek onların kullanılacakları ortama karşı daha dayanıklı olmasını sağlar. Yüzey işlemleri uygulandıkları metalin sadece mekanik özelliklerini geliştirmek için değil, aynı zamanda onlara estetik güzellik kazandırmak amacıyla da yapılmaktadır.

Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerini geliştirmenin en basit ve ekonomik yolu, ısıtılma işlemlerinden yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeksizin yapılan yüzey sertleştirme işlemleridir. Bu yolla; metal yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, iç kısmının ise yeterli dayanımda ve enerji absorbe edecek şekilde tok olarak kalması sağlanır. Ayrıca difüzyon esaslı yöntemlerle de yüzey başkalaşımı sağlamak mümkündür(Yıldırım ve diğ., 2001a; Avner, 1986).

2. ÇELİĞİN TANIMI

Çelik, içerisinde en fazla % 1.7 oranında karbon, % 0.8'den fazla mangan, % 0.5'e kadar silisyum, % 0.05'den daha az oranlarda kükürt ve fosfor bulunan, daha farklı özelliklere ulaşmak amacıyla değişik oranlarda Cr, Ni, Mo, V, W, Co, vs. diğer alaşım elementlerinin katılabildiği demir-karbon alaşımıdır.

2.1 ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

Çeliklerin incelenmesini kolaylaştırmak ve onları daha yakından tanımak amacıyla bazı ortak özellikler göz önünde bulundurularak çeşitli sınıflandırmalar yapılır (Yıldırım ve diğ., 2001a).

Çeliklerde genellikle aşağıdaki genel sınıflandırma yapılır. Bunlar,

1. Üretim yöntemlerine göre çelikler,
2. Kullanılma alanlarına göre çelikler,
3. Alaşım durumlarına göre çelikler,
4. Ana katkı maddesine göre çelikler,
5. İç yapı ve metalografik yapılarına göre çelikler,
6. Kalite durumlarına göre çelikler,
7. Fiziksel ve kimyasal özelliklerine göre çelikler,
8. Sertleştirme ortamlarına göre çelikler, şeklinde sıralanırlar.

2.2.ÇELİKLERLE İLGİLİ BAZI ÖNEMLİ BİLGİLER

2.2.1 Sade Karbonlu Çelikler

Bunlar yapılarında eser miktarda Mn , Si , P , O , N gibi çelik üretim yöntemlerinden gelen elementler bulunduran demir – karbon alaşımlarıdır.

Sade karbonlu çelikler ucuzdur ve bunlardan düşük karbonlu olanlar kolayca şekillendirilebilirler. Mekanik özellikleri yapılarında bulunan karbon oranı ve üretim sırasında gösterilen özene bağlı olarak değişir ve sınırlıdır. Bugün için üretilen çeliklerin % 90'ı sade karbonlu çeliktir. Sertleşme yetenekleri azdır. Sertleştirme işlemlerinden sonra parçalarda çatlama , çarpılma ve iç gerilmelere rastlanır.

Kalın kesitli parçalar, istenilen düzeyde sertleştirilemezler. Korozyonik ortamlara karşı dayanıksızdırlar. Alevle ve indüksiyonla yüzey sertleştirmeye yakındırlar (Yıldırım ve diğ., 2001a).

Yapılarındaki karbon oranlarına göre sade karbonlu çelikler kendi aralarında :

- Az karbonlu çelikler (% 0.05 – 0.3 C)
- Orta karbonlu çelikler (% 0.3 – 0.8 C)
- Yüksek karbonlu çelikler (% 0.8 – 1.7 C)

şeklinde sınıflandırılır. Yine aynı çelikler ;

- Ötektoid altı çelikler (% 0.05 – 0.83 C)
- Ötektoid üstü çelikler (% 0.83 – 1.7 C)

olarak da sınıflandırılabilirler.

2.2.2 Alaşımli Çelikler

Sade karbonlu çeliklerin kullanılma alanları sınırlıdır. Bunlarda derinliğine sertleşme yetenekleri ve korozyona dayanımları iyi değildir. Bu özelliklere ulaşmak için çeliğe alaşım elementleri ilavesi şarttır.

Çeliğe bazı alaşım elementlerinin katılması çeliğin çeşitli özelliklerini geliştirir. Çeliklerin sınıflandırılmasında alaşım elmanlarının etkisi büyüktür.

Dolayısıyla alaşımli çelikleri aşağıdaki gibi sınıflandırmak mümkündür ;

- Az Alaşımli Çelikler: Bünyesinde % 5'den az alaşım elemanı bulunduran çelikler.
- Orta Alaşımli Çelikler: Bünyesinde % 5-10 alaşım elemanı bulunduran çelikler.
- Yüksek Alaşımli Çelikler: Bünyesinde % 10 dan fazla alaşım elemanı bulunduran çelikler.

Az alaşımli çelikler yüksek dayanım gösteren yapı ve imalat çelikleridir. Yüksek alaşımli çelikler genellikle paslanmaz çelikler , özel amaçlı takım çelikleri ve manyetik özellikli çeliklerdir (Yıldırım ve diğ.,2001a; Demirci, 2004).

2.2.3 Paslanmaz Çelikler

Bunlar oksitlenme ve korozyon gibi çevresel etkilere dayanıklı çeliklerdir. Bu özellikleri bileşimlerinde bulunan kromdan ileri gelir. Paslanmanın dışında başka özelliklerinde arzulandığı durumlarda kromla birlikte alaşıma başka elementler de katılmaktadır. Bu elementlerden en çok kullanılanı nikel (Ni), molibden (Mo) ve mangan (Mn)'dir.

Sertleşebilen paslanmaz çelik bileşiminde % 12-14 Cr bulundurulur. Martenzitik yapıya ulaşabilmek için bünyede bir miktar karbon bulunması gerekir.

Krom alaşımlı bir çeliğin korozyona dayanıklılığı bu elementin varlığı ile çelik yüzeyinde ince bir oksit katının oluşması ile açıklanır. Bu oksit katı demiri dış etkilere korur (Meran, 2003).

2.3 ÇELİKTE ALAŞIM ELEMANLARININ GENEL ETKİLERİ

Ham demirin içerisinde bulunan % 4 oranındaki karbonun çeşitli yöntemlerle % 2'nin altına düşürülmesiyle çelikler elde edilir. Çelikler bileşimlerinde % $0.1 < C < 2$ oranında karbon bulundurlar.

Çelikler içerisindeki karbon bileşimine göre farklı özellikler gösterirler. Az karbonlu çelikler genel amaçlar için kullanılan en ucuz çelik türüdür. Sünekliği yüksektir, kolay işlenir ve su verme ile sertleşmez. Orta karbonlu çelikler genellikle daha yüksek mukavemetli olup, su verme ile sertleşebilirler. Yüksek karbonlu çelikler çok sert olup işlenmesi zordur.

Çeliğin bünyesinde karbonun haricinde çeşitli alaşım elementlerinden belirli oranlarda katarak daha yüksek dayanımlara ve ısıya, soğuğa, korozyona daha dayanıklı yapılar elde edilebilir. Örneğin belirli bir karbon bileşiminde çelik göz önüne alındığında katılan alaşım elementlerinden kromun çeliğe sertlik ve dayanımı, nikel ve manganezin ise tokluk kazandırdığı bilinmektedir (Yıldırım ve diğ., 2001a).

Kromun çeliğe sertlik ve aşınma dayanımı kazandırdığı söylenirken, şüphesiz % 2 C ve % 12 Cr'lu takım çeliği göz önünde tutulmuştur. Çünkü bu çelik sertleştirme işleminden sonra gerçekten sert ve aşınmaya dayanıklı bir yapıdadır. Bununla beraber eğer % 0.10 C ve % 12 Cr'lu çelik seçilirse elde edilen sertlik çok yüksek olmaz.

Aynı şekilde manganez % 13 oranında katıldığında çeliğe tokluk kazandırır (Hadfield çeliği). % 1 ile % 2 oranında kullanıldığında çeliğin özelliklerine değişken bir etki gösterir. Bu durumda çeliğin tokluğu ya azalır ya da artar. Alaşım elementleri çeliğin farklı bir iç yapıya ulaşmasını sağlayarak pratikte istenilen çekme mukavemeti, akma sınırı, çentik darbe sünekliği gibi mekanik özellikler ile kaynak edilebilme kabiliyeti, sertleşme kabiliyeti gibi işlenebilme özelliklerinin iyileştirilmesinde etkili olur (Yıldırım ve diğ., 2001).

Bir iç yapı genellikle bir ısıtma işlemi sonucunda elde edilir. Bunun sonucu olarak alaşımlı çeliklerin hemen tamamının ısıtma işleminden sonra kullanıldığını söylemek mümkündür.

Alaşım elementlerinin en önemli özelliği belli bir fazın oluşumunu geliştirmek veya onu kararlı hale getirmektir. Bu özelliği veren alaşım elementlerini:

- a) Ostenit oluşturucu,
- b) Ferrit oluşturucu,
- c) Nitrür oluşturucular olmak üzere üç gruba ayırmak mümkündür.

2.3.1 Ostenit Oluşturucu Elementler

Manganez, nikel, kobalt, azot, çinko bu gruba ait olan elementlerdir. Bu elementler yüksek oranlarda bulunurlarsa, ostenit alanını genişleterek ostenit kararlılığını oda sıcaklığına ve daha aşağılara indirirler. Böylece oda sıcaklığında bile kübik yüzey merkezli kristal kafesine sahip olan ostenitik çelikler elde edilir.

Büyük oranlarda Ni ve Mn, çeliğı oda sıcaklığında bile ostenitik halde tutar. Buna en tipik örnek olarak bileşimi (genel olarak) % 1 C, % 13 Mn ve % 1.2 Cr olan Hadfield çeliğı verilebilir. Bu çelikte Mn ile C ostenitin kararlı hale gelmesinde önemli rol oynarlar. Diğeri bir örnek % 18 Cr, % 8 Ni içeren ostenitik paslanmaz çeliklerdir. Ostenitik çeliklerin kendine özgü özellikleri vardır. Bunlar:

- Yüksek şekil değıştirebilme kabiliyeti ostenitik paslanmaz çeliklerde görülen önemli bir özelliktir. Örneğın Cr-Ni çelikler kübik yüzey merkezli kristal kafesi nedeniyle düşük sıcaklıklarda (-200 °C) dahi sünekliklerini kaybetmezler.
- Düşük akma sınırı ve daha yüksek çekme mukavemetine sahiptirler. Bu nedenle plastik şekil değıştirmeye yatkındırlar.
- Manyetik değıldirler ve dönüşüme uğramazlar. Bu nedenle sertleştirme ve normalizasyon işlemleri mümkün değıldir.
- Korozyona dayanıklıdırlar.

2.3.2 Ostenitik Yapı

Yaklaşık olarak % 1.2 C ve % 12 Mn içeren X120Mn12 sert manganez çelikleri bu yapıya sahiptir. Su verilmiş durumda üretimden çıktıkları için tamamen ostenitik yani sünek fakat sert olmayan bir yapı gösterirler. Çelik böylece kuvvetli olarak soğuk sertleştirilir. Merkez ise değışmez ve sünek kalır.

Sürtünme şeklindeki aşınmalara karşı uygun değıldir. Sadece basma şeklindeki bölgesel darbelerin çeliğı akma sınırına kadar etkilediğı durumlar için bu çelik kullanılır. Böyle etkilere maruz kalan yapı parçaları olarak tren yolu makasları, değırmen astarları ve sert maddeler için çeneli ve darbeli kırıcılar sayılabilir. Soğuk sertleştirilmiş tabaka zamanla aşınmasına rağmen devamlı olarak kendini yeniler.

2.3.3 Ferrit Oluşturan Elementler

Bu grubun en önemli elementleri krom (Cr), silisyum (Si), molibden (Mo), vanadyum (V), titanyum (Ti), ve alüminyum (Al)'dur. Bu alaşım elementlerinin büyük bir kısmı kübik hacim merkezli sistemde kristalleşir. Eger yüksek oranlarda bulunurlarsa demiri de kübik merkezli olarak kalmaya zorlarlar. Bu çelikler katılaşma sırasında dönüşmeye uğramadan soğudukları için ferritik çelikler olarak adlandırılırlar.

Sadece düşük krom oranlarına sahip çelikler soğuma sırasında kübik yüzey merkezli olabilirler. Ostenit alanının altında tekrar kübik hacim merkezli hale dönerek ferritik olurlar.

Ferritik çeliğe bir örnek olarak transformatör saçlarının malzemesini verebiliriz. Bu malzeme % 3 Si içeren düşük karbonlu bir çeliktir. Ferritik çeliklerin kendine özgü özellikleri vardır. Bunlar:

- Manyetiklerdir, kısmen kendilerine özgü manyetik özelliklere sahiptirler.
- Isıya dayanıklıdır, kısmen yüksek sıcaklığa dayanabilirler. Bunlarda kav oluşumuna rastlanmaz.
- Korozyona dayanıklıdır. Ancak bunun için saf ferritik olmaları gerekir.
- Soğuk şekil değiştirmeleri zordur, soğukta gevrek bir yapıya sahiptirler.
- Dönüşmeye uğramazlar, sertleştirme veya normalizasyon işlemlerinin uygulanması mümkün değildir (Yıldırım ve diğ., 2001).

2.3.4 Karbürler

Krom gibi ferrit oluşturan elementler aynı zamanda karbür yapıcıdır. Karbür yapıcıların çoğunluğu da demire bağlı olarak ferrit oluşturuca özelliktedirler. Karbür oluşturan elementlerin karbona olan afiniteleri soldan sağa doğru şöyledir. Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, Ta, Zr. Bu elementler takım çelikleri için çok önemlidir. Çünkü sert karbürler oluşturup talaş kaldırmaya ve aşınmaya karşı dirençleri yükselir.

2.3.5 Nitrür Oluşturucular

Tüm karbür oluşturuca aynı zamanda nitrür yapıcı elementlerdir. Azot, çeliğin yüzeyine nitrüleme yoluyla sokulabilir. Farklı alaşım elementlerinin sert nitrürler oluşturarak veya çökeltme sertleşmesi yoluyla çeliğin sertliğini artırma eğilimleri incelendiğinde; Cr, Ti, Mo, Al ve V gibi nitrür oluşturuca elementlerin sertlikte artışa neden olduğu gözlenmiştir. Buna

karşılık Ni gibi nitrür oluşturmamayan elementlerin sertlikte önemli bir artışa neden olmadığı görülmüştür.

2.3.6 Birden Fazla Elementin Çeliğe Etkisi

Alaşımli çeliklerin büyük bir kısmı sadece bir tek alaşım elementi değil, iki veya daha fazlasını içerirler. Burada karbon alaşım elementi olarak sayılmaz. Si ve Mn da her çelikte bulunduğu için miktarları % 0.5 Si ve % 0.8 Mn 'ı geçerse alaşım elementi sayılırlar. Birden fazla elementin iç yapıya etkisi zannedildiği kadar kolay açıklanamaz.

Buna örnek olarak krom-nikel alaşımlarını incelenecek olursa burada, krom ve nikelin etkilerinin birbirinin tersi olduğu görülür. Şöyle ki:

Krom (Cr): Karbür oluşturur. Ostenit bölgesini kapalı duruma getirir ve ferritik çelikleri oluşturur.

Nikel (Ni): Katı eriyik oluşturur. Ostenit alanını genişletir ve ostenitik çelikleri oluşturur. Her iki elementin çelikte bulunması zannedildiği gibi etkileri ortadan kaldırmaz. Aksine krom nikelin etkisini kuvvetlendirir (Kınıkoğlu, 2001).

2.4 ALAŞIM ELEMENTLERİNİN GENEL ETKİLERİ

2.4.1 Ferritin sertliğine etkileri

Ferrit içinde katı eriyik oluşturan tüm alaşım elementleri ferritin sertliğine etki ederler. Çeliklerde en çok bulunan alaşım elementlerinden Si ve Mn ferritin sertliğine en fazla etkide bulunan iki elementtir. Cr ise en az etkiyi gösterir. Bu nedenle Cr, soğuk işlem görecekt çeliklerde kullanılan en uygun alaşım elementidir.

2.4.2 Tane Büyümesine Etkileri

Tane büyümesini sınırlandırılmasında en önemli element vanadyumdur. Vanadyumun çelik içinde çok düşük oranlarda (% 0.1) kullanımı bile sertleştirme işlemi sırasında tane büyümesini durdurmak için yeterlidir. Bunun nedeni vanadyumun sertleştirme sıcaklıklarında homojen dağılmış karbürler ve nitrürler şeklinde bulunmasıdır. Bu tür karbürleri veya nitrürleri katı eriyik içine alabilmek için yüksek sıcaklığa çıkarmak gerekir. Bu nedenle alışılagelmiş sertleşme sıcaklıklarında vanadyum bileşikleri tane büyümesi için bir engel teşkil ederler. Eğer sıcaklık normalinden daha yüksek değere çıkartılırsa, vanadyum bileşikleri çözündürülebilir.

Ancak bu durumda çeliğin tane boyutunun büyümesi söz konusu olabilir. Böyle bir özellikte çeliğin mekanik özelliklerinde (darbe mukavemeti başta) düşme görülür. Ti, Ta ve Nb da vanadyuma benzer etkiler gösteren iki elementtir.

Yüksek hız çeliklerinde ve diğer alaşımlı takım çeliklerinde W, Mo çift karbürleri de VC ve VN ve benzer şekilde tane büyümesini engeller. Yüzey sertleştirmede kullanılan ince taneli çeliklerin imalinde istenilen sertleştirme etkisi ergimiş metale Al ilavesi ile sağlanır. Bunun için uygulanan pratik yöntem, önce oksijen miktarını belli bir seviyeye indirmek ve sonra çeliğe azot miktarına bağlı olarak Al ilave etmektir. Çelik soğuk iken Al-N partiküllerinin dağılımı sağlanır ve çeliğin normal sertleştirme sıcaklığında tane büyümesi bu partiküller tarafından engellenir (Yıldırım ve diğ., 2001b).

2.4.3 Ötektoid Noktasına Etkileri

Ostenit oluşturu elementler A₁ sıcaklığını düşürücü, ferrit oluşturu elementler ise yükseltici etki gösterirler. Örneğin % 12 Cr ve % 0.4 C içeren ötektoid bileşiminde bir krom çeliği için ötektoid karbon sıcaklığından daha yüksek ostenitleme sıcaklığı gerekirken % 3 Ni içeren çelik 700 °C ‘nin altında ostenitik hale geçer. Bu hususların A₁ sıcaklığı civarında kullanılan çelikler için büyük önemi vardır. Ötektoid nokta, % 0.8 C oranında ve 723 °C sıcaklıkta oluşur. Örneğin % 5 Cr u çeliğin ötektoid noktası % 0.5 C içeriğindedir. Tüm alaşım elementleri bu noktanın karbon konsantrasyonunu düşürür.

2.4.4 Martenzitin Oluştığı Sıcaklığa (Ms) Etkisi

Co dışındaki tüm alaşım elementleri Ms (martenzit dönüşümünün başladığı sıcaklık) ve Mf (martenzit dönüşümünün bittiği sıcaklık) değerlerini düşürürler. % 0.5 ‘den daha yüksek karbon içeren çeliklerin büyük bir çoğunluğunun Mf ‘i oda sıcaklığının altındadır. Bu durum, çeliklerin sertleştirme sonrası pratik olarak bir miktar dönüşmemiş ostenit içerdikleri anlamına gelir. Aşağıda verilen bağıntıda her bir alaşım elementinin % konsantrasyonunu kullanarak Ms saptanabilir. Bu bağıntı tüm alaşım elementlerinin ostenit içerisinde çözünmeleri söz konusu olduğunda geçerlidir.

$$Ms = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$

Yüksek ve orta alaşımlı çelikler için Stuhlmann, Ms için aşağıdaki bağıntıyı önermektedir.

$$M_s (^\circ C) = 550 - 350C - 40Mn - 20Cr - 10Mo - 17Ni - 8W - 35V - 10Cu + 15Co + 30Al$$

Tüm alaşım elementlerinin arasından Ms 'e en fazla etki eden karbondur.

2.4.5 İzotermal Dönüşüm Süresinin Perlit ve Beynit Dönüşümüne Etkileri

Co dışındaki bütün alaşım elementleri ferrit ve sementit oluşumunu geciktirirler. TTT diyagramlarında eğrileri sağa doğru kaydırırlar. Alaşım elementlerinin dönüşümlere etkilerini formüle edecek bir kuralı saptamak oldukça zordur. Ancak bazı elementlerin diğerlerine oranla beynitik dönüşümleri daha fazla etkiledikleri, diğerlerinin de bu konuda ters davrandıkları kesin olarak tespit edilmiştir.

Belli elementler belirli bir orandan fazla kullanıldıklarında dönüşümleri kesin olmamakla beraber arttırabilirler. Ancak bunların ilave miktarlara mevcudu diğer alaşım elementleriyle sınırlandırılır. Yüzey sertleştirme işlemi uygulanan çelikler ve takım çelikleri için perlit-beynit dönüşümünün başlaması için geçen süre, karbon miktarı % 1 'i aştığından azalır. Takım çelikleri ve yapı çeliklerinde Si konsantrasyonu % 1.5 ve daha fazla olduğunda perlit dönüşümü hızlanır. Sade karbonlu çelikler için C miktarında % 0.30 'dan % 1 'e kademeli bir artış, ihmal edilebilir bir etki sağlar. Fazla etkiler ancak alaşım elementlerinin kombinasyonuyla sağlanır (Yıldırım ve diğ., 2001 a).

2.4.6 Kaynak Kabiliyetine Etkisi

Bir çeliğin ergitme kaynağına uygun olması, büyük ölçüde içerdiği karbon miktarına bağlıdır. Ayrıca alaşım elementleri de mevcut ise kaynak dikişinin soğuması sırasında havanın ve parçanın soğuk kısımlarının etkisi ile sertleşme yani kaynak bölgesinde kısmen martenzit oluşur. Bundan dolayı gevrekleşen malzeme, soğuma sırasında oluşan kendini çekme sonucu çatlar. Bileşimdeki alaşım elementlerinin aynı şekilde etki eden bir eşdeğer karbon miktarı şeklinde hesaplanır. Bu hesaplama için deneysel yollarla bulunmuş karbon eşdeğeri formüllerinden yararlanılır.

Örnek:

$$Ceş = C + Mn/6 + Cr/5 + Ni/15 + Mo/7 \text{ \% 'de oranı}$$

Karbon eşdeğeri bir nevi kabul edilen miktarı olarak düşünülebilir. Bu değere göre çelikler aşağıdaki gibi sınıflandırılır:

$Ceş < \% 0.45$ ise, iyi kaynak edilir.

$\% 0.45 < Ceş < \% 0.6$ ise, şartlı kaynak edilir.

$Ceş > \% 0.6$ ise, zor kaynak edilir.

Şartlı kaynak edilebilmenin anlamı, malzemenin ancak ön ısıtma veya tamamlayıcı bir ısıtma işlemi gibi belirli şartlar altında kaynak edilebilmesidir. Zor kaynak edilebilir çelikler ostenitik elektrotlar (Cr-Ni-Mn alaşımlı çelik) ile kaynak edilebilir. Kaynak metalinin bu malzemeden meydana geleceğinden sertleşmez ve akma sınırı düşük olur. Soğuma sırasında oluşan kendine çekmede ise kaynak metalinin bir miktar plastik değişmeye uğrayarak kendini bırakır. Böylece kaynak bölgesindeki gerilmeler tehlikeli bir büyüklüğe erişmez.

Krom ve silisyum elementleri kaynak işlemi sırasında yanarlar ve yüksek sıcaklıklarda ergiyen oksitler oluştururlar. Bu oksitler kaynak dikişinin kenarlarının akarak birleşmesini önler. Aynı şekilde birlikte yanan manganezin oluşan oksidi diğer oksitlerin ergime noktalarını düşürür. Böylece Mn diğer elementlerin olumsuz etkisini telafi eder (Yıldırım ve diğ., 2001 b).

2.4.7 Sertleşme Kabiliyetine Etkisi

Alaşımlı çeliklerin sertleşme derinlikleri, alaşımsız çeliklerinkinden fazladır. Alaşımlı çeliklere daha fazla su verilir. Sertliğin derecesini (Rockwell birimi olarak) karbon miktarı tayin eder ve bu değer

$$HRC = 65 \dots 66 \text{ 'dan daha yüksek olamaz.}$$

2.4.8 Alaşım Elementlerinin Sertleşme Derinliğine Etkisi

Uçtan su verme eğrileri ile alaşım elementlerinin sertleşme derinliğine etkisi çok iyi takip edilebilmektedir. Bu eğriler Jominy deneyi olarak bilinen uçtan su verme deneyi ile tespit edilir. Örnek olarak $\% 0.6 C$ 'lu $C 60$ çeliği yüksek sertliğe sahip olmasına rağmen sertleşme

derinliđi dūřúktur. % 0.3 C, % 2.5 Cr ve % 0.2 Mo içeren alařımlı eliđin (30CrMoV9) sertliđi daha dūřúđ olmasına ragmen sertlik uçtan uzaklařtıķa dūřúđ miktarda azalır. Yani sertleřme derinliđi daha fazladır. Bir diđer elik tūřu; 42CrMo4 zellikleri bakımından bu iki çeliđin arasında kalır. Ancak % 1 Cr ve % 0.3 Mo içermektedir. Bu sebepten dolayı, daha yūđsek alařımlı olan 30CrMoV9 ‘a göre sertleřme derinliđi daha dūřúktur. Fakat karbon miktarı daha yūđsek olduđundan yūzey sertliđi daha yūđsektir.

2.4.9 Alařım Elementlerinin Ostenit Dnūřım Hızına Etkisi

Dnūřım sıcaklıđı ve hızı ile ilgili daha kesin deđerlerin verilmesi, demir karbon faz diyagramında mūmkūn deđildir. ūnkū bu denge diyagramı diđer būtūn diyagramlar gibi çok yavař sođuma için geçerlidir. Ostenitin hızlı sođuma sırasındaki dnūřımı, sıcaklık-zaman dnūřım diyagramından (TTT diyagramından) takip edilebilir.

ūretilen çeliklerin būyūđ bir kısmının TTT diyagramları vardır. Bu tip diyagramların çizilmesi için çok geniř kapsamlı seri halde deneyler yapılmalıdır. TTT diyagramlarından ostenitin ne kadar zaman içerisinde ve hangi sıcaklıkta diđer yapı řekline dnūřmeye bařladıđı ve bu dnūřımın ne zaman tamamlandıđı grūlebilir.

Ostenitin dnūřtūđı diğer i yapılar; ferrit, perlit, ara kademe iç yapısı olan beynit ve martenzittir. Ayrıca diyagramlar çeliğin bileşen miktarını yūzde oranı olarak ve oluşan iç yapının oda sıcaklığındaki sertliğini vermektedirler (Yıldırım ve diğer., 2001b).

2.5 ALAşIM ELEMENTİ OLARAK KROM VE MANGANIN ÇELİĞE ETKİLERİ

2.5.1 Krom

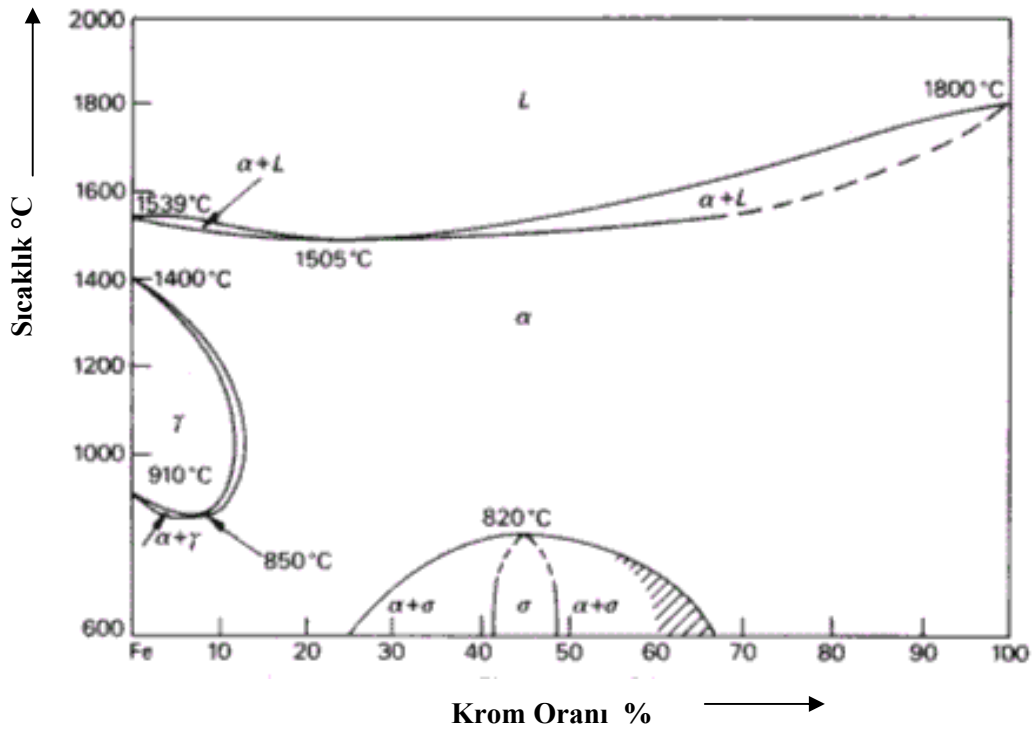
elik, ūretim endūstrisinin temel metalik elemanıdır. Kaliteli inřaat ve takım çeliđi yapımında önemli yer tutar. Krom, kritik sođuma hızını dūřūrūr. Yūđsek sertlik ve ūstūn ařınma dayanımı zelliginde, hidrojen gazına karřı dayanıklı karbūrler oluřturur. Sertleřtirici ve tane kūūltūcū etkileri vardır.

Dūřúđ karbon içerikli çeliklerde % 12’nin ūzerine çıkacak krom katkı deđerlerinde elik paslanmaya ve asitlere karřı ūstūn bir dayanım gösterir. Krom içeriđi % 17’yi ařan çelikler ısıya ve yūđsek çalıřma sıcaklıklarına dayanıklıdır ve doku yapıları tamamen ferritiktir. Kromlu elikler ısıl iřlemlerden geçirildikten sonra kullanılırlar.

Mangan, molibden, vanadyum ve nikel ile birlikte çeliğin ısı ve aşınma dayanımını daha da artırmak olanaklıdır. İslah çeliklerinde bu elementlerden molibdenin katılması temper gevrekliğini 550 dereceye kadar olan tüm sıcaklıklar için önler.

Bilyalı ve masuralı rulmanların sahip olması gereken yüksek sertlik ve süneklik özelliklerinin sağlanması için % 1 C'lu ve % 1.5'a kadar krom katkılı çelikler kullanılır. Düşük alaşımlı çeliklerden sürünme dayanımı en yüksek olanı % 2,25 Cr ve % 1 Mo içeren çeliktir. Bu çelik termik ve nükleer santrallerde kullanılmaktadır. Sürünme direnci yüksek çeliklerde genel anlamda krom molibden ve vanadyum gibi karbür oluşumuna yakın metaller bulunur. Soğuk ve sıcak çalışılan işlerde, kesme işlerinde kullanılan makinalarda krom vazgeçilmez bir alaşım elemanıdır.

Krom oranı arttıkça çeliğin kaynak edilebilme yeteneği azalır. Her % 1 Cr artışında malzemenin çekme dayanımı 80-100 N/mm² artış gösterir. Aynı oranda olmamakla beraber yine akma sınırında bir yükselme, çentik darbe tokluğunda düşme görülür (Yıldırım ve diğ., 2001b).



Şekil 2.1 Demir krom ikili faz diyagramı (Kınıkoğlu, 2001)

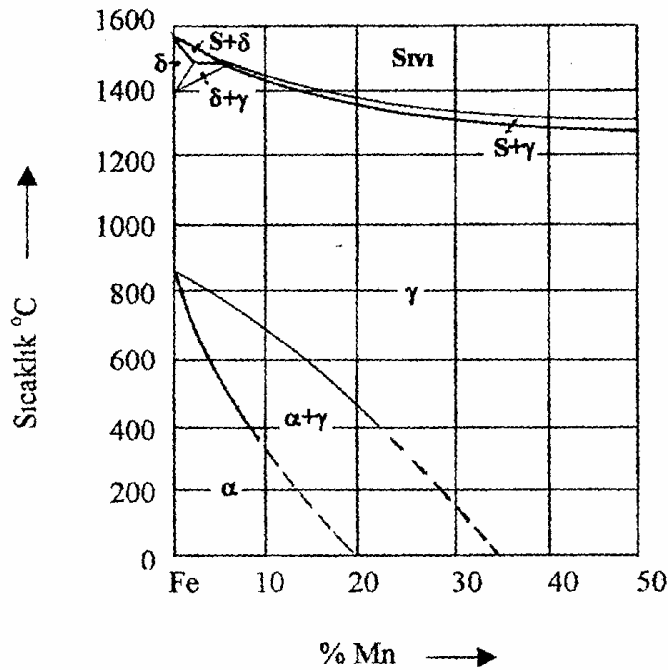
2.5.2 Mangan (Mn)

Mangan çeliğe ferromangan şeklinde dezoksidasyon elementi olarak verilir. Bu metalin % 0,8 i aşan oranlardaki katkılarında manganlı çelik alaşımlarından söz edilir. Çekme dayanımı ve akma sınırı % 0,7 mangan değerine çıkıncaya kadar uzamada fazla düşüş olmamasına karşın artma gösterir.

Az oranda mangan içeriği çentik darbe tokluğunu olumlu yönde etkilerken kritik soğuma hızını önemli ölçüde düşürür. Artan mangan içeriği ile tane irileşmesi oluşumuna yol açar. % 1 C lu ve % 12'nin üzerinde mangan içerikli çelikler aşınmaya dayanıklı olurlar ve ostenitik yapı gösterirler.

% 0,9 – 1,4 mangan alaşımlı sade manganlı çelikler üstün dayanımlı boru ve kazan sacı yapımında kullanılır. Bu çelikler ayrıca, ıslah çeliklerinin kaynağında kaynak çubuğu olarak, aşınmaya dayanıklı rayların yapımında ve benzeri işlerde de kullanılmaktadır. Silisyumla birlikte üstün dayanımlı inşaat çeliği veya ıslah çeliği olarak kullanılır.

Mangan çeliğin dövülebilme ve kaynak edilebilme özelliklerine olumlu etkide bulunur. Yüksek karbonlu çeliklere düşük karbonlu çeliklerden daha çok etki eder. Paslanmaya aşınmaya ve az oranda ısı etkilerine karşı dayanıklılığı iyileştirir.



Şekil 2.2 Demir mangan ikili denge diyagramının demir köşesi (Yıldırım ve diğ., 2001 b)

Yukarıdaki şekilde demir-mangan iki bileşenli faz diyagramı verilmiştir. Mangan, (γ) bölgesini açan, ostenit dönüşümünü ve dolayısı ile A_3 sıcaklığını alçak sıcaklıklara kaydıran elementlerden biridir. Bunun sonucu olarak % 35 Mn içerikli bir çelik alaşımı oda sıcaklığında bile ostenitik bir yapı gösterir. Diyagramın köşesinde katı eriyik faz bölgesi bulunur. Bu bölge (γ) fazı bölgesinden çift faz bölgesiyle ayrılır. Faz dönüşü, diyagramdan da görüleceği gibi ancak büyük konsantrasyon değişimleri ile sağlanabilir. Artan mangan içeriğinin, dönüşümü alçak sıcaklıklara kaydırması difüzyonun güçleşmesine ve hatta tamamen durmasına yol açar.

2.5.3 Mangan Çelikleri

Yapılarında % 5'ten fazla mangan bulunduran çelikler alışılmış normal soğutma hızlarında ferrite değil, kübik martenzite dönüşürler. Burada söz konusu olan ostenit martenzit dönüşümü, sade karbonlu çeliklerdeki dönüşüme benzemekle beraber; sadece burada oluşan martenzitte kafes atomları arasına karbon atomları sıkışmaz ve yapı da tetragonal yerine kübik olur. α_2 katı eriyiği olarak da tanımlanan bu martenzit, olduğu ostenitle aynı bileşime sahiptir ve bu nedenle de aşırı doymuş, kararsız (dengesiz), ancak oda sıcaklığında değişikliğe uğramayan bir görünümündedir.

Manganlı çeliklerde ostenit ferrit dönüşümü gerçekte % 13 Mn değerlerine kadar görülmektedir. Bu değerin üzerinde (α) fazına rastlanılmaz. Ostenit ise dengesizdir. Bu nedenle 170°C dolaylarında ostenitin difüzyon olmaksızın hekzagonal (ϵ) fazına geçtiği gözlenir. Bu fazın mikroskopik incelenmesinde ostenit kristallerine yerleşmiş ince iğneler oluşturduğu saptanır. Yapısında % 22'nin üzerinde mangan bulunduran çelikler sade ostenitik yapı gösterirler. Mangan kısmen ana kütleye karışır, kısmen de demir karbür içerisinde çözünür. Manganın kendine özgü özel bir karbür bileşiği yoktur.

Manganlı çeliklerin doku oluşumları hakkında bilgi edinmek için Fe-Mn-C üçlü faz diyagramının demir köşesini ele alan Guillet diyagramına göz atmak gerekir. Bu diyagrama göre, manganlı çelikler; düşük manganlı perlitik, orta manganlı martenzitik ve yüksek manganlı ostenitik olmak üzere üç ayrı grupta toplanabilirler. Guillet diyagramında verilen yapılara kesin gözü ile bakılmamalıdır. Örneğin % 1 Mn ve % 1,5 C lu bir çelik saf ostenitik değildir, hatta çok aşırı yavaş soğutmalarda bile yapısında bir miktar martenzit bulundurur. Her şeye rağmen diyagram teknikte geniş bir kullanıma alanı bulmuştur.

Teknikte perlitik, ferritik-perlitik ve ostenitik manganlı çelikler önem kazanmışlardır. Bileşimlerinde % 2-10 Mn bulunduran martenzitik çelikler gevrek oluşları nedeniyle kullanılmazlar (Yıldırım ve diğ., 2001b).

% 1 Mn katkısı ile çeliklerde çekme dayanımı ve akma sınırı 100 N/mm^2 artarken, uzama az oranda azalma gösterir. Mangan perlit oluşumunu güçleştirirken bainit oluşumunu kolaylaştırır. % 2-3 manganlı çelikler normalizasyon tavlama ile tamamen bainitik yapıya kavuşurlar. Mangan kritik soğutma hızını düşürürken derinliğine sertleşmeyi kolaylaştırır. Boyutları küçük % 2 Mn'lı çelik bir parça havada sertleşir. Kesit boyunca sertleşmenin doğal bir sonucu olarak, haddelenmiş ve normalizasyon tavı görmüş manganlı bir çelik iyi sünekliğinin yanı sıra çok iyi dayanım özellikleri gösterir. Islah edilmiş durumlarda mangan yapı çelikleri sade karbonlu çeliklerden daha iyi çekme dayanımı, akma sınırı ve çentik darbe dayanımı gösterirler. Manganlı çelikler aşırı ısıtmalara karşı duyarlıdır, bunun da nedeni $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ karbür bileşiğinin ostenit içerisinde sementitten daha çabuk çözünmesidir. Sonuçta malzemede temper gevrekliği söz konusu olur (Yıldırım ve diğ., 2001b).

Manganlı çeliklerde rastlanılan tipik bir oluşum doku yapısında uzunlamasına çizgilerin (damarların) görülmesidir. Bu durum, manganlı çeliklerde uzunlamasına ölçülen çentik darbe dayanımının, enlemesine ölçülenden fazla olmasına yol açmaktadır. Bu özellik manganın metalik olmayan yabancı elementlerle birleşerek MnS , MnO.SiO_2 ve 2MnO.SiO_2 gibi bileşikler oluşturması ve bu bileşiklerin sıcak biçimlendirmede bir çizgi üzerinde toplanmalarından kaynaklanır. Haddelenmiş manganlı çeliklerde ölçülecek çentik darbe tokluğu, uzunlamasına ölçümde enlemesine oranla dört kat daha fazla olarak elde edilir.

Islah çeliklerinde bazen yapıya mangandan başka vanadyum ve krom gibi alaşım elemanları da katılmaktadır.

Böyle çeliklere örnek olarak % 0,25 C, % 2 Mn ve % 0,12 V'lu 25MnV8 çeliği ile; % 0,2 C, % 1,25 Mn ve % 1,25 Cr'lu 20MnCr5 çeliği verilebilir. İlk çeliğin çekme dayanımı 900 N/mm^2 akma sınırı 700 N/mm^2 çentik darbe dayanımı 100 J/cm^2 olup, uzaması % 20 ve incilmesi de % 60'tır. İkinci çeliğin çekme dayanımı 1200 N/mm^2 akma sınırı 700 N/mm^2 ve uzaması % 10 olup, her iki çelikte de derinliğine sertleşme söz konusudur.

Ostenitik gruptan en önemli mangan çeliği % 1,2 - 1,4 C ve % 12 - 14 Mn'lı sert mangan ya da Hadfield çeliğidir.

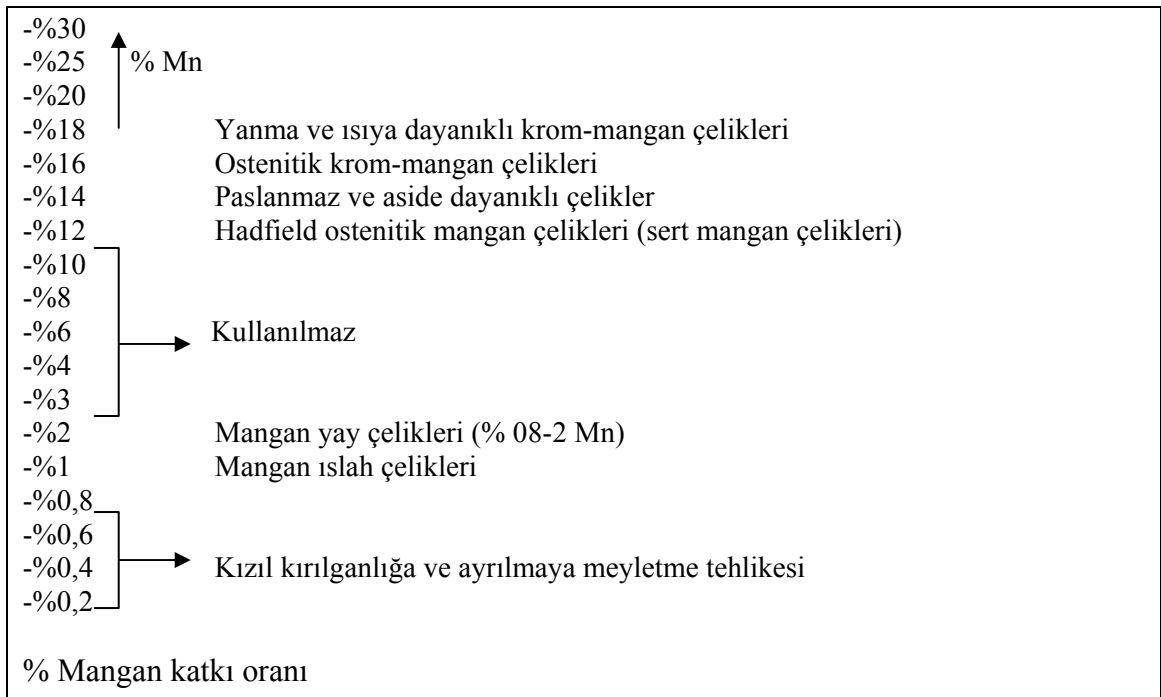
Bunlarda manganın karbona olan oranı 10 / 1 olarak verilir. Bu çelikler yüksek dayanım ve aşınmaya dayanıklılık, az sertlik ve düşük akma sınırı değeri gösterirler. Temiz işlenmiş yüzeylerde % 80'e ulaşan bir uzamaya sahiptirler.

Sert manganlı çeliğinin işlenmesi için sinterlenmiş karbürlerle (elmas uçlar) çalışılması veya parçanın taşlanması gerekir. Şekillendirmede döküm ilk sırayı alır. Yüzeyin mekanik zorlamalardan doğan plastik şekillenmesi ile, yüzeyde Brinell sertlik 200 HB den 500 HB'ye çıkar. Tüm ostenitik çeliklerde olduğu gibi sert mangan çeliği de manyetik özellik göstermez.

Aşınmaya karşı gösterdiği üstün dayanım nedeniyle sert mangan çelikleri aşırı zorlamalara maruz ekskavatör (bager), dozer ve loder kepçeleri, kırıcı (konkasör) çeneleri, ray kesişme bölgelerinin temel parçaları bu çelikten yapılır. Bazen de yüzeyde kaynakla amaçlı olarak bir sert mangan tabakası oluşturulabilir. Ancak böyle durumlarda ostenit ve ferritin farklı uzama katsayılarından kaynaklanan bir kristaller arası gerilme yırtılması söz konusu olabilir. Bu nedenle aşınmayı önlemek amacı ile yapılacak sert mangan tabakası kaplamalarda parça çok yavaş soğutulmalıdır.

Dövülmüş bir sert mangan çeliği yüksek sıcaklıklardan yavaş yavaş soğutulacak olursa, tane sınırlarında yavaş yavaş $(Fe,Mn)_3C$ karbürü ayrışır. Bazen de, soğutmanın aşırı derecede yavaş olması durumunda, karbür ayrışması iğnemsî ve tane içerisinde bulunacak şekilde ortaya çıkar. Sert mangan çelikleri; ani soğutmalarda yumuşak ve sünek, tavlamalardan sonra sert karakterdedir.

Tablo 2.1 Mangan çeliklerinin mangan oranları, ad ve özellikleri (Yıldırım ve diğ., 2001b)



Buna neden $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'den itibaren yapılacak soğutma işlemlerinde karbonca aşırı doymuş, homojen bir ostenit fazına ulaşılmasıdır. Böyle bir çeliğin Brinell sertliği 190 HB, çekme dayanımı $1000\text{ (N/mm}^2\text{)}$ ve uzaması da % 50 dolaylarında bulunur. Aynı çeliğin 10 saat $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de tavlınması ile yapı ostenitten ince lamelli perlit ve martenzite dönüşür. Çelik öylece manyetik özellik kazanırken sertliği de 400 HB'ye kadar yükselir (Yıldırım ve diğ., 2001b; Schumann, 1964).

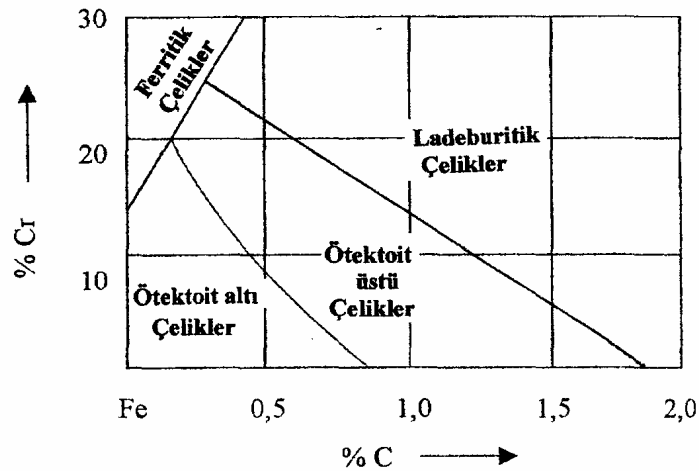
2.5.4 Krom Çelikleri

Krom çeliklerinde % 0,3 ile % 30 arasında krom bulunur. Şekil 2.2’de demir-krom iki bileşenli denge diyagramı verilmiştir. Demir ve krom yüksek sıcaklıklarda geniş bir konsantrasyon aralığında kübik hacim merkezli (α) katı eriyik fazı oluştururlar. Yaklaşık % 15 Cr oranında ve 1400 °C sıcaklıkta alaşım azeotropik bir ergime minimumu gösterir.

Krom, demirin A_3 sıcaklığını alçak değerlere kaydırırken; A_3 sıcaklığı önce hafif alçalır, % 10’den fazla krom içeren alaşımlarda bu sıcaklık tekrar yükselir. Karbonsuz, % 15 Cr içerikli çeliklerde gama bölgesi tamamen kapanır ve dolayısı ile bundan fazla olan krom yüzdelерinde çelik oda sıcaklığından ergime sıcaklığına kadar ferritik kalır. Krom içeriği yüksek olan çelikler, hızlı soğutma işleminden sonra da ferritiktir. Ancak bu çeliklerin (% 25-70 arasında krom içeren çelikler) 1000 °C’den çok yavaş bir şekilde oda sıcaklığına soğutulması ve 600-900 °C’de uzun süre tavlınması ile sert ve gevrek olan bir bileşik kristal yapısı FeCr fazı oluşur. Yapılarında (δ) fazı bulunduran parçalar iyice gevrekleştiklerinden teknik açıdan kullanılmayacak duruma gelirler.

(δ) fazının doku yapısından uzaklaştırılması için parçanın tekrar 1200 °C’ye ısıtılıp, söz konusu gevrekliği veren fazın çözündürülmesi ve sonra çabucak soğutulması gerekir. Karbonlu demir-krom ve demir-nikel alaşımlarında yapılar karbonsuz çeliklerden biraz daha farklıdır.

Krom, demir-karbon faz diyagramının hem ötektoid noktasını ve hem de ötektik yapının görülmeye başladığı noktayı alçak karbon yüzde değerlerine doğru kaydırır. Bunun sonucu olarak yüksek krom konsantrasyonlarında, çok düşük karbon yüzdelерinde bile çeliğin yapısında önemli miktarda perlit ve sementit bulunur. Örneğin % 15 Cr ve % 0,11 C lu bir çeliğin iç yapısı % 80 perlitten oluşurken; % 14 Cr ve % 0,25 C’lu bir çeliğin iç yapısı daha bu karbon yüzdelерinde bile ötektoidiktir.



Şekil 2.3 Fe-Cr-C üçlü faz diyagramının demir köşesi (Yıldırım ve diğ., 2001b)

Karbon içerikli kromlu çeliklerde görülen karbür türü (Cr_7C_3) formülü ile ifade edilebilen özel karbürdür. Bu karbür yapısına % 55 dolaylarına kadar demir kabul edebilir. Diğer özel karbürler gibi, (Cr_{23}C_6) özel karbürü de çok yavaş bir difüzyon hızına sahiptir. Yani bu karbür ostenitleme sırasında çok yavaş bir biçimde çözünürken, soğutma sırasında da yine yavaş bir biçimde ayrışma gösterir.

Sertleştirilmiş çeliklerin tavlammaları sırasında, martenzitte görülen segregasyon hızı, sade karbonlu çeliklerden daha azdır. Kromlu çeliklerin ısı ortamına olan dayanıklılıkları da zaten bu özelliklerinden kaynaklanmaktadır.

Ötektoid üstü çelikler pelitten başka sekonder sementit de içerirler. Böyle bir çeliğe örnek olarak % 1 C ve % 1,5 Cr içerikli rulman yapımında kullanılan çelik verilebilir. Bu çelikteki karbür bileşiği ($\text{Fe,Cr}_3\text{C}$) olup, bu karbür % 15 dolaylarına kadar krom içerebilir. Korozyona dayanıklı % 0,4 C ve % 13 Cr'lu bir çelik de yine ötektoid üstü çeliklerden yüksek krom ve karbon içeriklerinde çelikler ledeburitik olur. Yani böyle çeliklerde (γ) katı eriyiği $\gamma + (\text{Fe,Cr})_3\text{C} + (\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ ten oluşan bir üçlü ötektik karışıma ulaşır. % 0,62 C ve % 21 Cr'lu yüksek sıcaklık ve yanma ortamına dayanıklı "alferon" denilen dökme çelik çabucak soğutulursa ostenit dönüşü engellenir ve yapıda primer (γ) katı eriyiği ile tane sınırlarında ledeburite rastlanılır. Tavlama veya yavaş soğutma ile ostenit, ferrit ve önemli miktarda karbüre dönüşür. Düşük karbon ve yüksek krom içeriklerinde çelikler krom ferrit ve karbürlerden oluşan bir yapıya sahiptir.

Çeliklerde % 1 Cr katkısı ile çekme dayanımı $80-100 \text{ N/mm}^2$ artarken, uzama % 1,5 dolaylarında azalma gösterir. Kritik soğutma hızı krom katkısıyla önemli ölçülerde düşer ve derinliğine sertleşme de buna bağlı olarak hissedilir ölçülerde artar. Yüksek krom içeriklerinde çeliğin ısı ve tavlamaya olan dayanımı büyük oranda artar. Krom, silisyum ve alüminyum ile birlikte yanmaya dayanıklılığı artırır. Kromun dönüşüm sıcaklıklarını yükseltmesi nedeniyle, kromlu çelikler yumuşatma tavlamasına elverişlidirler. Yine bu nedenle de aynı çeliklerin yüksek sıcaklıklardan ani soğutularak sertleştirilmeleri gerekir. Kromlu çeliklerde temper gevrekliği görülür. % 12'nin üzerinde krom içeren düşük karbonlu çeliklerde birdenbire su, asitler ve sıcak gazlar gibi korozyonik ortamlara karşı dayanıklılık özelliği ortaya çıkar. Bu nedenle yüksek kromlu çeliklerin korozyona olan dayanımları teknikte ayrı bir öneme sahiptir.

Çok iyi derecede sertleştirilebildiklerinden ve iyi ıslah edilebildiklerinden dolayı krom çelikleri teknikte büyük çapta kullanılma alanı bulmuşlardır. Takım, ıslah v.b. çelik türü olarak başarı ile kullanılmaktadır. % 0,40 C ve % 1 Cr'lu (40 Cr 4) ıslah çeliğinin iç yapısı ferritik-perlitiktir. Çeliğin Brinell sertliği 200 HB olup, aynı çeliğin dövülüp havada soğutulduktan sonra yapısı bainitik olur ve sertliği de 280 HB'ye çıkar. Bu çelik 840°C 'dan yağa çekilir ve

sonra da 600°C da tavlınırsa çekme dayanımı 950 N/mm² ve uzaması da % 65'e ulaşır. Krom ıslah çeliği olarak adlandırılan bu çelikten krank mili yapılır ve çelik alevle çok iyi yüzey sertleştirilir.

Üstün korozyon dayanımı nedeniyle yüksek krom içerikli ıslah çelikleri, örneğin % 0,20 C ve % 13 Cr'lu (x20Cr13) çeliği, pelton türbini kepçeleri, biyel kolları, piston milleri ve pompa parçaları yapımında kullanılır. Bu çeliğin iç yapısı yumuşak tavllanmış durumda krom karbürlerin yatakladığı ferritten oluşur. Eğer çelik yağda sertleştirildikten sonra 700 °C'de tavlınırsa (Cr,Fe)₇C₃'ten oluşan krom karbür çözünür. Çeliğin çekme dayanımı 750 N/mm² akma sınırı 600 N/mm², uzaması % 25, incilmesi % 65 ve çentik darbe dayanımı ise 80 J/cm² dolaylarında bulunur. % 1 Mo katkısı ile çeliğin ısı dayanıklılığı önemli ölçülerde yükseltilebilir.

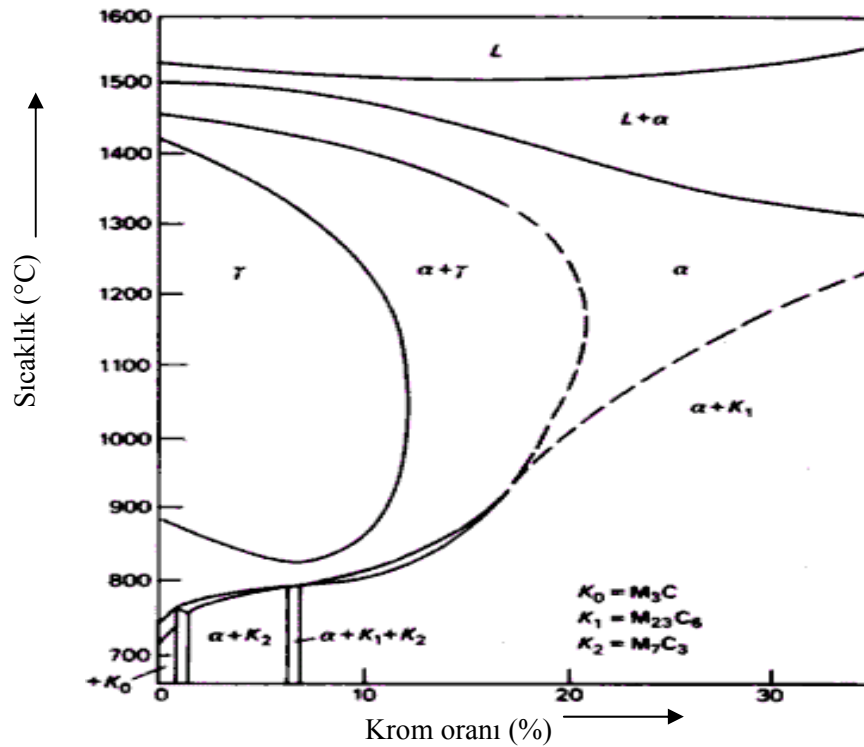
Kromlu çeliklerde temper gevrekliğini önlemek için % 0,15 - 0,5 Mo katkısı gerekir. Molibden ayrıca sertleşme, süneklik ve tavlamalara karşı dayanım gibi özellikleri de düzelter, iyileştirir. Çok dayanıklı olan molibden karbür aynı zamanda çeliğin sürünme dayanımını da olumlu yönde etkiler.

% 0,15 C, % 1,5 Cr ve % 0,4 Mo'li bir (15 Cr Mo 6.4) çeliğinin iç yapısı haddelendikten sonra bainitik olur. Molibden yapıda kromdan daha çok etkili olur, perlit oluşumunu önler ve ostenitin bainite dönüşümünü hızlandırır. Çelik 880 °C'den havada soğutulur ve sonra 660 °C'de tavlınırsa ferrit açığa çıkar ve kalıntı ostenit bainite dönüşür. Bu çelik 530 °C'ye kadar olan sıcaklıklarda çalışacak kazanların yapımında kullanılır.

Vanadyum tıpkı molibden gibi kromlu çeliklerin benzer özelliklerini ıslaha yardım eder. Tane büyümesini engellediğinden çeliğin aşırı ısıtmalara karşı duyarlı olmasını önler. Bunun dışında vanadyum çeliğin değişen kuvvetlere karşı dayanıklılığını (yorulma dayanımını) ve sürünme dayanımını artırır. Örneğin % 0,5 C, % 1 Cr ve % 0,2 V'lu bir çelik çok yüksek bir elastiklik sınırı ve üstün sürünme dayanımı gösterdiğinden bu çelik ısıya dayanıklı yayların yapımında büyük önem taşır.

% 1 C ve % 1,5 Cr'lu, 100 Cr 6 çeliği, önemli bir takım çeliğidir. Bu çelik sertleştirildiğinde çok yüksek bir sertlik derecesi (Rc=65), aşınmaya dayanıklılık ve elastiklik özellikleri gösterir. Bu çelik haddelendiğinde, haddeleme sıcaklığının işlemden sonra az olması ve soğutmanın hızlı seçilmesi halinde, ince taneli sorbitik bir yapıya ulaşılır. Ancak haddelemeden sonraki sıcaklığın yüksek ve soğutmanın yavaş yapılması durumunda, doku geniş çizgili perlit ve tane sınırı sementitinden oluşur. Bu yapı çeliğe daha sonra uygulanacak işlemler açısından iyi sonuç vermez, çünkü çeliğe uygulanacak yumuşatma tavlama işlemlerinde doku arzulanan bir biçimde yumuşalmaz, yumrular homojen bir oluşum ve dağılım göstermezler. Sonuçta ulaşılan yapı kırılgan, gevrek ve çatlamaya yatkın olur. Bu yüzden böyle haddelenmiş

eliklere, yumuşatma tavlamasından önce normalizasyon tavlaması uygulanması gerekir. Bu işlem için elik; (Ac_1) sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa, rneğin 100Cr6 eliğinde 850 C'ye, çeşitli çeliklerde 880-900 C'ye, ısıtılır ve hareketsiz hava içerisinde soğutulur. Kesitin büyük olması halinde soğutma, basınçlı hava ile yapılmalıdır. Böylece tane sınırı sementitinin yeniden ayrışması kesinlikle nlenmiş olur. eliğe daha sonra 760C'de 6 saat süreyle yumuşatma tavlaması uygulanır ve elik 650 C'ye kadar saatte 20 C hızla soğutulursa, homojen dağılmış ve yuvarlanmış bir tane yapısına kavuşur. Mümkün olduğu kadar yapıda sorbit ve perlit kalıntılarının bulunmamasına dikkat edilmelidir. Sementit yumrularının küçük olması halinde sertlik çok yüksek, iri olması halinde ise çok düşüktür. Çeliğin otomatik talaş kaldırma işlemleri her iki halde de kötüleşir. Sertlik fazla olursa talaş kaldırıcı uçlarda aşır aşınma, sertlik az olursa da temiz bir yüzeye ulaşamama durumları söz konusu olur. Uygun Brinell sertlik 180-200 HB arasında bulunmalıdır (Yıldırım ve diğ., 2001b; Schumann, 1964).



şekil 2.4 - Karbonun demir krom diyagramına etkisi (Islak, 2005)

3. KROM MANGANLI ÇELİKLER

Tablo 3.1 TS 2525'de verilen ıslah çeliklerinin AISI karşılıkları ve kullanma yerleri (Keskin, 1986)

TS 2525		SAE - AISI	Kullanım Yerleri
Çelik No	Sembol		
1.5038	40 Mn 4	1039	Genel makina ve taşıt yapımında, Mn alaşımlı ıslah çeliğinden parçalar
1.5065	28 Mn 6	1330	Genel makina ve taşıt yapımında, Mn alaşımlı ıslah çeliğinden parçalar
1.6511	36 CrNiMo 4	9840	Taşıt ve motor yapımında, aks, aks kovanı, krank mili, dingil gibi çok fazla zorlanan parçalar
1.6580	30 CrNiMo 8	-	Otomobil ve motor yapımında, dayanım, süneklilik ve elastikiyetin ön planda olduğu çok zorlanan parçalar
1.6582	34 CrNiMo 6	4340	Otomobil ve motor yapımında, krank mili, direksiyon parçaları, eksantrik mili gibi çok zorlanan parçalar
1.7003	38 Cr 2	-	Genel olarak taşıyıcı ve motor yapımında kullanılan parçalar
1.7006	46 Cr 2	5045	Genel olarak taşıyıcı ve motor yapımında kullanılan parçalar
1.7033	34 Cr 4	5132	Taşıt ve makine yapımında, krank mil ve diğer tahrik aksamı, ön aks, aks kovanı gibi parçalar
1.7034	37 Cr 4	5135	Siyanür banyosunda sertleştirilecek, şanzıman parçaları, piston kolu, krank mili ve dişli çarklar
1.7035	41 Cr 4	5140	Taşıt ve motor yapımında, krank mili, ön aks, aks kovanı, direksiyon mili ve benzeri parçalar
1.7037	34 CrS 4	-	Şanzıman parçaları, mil, piston kolu gibi talaşlı şekillendirilecek ıslah çeliği parçalar
1.7038	37 CrS 4	-	1.7037 gibi, ayrıca, siyanür banyosunda sertleştirilecek dişli çarklar
1.7039	41 CrS 4	-	1.7037 gibi, ayrıca, siyanür banyosunda sertleştirilecek dişli çarklar

1.7218	25 CrMo 4	4130	Otomobil ve taşıt parçaları yapımında, aks mili, aks kovani,
1.7220	34 CrMo 4	4135/4137	Otomobil ve uçak parçaları yapımında, krank mili, aks mili ve kovani, yivli mil vb. sünekliliği yüksek parçalar
1.7225	42 CrMo 4	4142/4140	1.7220 gibi, ayrıca dişli çark ve bandaj
1.7226	34 CrMoS 4	-	1.7220 gibi (daha iyi talaşlı şekillenebilirlik özelliği)
1.7227	42 CrMoS 4	-	1.7225 gibi (daha iyi talaşlı şekillenebilirlik özelliği)
1.7228	50 CrMo 4	4150	Otomobil ve uçak yapımında yüksek süneklilikte parçalar, şanzıman, direksiyon ve aktarma organları parçaları
1.7361	32 CrMo 12 4	-	Dayanım, süneklilik ve elastiklikte fazla beklentilerin olduğu parçalar
1.7707	30 CrMo V 9	-	Otomobil ve taşıtlarda yüksek süneklilikte, fazla zorlanan krank mili, saplama, cıvata ve benzeri parçalar
1.8159	50 CrV 4	6150	Otomobil ve mekanizma yapımındaki dişli çark, mil, yönlendirme parçası gibi aşınmaya zorlanan parçalar

4. YÜZEY MODİFİKASYONU

Makina parçalarında ortaya çıkan hasarları; insana bağlı hasarlar ve teknik esaslara bağlı hasarlar olmak üzere iki grupta toplamak mümkündür. İnsana bağlı hasarların oranı % 62 ve teknik esaslı hasarların oranı da % 38' dir. Bu % 38'lik kısmın % 11'ni aşınma, sürtünme, korozyon, erozyon, ısı etkileri ve diğer etkenler oluşturmaktadır. Dünyada aşınmanın neden olduğu yıllık kaybın 200 milyar dolar dolaylarında bulunduğu tahmin edilmektedir. Bu yüzden bu zararları önemli ölçüde azaltacak yüzey modifikasyonu yöntemlerine gereksinim duyulmaktadır. Bunlar yüzeyin değişimi ya da yüzeyin kaplanması şeklindedir. Yüzeyin değişimi, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek ya da değiştirmeden ve yine yüzeye iyon bağlanması (iyon implantasyonu) yapılarak sağlanır.

Ayrıca bu yöntemlerden farklı olarak yüzeye kaplama yapılarak da zararlı etkilerin önüne geçilebilir. Yüzey kaplama yöntemleri ise; buhar biriktirme, elektrolitik kaplama ve yüzey ergitme yöntemleri olarak üç grupta ele alınabilir. Ergitme yöntemlerinden kaynak işlemleriyle yüzey alaşımlama, yüzey modifikasyonu yöntemlerinde yeni bir teknik olup, yüzey mühendisliğinde geniş bir yere sahiptir (Islak, 2005; Yıldırım ve diğ., 2006; Yıldırım ve diğ., 2007).

4.1 YÜZEYİN DEĞİŞİMİ

Yüzey değişimi işlemleri, yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirerek veya değiştirmeden yapılan işlemler olarak iki ana grupta incelenebilir. Kimyasal bileşimi değiştirerek yapılan işlemlerde, malzeme yüzeyinde kimyasal yöntemlerle koruyucu bir tabaka oluşturulur. Kimyasal bileşimi değiştirmeden yapılan işlemlerde ise; bir faz dönüşüm mekanizması ya da yüzeyde ergime sağlamak koşulu ile yüzey değişimi sağlanır.

4.1.1 Kimyasal Bileşimi Değiştirmeksizin Yapılan Yüzey Sertleştirme İşlemleri

Bir malzemenin yüzeyinin kimyasal bileşimini değiştirmeden sertleştirilebilmesi için malzeme yüzeyinde karbon oranının yeterli olması gerekir. Yüzey sertleştirme işleminin sağlanabilmesi için yüzeydeki karbon oranının en az % 0.30 olmalıdır (Yıldırım ve diğ., 2001a).

Karbon oranları yüzeyde sertleşme sınırı üzerinde bulunan çelikler; ya fırında ısıtılarak, ya alevle, ya endüksiyon akımı ile, ya da lazerle yüzey sertleştirilirler (Yıldırım, 1984; Yıldırım, 1989; Demirci, 2004).

Bu yöntemlerin temel prensibi; öncelikle malzeme yüzeyini ostenitleme sıcaklığına kadar ısıtmak, ostenitleme sağlandıktan sonra belirli soğutma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{sn}$) altında parçayı belli ortamlarında aniden soğutmaktır. Burada önemli olan husus, çekirdek sertleşmesinden

kaçınmaktır. Bu yüzden parçaların iç kısımlarının aşırı ısıtılmasından kaçınılmalı ve bunların sadece yüzeylerinde homojen, ancak iç bölgelerine göre daha hızlı, bir ısıtma sağlanmalıdır (Yıldırım ve diğ., 2001a).

Ayrıca malzeme yüzeyi ergitilerek de yüzey sertleşmesi sağlanabilir. Bu da genellikle lazer ışını kullanılarak yapılmaktadır. Bu yöntemde kısa süreli ergime ve bunu takip eden soğuk malzeme yüzeyindeki hızlı katılaşma sonucunda, yüzeyde martenzit oluşumu kendiliğinden sağlanır (Yıldırım, 1989).

1. Alevle yüzey sertleştirme,
2. Endüksiyonla yüzey sertleştirme,
3. Lazer ışını ile yüzey sertleştirme,
4. Fırında sertleştirme.

4.1.2 Yüzeyin Kimyasal Bileşimini Değiştirerek Yapılan Yüzey Sertleştirme Yöntemleri

Sertleştirme işlemi için yüzeyde yeterli karbon oranına sahip olmayan malzemeler yüzeylerinde bir kimyasal değişim sağlanarak sertleştirilirler. Bunlar genellikle yüzeye karbon, azot ve bor gibi arayer atomlarının geçirilmesi ve metal iyonlarının yüzeye bağlanması şeklinde olmaktadır. Burada modifiye tabakası daha belirgindir ve bazı işlemlerde esas malzemeden keskin sınırla ayrılır. Bu, işlem için bir dezavantaj oluşturabilir. İşlemlerin uygulanmasında; bekleme süresi, parça sıcaklığı, soğutma hızı, soğutmanın şekli ve yüzeye geçirilen malzeme miktarına dikkat edilmelidir.

- Karbürleme
 1. Toz ile karbürleme,
 2. Tuz banyosunda karbürleme,
 3. Gaz atmosferinde karbürleme,
 4. Plazma ile karbürleme.
- Nitrürleme
 1. Gaz nitrürleme,
 2. Tuz banyosunda nitrürleme,
 3. Plazma (iyon) nitrürleme.
- Karbonitrürleme
- Borlama

1. Katı ortamda yapılan borlama,
 2. Sıvı ortamda yapılan borlama,
 3. Gaz ortamında yapılan borlama,
 4. Plazma borlama,
 5. Akışkan yataklı borlama (Fluidized bed boriding).
- İyon implantasyonu

4.2 YÜZEY KAPLAMA

Yüzey kaplama, malzemelerin yüzeylerini buhar biriktirerek, sol-jel yöntemi kullanarak, elektrolitik olarak veya ergitme prosesleri kullanarak tribolojik olaylara karşı korumak ve malzeme özelliklerini geliştirmek amacıyla yapılır. Bu yöntemlere gereksinim, diğer yüzey modifikasyonu işlemlerinin malzemelerin özelliklerini geliştirmede yetersiz kalmalarından dolayıdır. Bu yöntemler ile yüzey mühendisliği alanında yoğun araştırmalar yapılmaktadır. Bu yöntemler;

1. Buhar fazı yöntemleri,
2. Sol-Jel yöntemi,
3. Kaplama ve anotlama yöntemleri (elektrolitik kaplama),
4. Ergitme yöntemleri'dir.

4.2.1 Ergitme Yöntemleri

Nitrokarbürleme, plazma nitrürleme, elektriki boşalım, sertleştirme, CVD ve PVD yöntemleri gibi bir çok yüzey kaplama teknikleri vardır. Dolgu metal veya tozlar ile kaplama; kaynak, ısıl püskürtme veya benzer kaynak yöntemleri ile çoğu zaman yapılır. Son çalışmalarda araştırmacılar yüzey modifikasyonu için lazerle eğitme üzerine odaklanmışlardır. Tungsten inert gaz ısı kaynağı ise yüzey modifikasyonunda belli bir potansiyele sahiptir (Eroğlu ve Özdemir, 2002).

Isıl püskürme yöntemi otomotiv endüstrisi için ilgi çekici bir yöntemdir. Isıl püskürtme kaplamaları oldukça kısa sürelerde elde edilebilirler. Isı girişi ve çarpılmalar bir çok CVD yönteminde daha azdır (Edrisy ve diğ., 2001).

PTA ile alaşımlama lazer veya elektron ışın proseslerinden daha az enerji yoğunluğuna rağmen daha basit ve ucuzdur. Bununla birlikte PTA alaşımlama tekniği kompozit malzemelerin üzerine bor modife etmede başarılı bir şekilde uygulanır (Bourithis ve diğ., 2003).

4.2.2 Isıl Püskürtme (Thermal Spray)

1. Alevle püskürtme,
2. Plazma - jeti ile püskürtme,
3. Patlamalı püskürtme (Detonation-Gun ya da D-Gun),
4. Elektrik arkı ile püskürtme,
5. Yüksek hızlı oksit – yakıt (HVOF) püskürtme,
6. Özel ısı püskürtme yöntemleri,

4.2.3 Kaynak

Endüstrinin her kesiminde kullanılan makina elemanları, kullanıldığı yerdeki özelliğine ve beklentilere göre çeşitli usullerle imal edilirler. Bazen imalatı yeterli olmayan özellikler, sonradan o makina elemanına kazandırılmaya çalışılır. Kazandırılmak istenen sonraki özellikler, hiç kullanılmayan bir malzemeye de biraz kullanılıp aşınmış bir makina elemanına da uygulanabilir. İnce ya da kalın sert kaplamalar da makina elemanlarına sıkça uygulanır. Ama bazen hatalar öyle boyuta ulaşır ki, makina elemanlarında ortaya çıkan olumsuzlukların kaplamalarla telafisi mümkün olmayabilir.

Geniş aralıklarda istenen yüzey artırımları; tel püskürterek, toz püskürterek, ince sert kaplama, krom kaplama, PVD, CVD kaplama ile sağlanamaz. Bu tür artırımları gerçekleştirmek için mutlaka ilâve bir metal (elektrot) kullanımını sağlamak gerekir. Bu yüzey artırımlarını sağlamada da elektrik ark, tozaltı, gazaltı (TIG, MIG, MAG), lazer ışını ve elektron ışını kaynak teknikleri kullanılabilir.

Profesyonel ekipmanlar ve elemanlar kullanılarak gerçekleşen, metallerin kaynaklarla doldurulması da makina endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır. İlâve metalin elektrik arkıyla ertitilip önceden hazırlanan bölgeye aktararak yapılan transferi sırasında malzemede bir takım çarpılma, düzensiz gerilim ve sertlik, çatlama ve yüzey hataları gibi olumsuzluklar oluşabilmektedir.

Ayrıca kaynaklar doldurulan yüzeylerde düzgünlük sağlanmadığı için talaşlı imalat yöntemlerinden herhangi birisi kullanılarak imalat tamamlanmış olur. Yine bu kaynak yöntemleri kullanılarak yüzeye esas malzemeden daha iyi aşınma, korozyon ve erozyon direncine sahip metal ve metalik tozlar geçiştirilerek ertitme esaslı yüzey alaşımlama şeklinde yüzey modifikasyonu sağlanabilir.

Bu alanlarda bir çok çalışmalar yapılmış olup bu yöntemlerin yüzey modifikasyonunda verimli olduğu gözlenmiştir (Islak, 2005).

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada, AISI 4142 çeliğinin elektrik ark kaynak yöntemi (SMAW= Smelting Arc Welding) ile Citodur 600 elektrot kullanılarak yüzey modifikasyonu (alaşımlama) yapılarak elde edilen kaplama tabakasının kaplama sonrası soğutma ortamına göre mikro yapısı ve malzemenin abrasif aşınma davranışlarına olan etkilerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

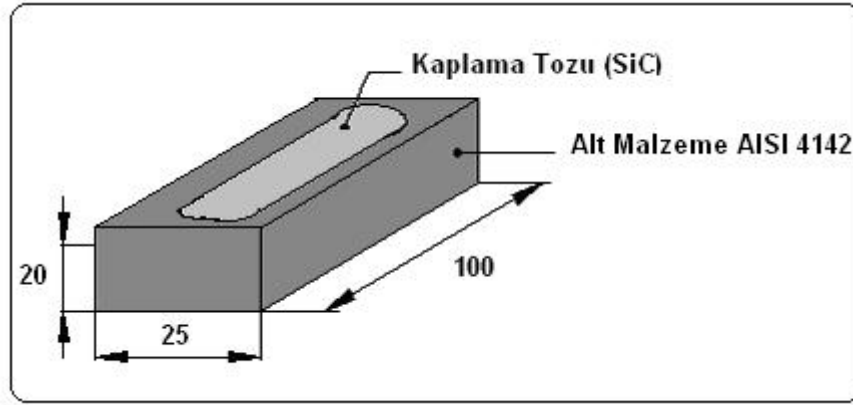
5.2. ELEKTRİK ARK KAYNAK YÖNTEMİYLE (SMAW) İLE YÜZEY ALAŞIMLAMA

Elektrik ark kaynak yöntemiyle (SMAW) yüzey modifikasyonu işleminde, AISI 4142 çeliğinden oluşan yüzey bileşimi değiştirilmek istenen alt malzeme, kaplama tozu olarak SiC ve alaşımlama amaçlı krom içerikli kaynak elektrodu kullanılmıştır. Soğutma ortamı olarak hava ve yağ seçilmiştir. AISI 4142 çeliğinin ve kaplama tozunun kimyasal bileşimi Tablo 5.1’de gösterilmiştir.

Tablo 5.1 Yüzey alaşımlama için kullanılan alt malzemenin (AISI 4142), kaynak elektrodunun (Citodur 600) ve kaplama tozunun (SiC) kimyasal bileşimi

Alaşım Elementi (% ağı.)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Fe
AISI 4142	0.406	0.27	0.77	0.012	0.029	1.040	0.090	0.024	0.028	Kalan
Citodur 600	0.4	0.5	0.3	-	-	7	-	-	-	Kalan
SiC	27.5	72.5	-	-	-	-	-	-	-	-

Kaplama öncesi, 20x25x100 mm boyutlarındaki numunelerin yüzeylerine 1 mm derinliğinde 10 mm genişliğinde ve 95 mm uzunluğunda parmak freze çakısı ile kanal açılmıştır. Açılan kanal mekanik olarak temizlenip, oksitlerden arındırıldıktan sonra numuneler asetonla kimyasal olarak temizlenerek kurutulmuştur. Kaplama tozu SiC, kanala doldurularak Şekil 5.1.’deki gibi yüzeye yapıştırılmıştır. Elektrik ark kaynak yöntemi ile alaşımlamaya başlandığında tozun yüzeyden uzaklaşmaması için toz numune yüzeyine bağlayıcı olarak alkol kullanılmıştır. Bu işlemten sonra numuneler 50 °C’lik ortamda 45 dk. süreyle kurutulmuştur.



Şekil 5.1. Alt malzeme/kaplama tozu çiftinin kaplama öncesi tasarımı

Yüzey alaşımlama için elektrik ark yönteminde (SMAW) doğru akımlı güç kaynağından yararlanılmış olup, 3,25 mm çapında Citodur 600 marka elektrot ile malzeme yüzeyinde 2-3.5 mm derinliğinde oluşturulan ark ile modifikasyona uğrayan nüfuziyetli bölge elde edilmiştir. Soğutma ortamı olarak hava ve yağ kullanılmıştır. Tablo 5.2’de üretim parametreleri, Tablo 5.3’de de deney şartları verilmiştir.

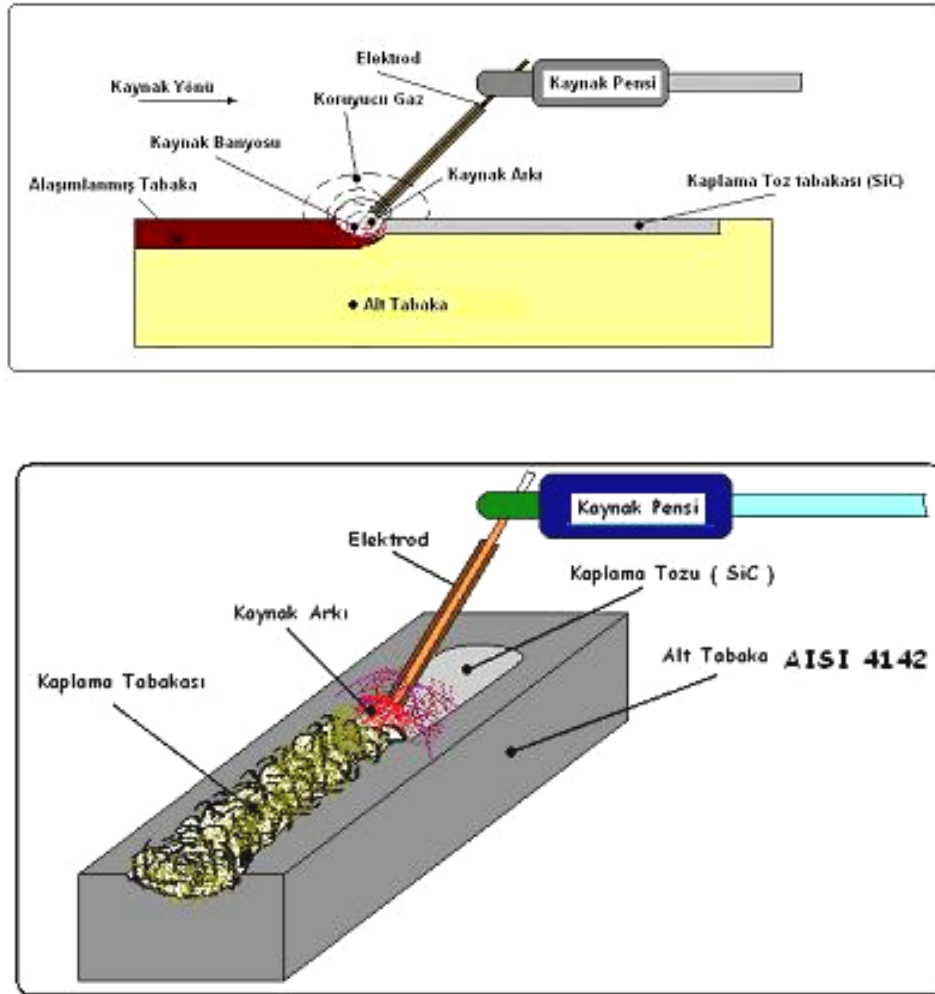
Tablo 5.2 Yüzey alaşımlama (modifikasyonu) için üretim parametreleri

Akım/Volt	130-150 A/20 V
Üretim Hızı	0.28-0.82 mm/sn
Elektrod	Citodur 600
Elektrod çapı	3,25 mm

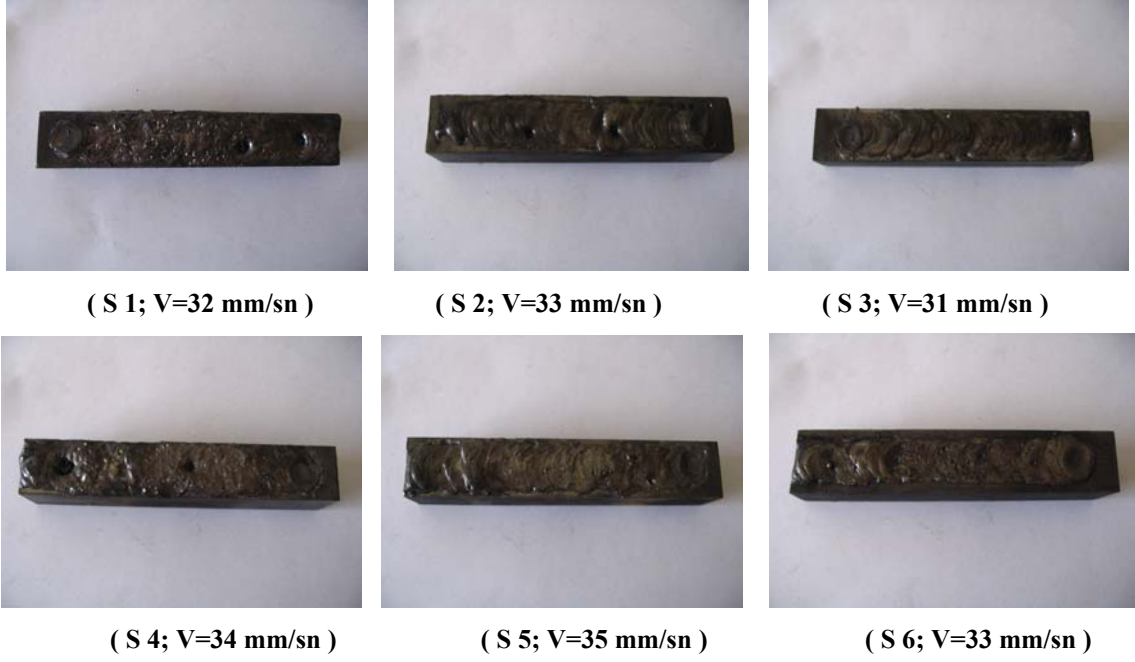
Tablo 5.3 Deney numunelerinin üretim parametreleri

Numune Adı	Ana Tabaka	Kullanılan SiC Miktarı (gr)	Elektrod	Akım Tipi	Akım Değeri	Kaynak Hızı (mm/sn)	Soğutma Ortamı
S 1	AISI 4142	0,5	Citodur 600	DA	130 A	0,32	Yağ
S 2	AISI 4142	1.0	Citodur 600	DA	130 A	0,33	Yağ
S 3	AISI 4142	1,5	Citodur 600	DA	130 A	0,31	Yağ
S 4	AISI 4142	0,5	Citodur 600	DA	130 A	0,34	Hava
S 5	AISI 4142	1.0	Citodur 600	DA	130 A	0,35	Hava
S 6	AISI 4142	1.5	Citodur 600	DA	130 A	0,33	Hava

Şekil 5.1’de de görüldüğü gibi elektrik ark kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan SiC tozlarının, Citodur 600 elektrot ile kaynak bölgesine enerji aktararak alt tabakaya nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergimiş halde bulunan toz karışımının uygun elektrot hareketiyle kaynak bölgesinde hapsedilmesine dikkat edilmiştir. Yüzey alaşımlama işleminden sonra numuneler hava ve yağ ortamında hızlıca soğutulmuştur. Şekil 5.2 numuneler (Sample= S) gösterilmektedir. Yüzey alaşımlama sonrası elde edilen kaplama tabakasının üstten görünüşü. Şekil 5.3’de SMAW yöntemi ile yüzey alaşımlama işleminin şematik resmi verilmiştir.



Şekil 5.2 SMAW yöntemiyle yüzey alaşımlama işleminin şematik resmi

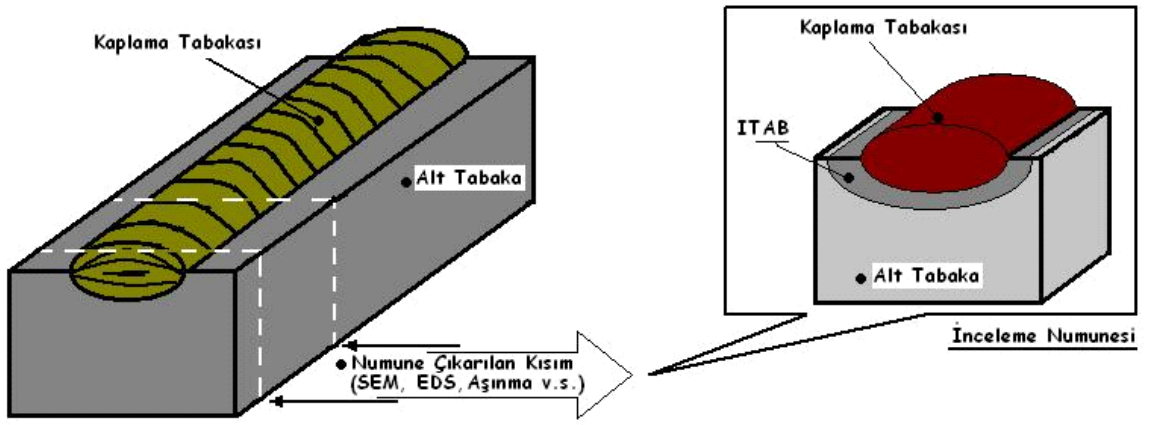


Şekil 5.3 SMAW yöntemiyle yüzey alaşımlama yapılan AISI 4142 çeliğinin farklı üretim hızlarındaki makro yüzey görünüşleri

Elektrik ark kaynak yöntemiyle elde edilen yüzey alaşımlı numunelerin, mikro yapısını ve mikroyapıya üretim parametrelerinin etkisini incelemek için üretim hızı (V) 0.30-0.35 mm/sn arası ortalama hızda çalışılmış, toz miktarı 0.5-1.5 gr. arasında değiştirilmiş ve akım değeri ise 130 A değerinde sabitlenmiştir.

5.3 MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Metalografik incelemeler için numuneler (S), kaynak yönüne dik bir şekilde alaşımlı bölgeden alınmıştır. Elde edilen metalografi numuneleri 80-1200 mesh'lik zımpara kağıdına tutularak yüzeyleri temizlenmiştir. Daha sonra 1 ve 6 μm 'lik elmas pasta ve inceltici-alkol yardımıyla yan kesit yüzeyleri parlatılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için numuneler 3-7 saniye süreyle; 5 gr. FeCl_3 , 25 gr. HCl ve 100 ml H_2O çözeltisinde dağlanmış. Alaşımlanan yüzeyden mikroyapı element analizi için optik mikroskop (OM) resimleri Dicle Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü'nde, mikrosertlik ölçümleri Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Metalürji Mühendisliği Bölümü'nde, SEM ve EDS analizleri İnönü Üniversitesi Araştırma Uygulama Merkezi'nde alınmıştır. Sertlik ölçümleri kaplamanın üst tabakasından alt malzemeye doğru alınarak belirlenmiştir. Çalışmada mikroyapı ve SEM-EDS incelemeleri için Şekil 5.4'de görüldüğü gibi inceleme numuneleri uç kısımdan biraz içeriden homojen bölgeden alınmaktadır.

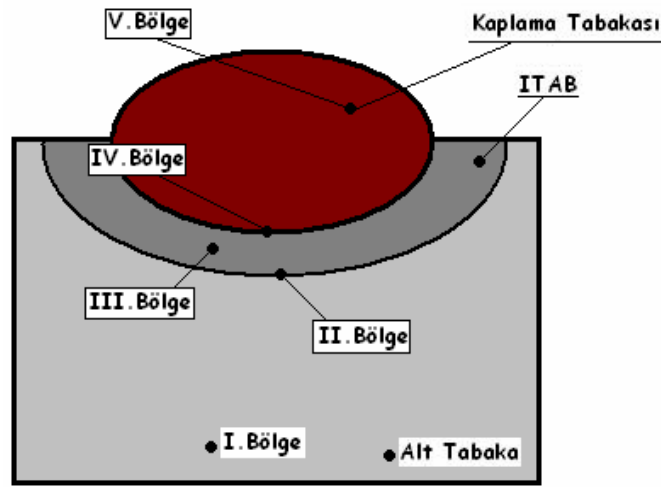


Şekil 5.4 Numune hazırlama şeması

6. DENEY SONUÇLARI VE TARTIŞMA

6.1 MİKROYAPI İNCELEMELERİ VE SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

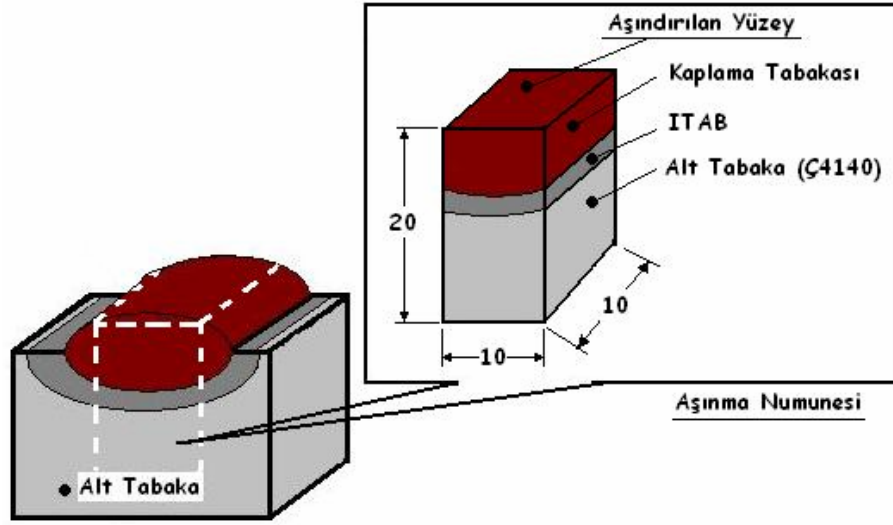
Bu çalışmada; AISI 4142 çeliğinin elektrik ark kaynak yöntemi kullanılarak SiC ile yüzey modifikasyonu işleminde; mikroyapı, mikrosertlik değişkenlerine üretim parametrelerinin etkileri incelenmiştir. Üretim parametrelerinden üretim hızı, enerji girdisi ve katılan toz miktarı; mikroyapı değişimi üzerine önemli bir paya sahiptir. Enerji girdisi, katılma hızı üzerinde etkili olmaktadır. Şekil 6.1 optik mikroskopi tekniği ile çekilen resimlerin referans bölgeleri ve isimleri verilmiştir. Optik mikroskopide bu esaslara dikkat edilerek çekimler yapılmıştır.



Şekil 6.1 : Optik mikroskopi tekniği ile çekilen resimlerin referans bölgeleri ve isimleri

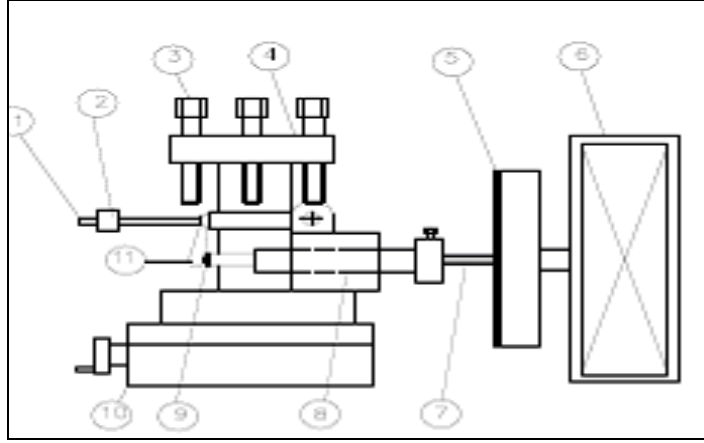
6.2 ABRASİF AŞINMA TESTİ

Yüzeyi alaşımlanmış numunelerin abrasif aşınma oranları oda sıcaklığında kayma sistemli pin-on-disk deney aparatıyla bulunmuştur. Bir torna tezgahı yardımıyla gerçekleştirilen bu düzenek, Şekil 6.3’de verilmiştir. Abrasif aşınma deneylerinde 10x10x20 mm ebatlarında aşınma numuneleri kullanılmıştır. Numune hazırlama ve boyutlandırma işlemi Şekil 6.2’ de şematik olarak görülmektedir.



Şekil 6.2 Abrasif aşınma deneylerinde kullanılan numunenin ölçüleri

Aşındırıcının bağlı olduğu disk, torna tezgahının aynasına ve aşındırılacak deney numunesi ise bir numune tespit yuvası içerisinde, kater tutucusuna tespit edilmiştir. Aşınma testleri öncesi, her bir numune, aşınma yüzeyinin abrasif aşındırıcı yüzeyine tamamen temas etmesini sağlamak için, 600 ve 800 mesh'lik silisyum karbür (SiC) taneli abrasif aşındırıcıyla işleme tabi tutulmuştur. Deneyler 10, 20 ve 30 Nt'luk üç farklı yükte 20 metre kayma mesafesinde yapılmıştır. Aşındırıcı olarak 120 mesh'lik abrasif aşındırıcı kullanılmış, aşınan numunenin yüzeyi alkol ve basınçlı hava ile temizlenerek kalıntı metallere arındırılmıştır. Aşınma numuneleri, aşınma öncesi ve sonrası 10^{-5} gr ağırlığa duyarlı Scaltec marka elektronik terazi ile tartılıp, kütle kaybından aşınma miktarları tespit edilmiştir. Kütle kayıplarından gidilerek numunelerin aşınma oranları saptanmıştır. Bulunan kütle kaybı değerleri, her bir numune için farklı yük değerleri parametreleri referans alınarak ayrı ayrı araştırılmıştır. Bulunan sonuçlar Şekil 6.25'te verilmiştir.



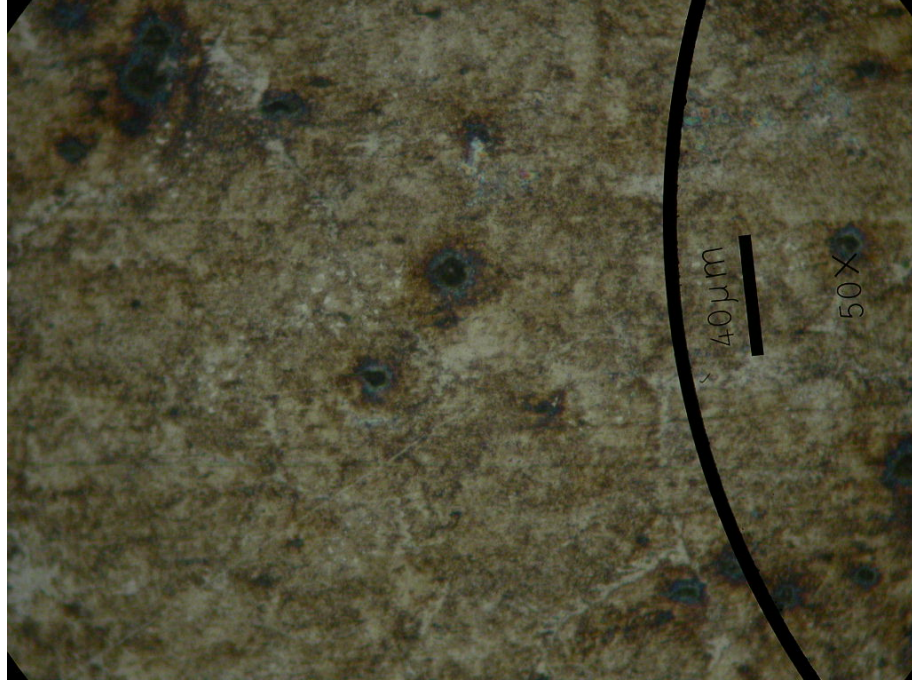
- | | |
|-------------------|----------------------------|
| 1. Yük kolu | 7. Numune |
| 2. Yük | 8. Hareketli numune tutucu |
| 3. Kater cıvatası | 9. Rulman |
| 4. Kater | 10. Spot |
| 5. Aşındırıcı | 11. Numune baskı kolu |
| 6. Dili kutusu | |

Şekil 6.3 Abrasif aşınma testi aparatı

6.3 MİKROYAPI İNCELEME SONUÇLARI

Bu çalışmada; 4142 eliğinin SMAW yöntemi ve Citodur 600 elektrodu kullanılarak SiC ile yüzey modifikasyonu işleminde; mikroyapı, mikrosertlik ve abrasif aşınma değişkenlerine üretim parametrelerinin etkileri incelenmiştir.

Şekil 6.4'te 0,33 mm/sn üretim hızında 0.5 gr SiC tozu ilavesi ve yağda soğutulması ile üretilen 1 nolu numunenin SiC alaşım tozuyla üretilen modifikasyonlu üst tabaka malzemesinin mikroyapısı verilmiştir.



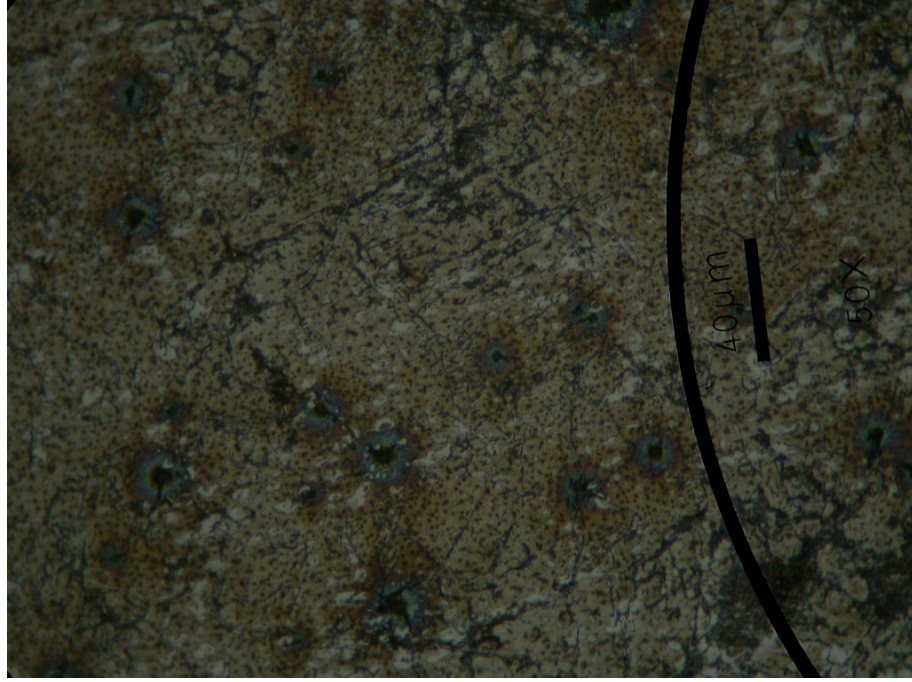
Şekil 6.4 S1 numunesinin 1. bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.4’de görüldüğü gibi bu bölge alaşımdan gelen C, Cr, Mn, Si yapıları bulunmakta olup Fe bakımından zengindir. Yapı düşük alaşımlı çeliklerde görülen ferritik- perlitik orijinal yapıdan oluşmaktadır.



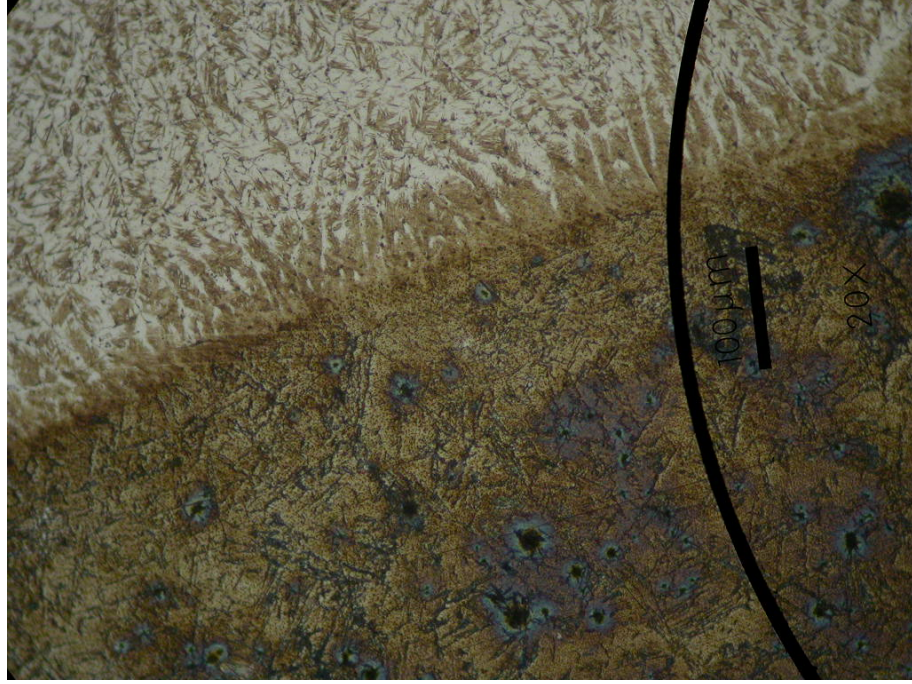
Şekil 6.5 S1 numunesinin 2. bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.5’de 2. bölge yani ITAB (ısı tesiri altında kalan bölge başlangıcına)’a ait optik resimde martenzitik yapının sertliği, bu noktadaki soğutma hızının artması nedeniyle biraz daha yükselmiştir.



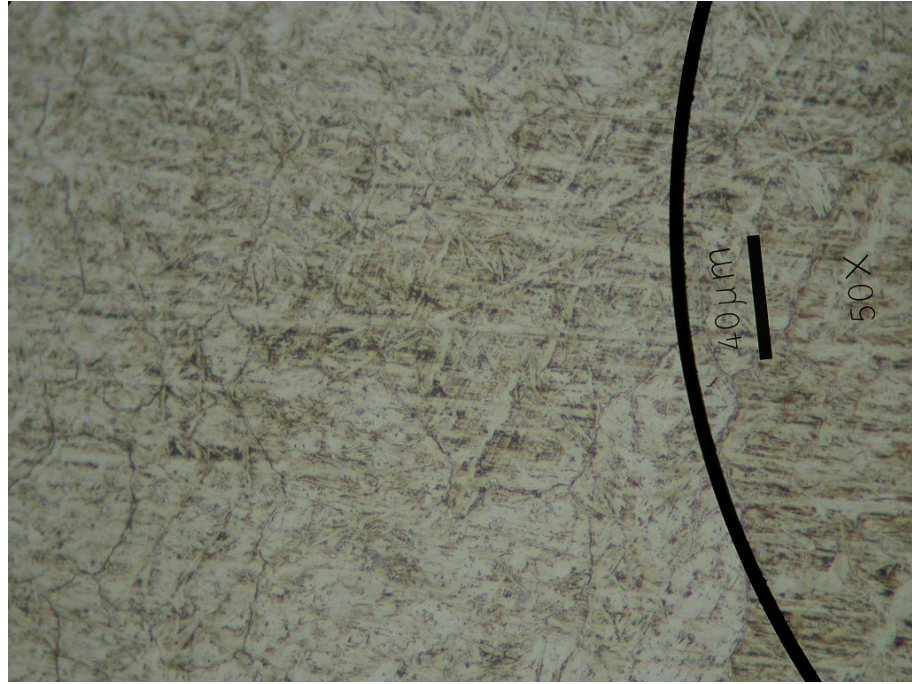
Şekil 6.6 S1 numunesinin 3. bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.6’da 1 Nolu numunenin ITAB kaynak bölgesi ile ana malzemenin birlikte görünümünde modifikasyon sonucu dendritler oluşmuş ve bu dendritler kaynak yönüne doğru yönelmiştir. Bu bölgede martenzit dışında krom karbürlerinin de oluşması sertliğin içe doğru sürekli artmasına neden olmuştur. Çünkü karbür oranı içe doğru ilerledikçe çoğalmaktadır.



Şekil 6.7 S1 numunesinin 4. bölge OM görünümü (20x).

Şekil 6.7’de S 1 numunesinin kaynak bölgesi incelendiğinde kaynak metalinin etkisiyle kromun ferritik yapısı ve karbür oluşumları gözlenmektedir. Az da olsa martenzitik yapıların varlığı söz konusudur. Bu da sertlikteki artışın sürekliliğine yol açmıştır.



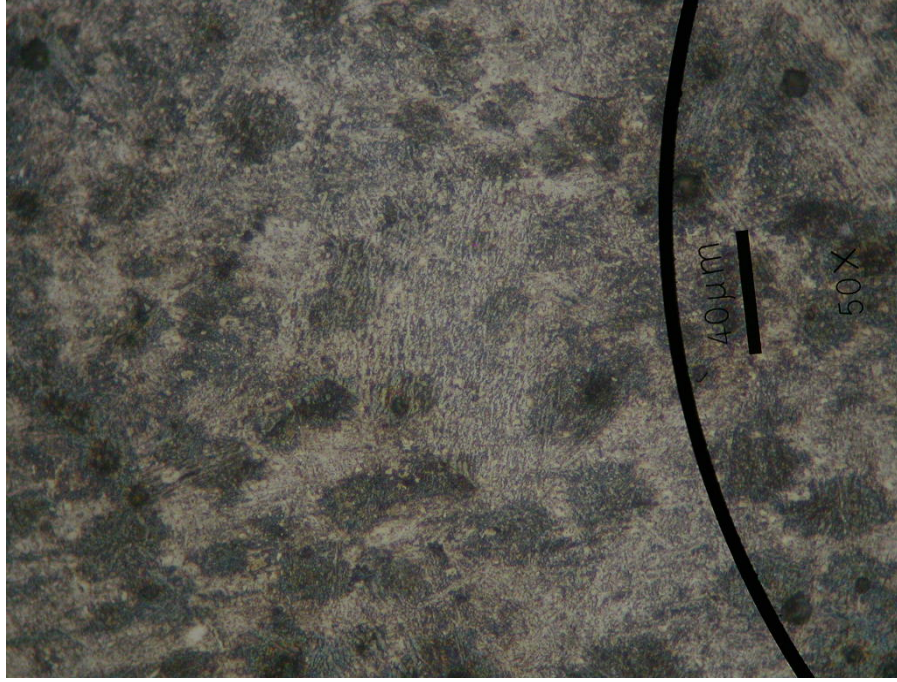
Şekil 6.8 S1 numunesinin 5.Bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.8 numunenin kaplama bölgesi verilmiştir. Krom oranı diğer bölgelere göre yüksek olan bu bölgede kromun ferrit fazı dışında martenzit ve metal karbürler de oluşmuştur. Sertlik bu bölgede en üst düzeye ulaşmıştır.



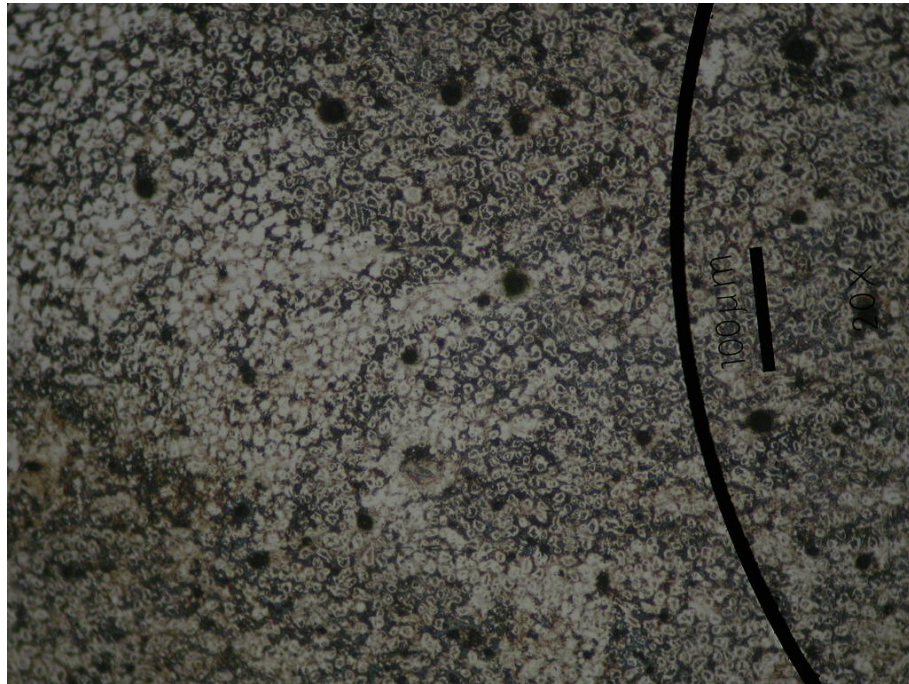
Şekil 6.9 S2 numunesinin 1. bölge OM görünümü (10x).

Şekil 6.9’da numunenin 1. bölgenin yani ana malzemenin ferrit-perlitten oluşan yapıları gözlenmektedir.



Şekil 6.10 S2 numunesinin 2. bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.10.'da ısınn etkisiyle perlit taneleri az da olsa irileşme göstermiştir.



Şekil 6.11 : S2 numunesinin 3. bölge OM görünümü (20x).

Şekil 6.11'de numunenin kaynak bölgesinde (ITAB) perlit adacıklarının sınırları belirginliğini yitirmiş, ferrit miktarı biraz artma göstermiştir. Dağlama etkisiyle tane sınırlarında oluşan krom karbürlerin varlığı tane sınırı korozyonuna yol açmıştır.



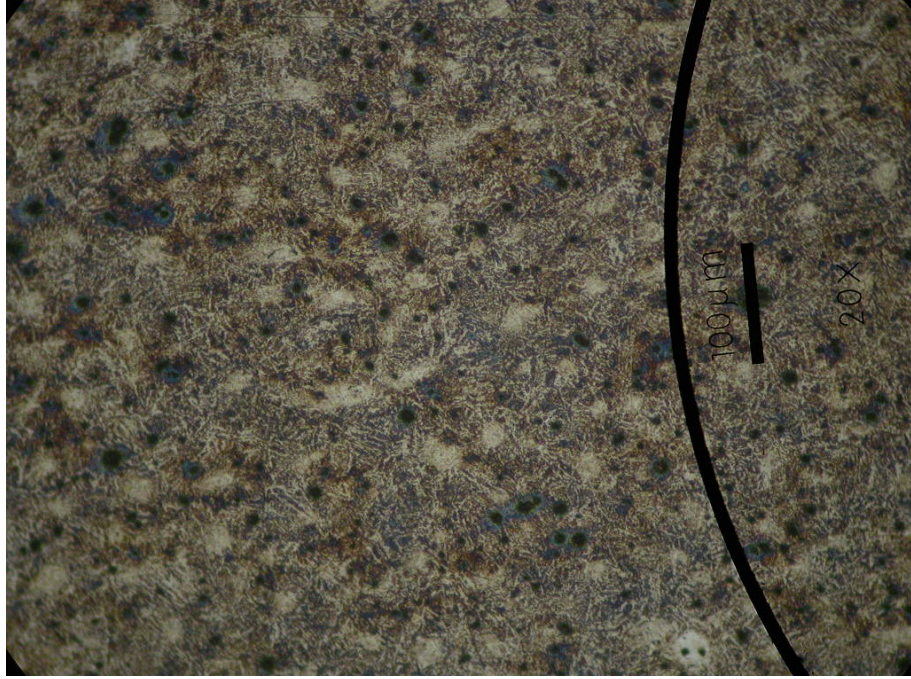
Şekil 6.12. S2 numunesinin 4. bölge OM görünümü (50x).

Şekil 6.12’de S2 numunesinin kaynak bölgesi incelendiğinde kaynak metalinin etkisiyle kromun ferritik yapısı ile tane sınırlarında metal karbürlerden oluşan yapıları gözlenmektedir. Az da olsa martenzitik yapıların varlığı söz konusudur.



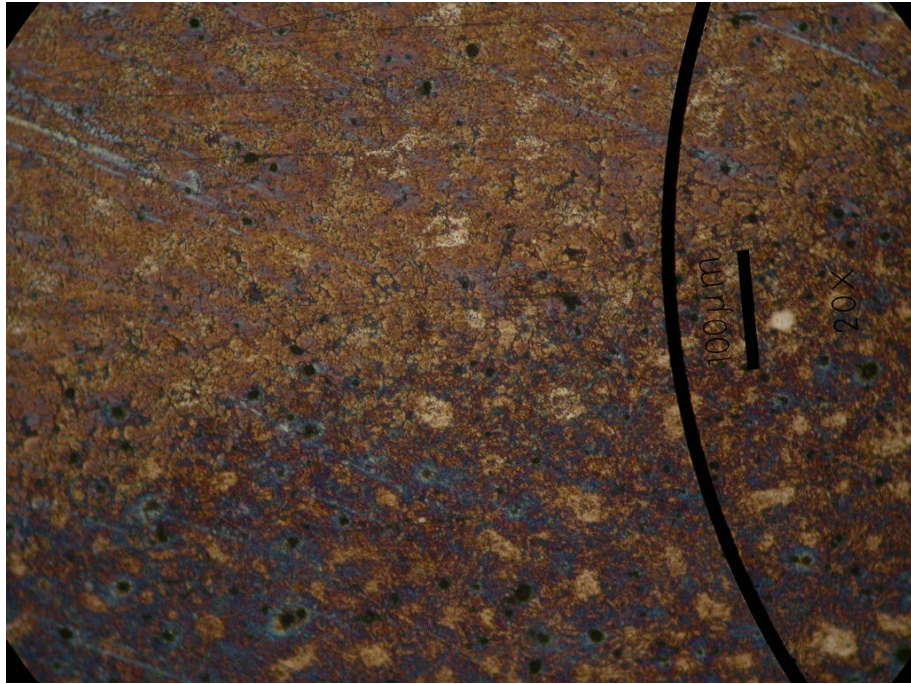
Şekil 6.13 S2 numunesinin 5. bölge OM görünümü (20x)

Şekil 6.13’de numunenin 5.bölgesinde Fe-Cr’un oluşturduğu ferritik yapı ile birlikte metal karbürler meydana gelmiş, dolayısıyla bu bölgenin sertliğinin en üst düzeye ulaşmasına neden olmuştur.



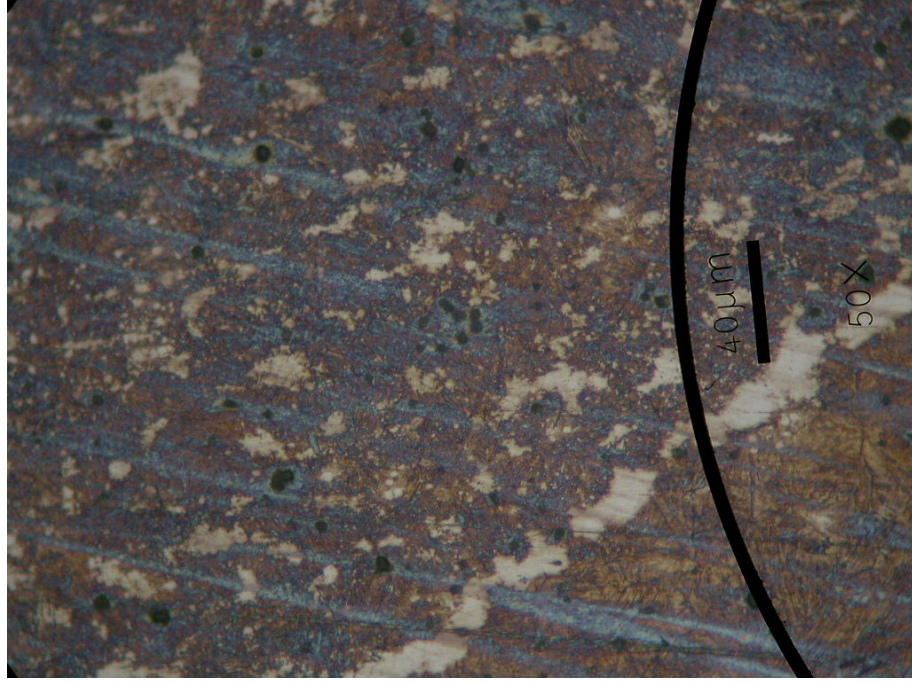
Şekil 6.14 S3 numunesinin 1. bölge OM görünümü (20x)

Şekil 6.14’de mikroyapı esas itibarıyla orijinal yapıda olup, ferritik perlitik yapı gözlenmektedir.



Şekil 6.15 S3 numunesinin 2. bölge OM görünümü (20x)

Şekil.6.15’de numunenin ana malzeme-ITAB geçiş bölümü belirgin bir sınırla gerçekleşmiştir. Martenzit oluşumu ile birlikte karbürler çökelmeye başlamıştır.



Şekil 6.16 S3 numunesinin 3. bölge OM görünümü (50x)

Şekil 6.16’da numunenin ITAB-kaynak bölgesi (3.bölge) incelendiğinde dendritler oluşmaya başlamıştır. Metal karbürler ve kromun ferritik yapısı gözlenmektedir.



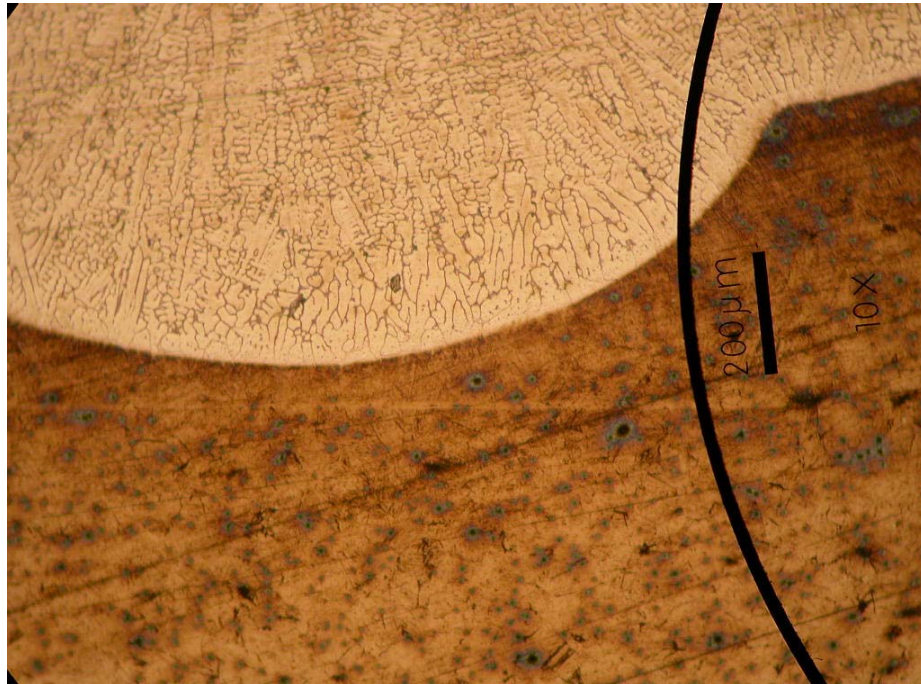
Şekil 6.17 S3 numunesinin 4.bölge OM görünümü (10x)

Şekil 6.17’de numunenin kaynak bölümü (4. bölge) incelendiğinde ferritik yapılar söz konusudur. Martenzit çizgileri rahatlıkla görülmektedir.



Şekil 6.18 S3 nolu numunenin 5. bölge OM görünümü (10x)

Şekil 6.18 de iğneli martenzitik yapı söz konusudur. Karbür oluşumunun etkisiyle sertlik en üst düzeydedir.



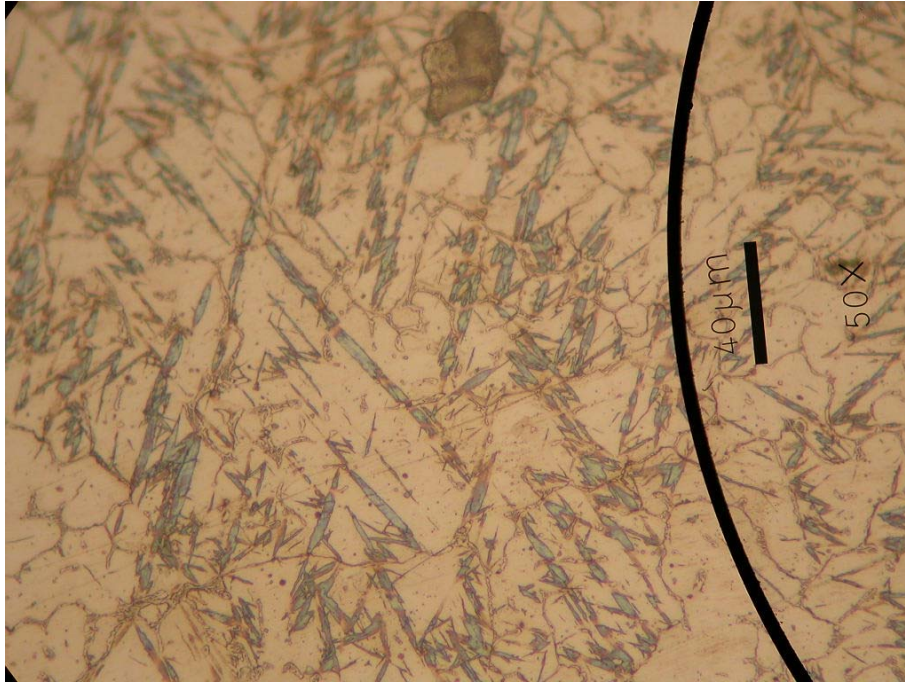
Şekil 6.19 S5 numunesinin 4. bölge OM görünümü (10x)

Şekil 6.19’da martenzitik yapı sınıra doğru yönelmiştir.



Şekil 6.20 S4 nolu numunenin 5. bölge OM görünümü (10x)

Şekil 6.20’de 5. bölgede oluşan martenzit daha ince iğneli (masif) yapıdadır. Sertlik biraz düşmüştür.



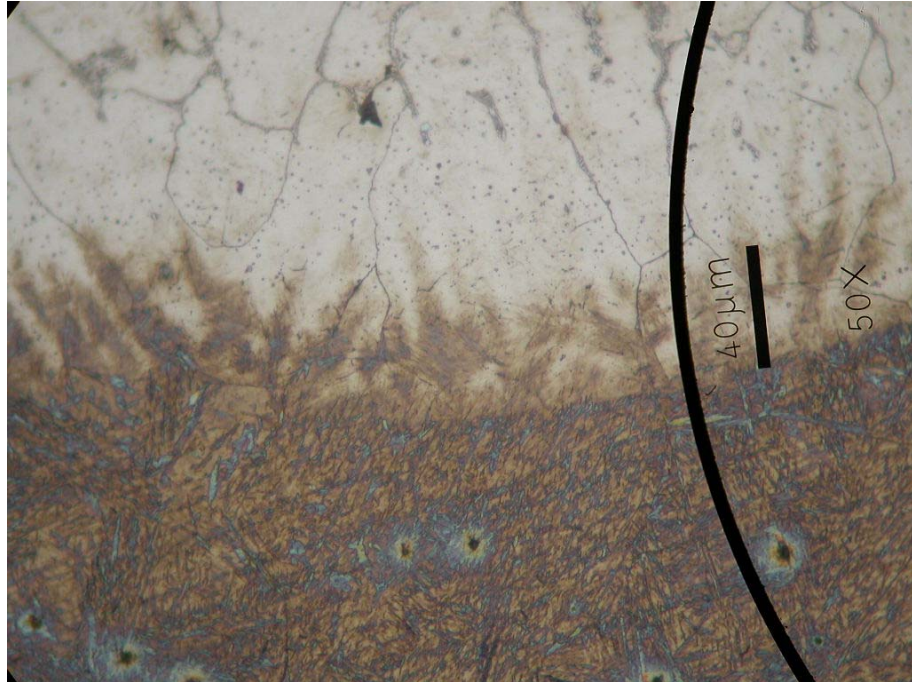
Şekil 6.21 5 nolu numunenin 5. bölge OM görünümü (50x)

Şekil 6.21’de havada sertleşmesine rağmen krom oranının yüksek olmasından dolayı iğneli martenzit oluşmuştur. Sertlik artışı olmasına rağmen bu sertlik artışı yağda soğutma ortamına göre daha düşüktür.



Şekil 6.22 S6 nolu numunenin 1. bölge OM görünümü (20x)

Şekil 6.22’de görüldüğü gibi ferritik perlitik çeliktir. Az oranda da tane sınırlarında krom karbürler görülmektedir.



Şekil 6.23 6 nolu numunenin 4. bölge OM görünümü (50x)

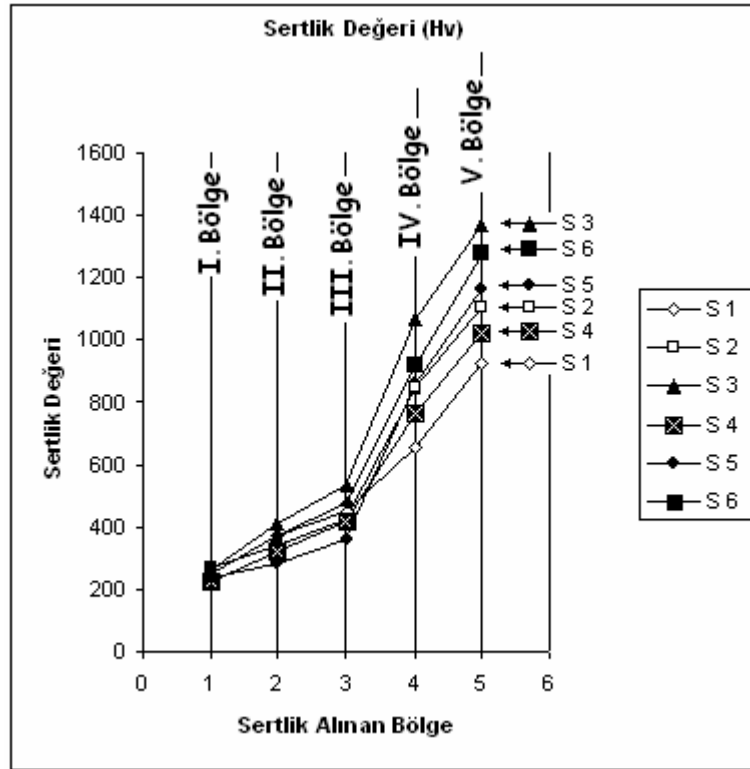
Şekil 6.23 ana metalin kaynak bölgesi ile birleştiği bu bölgede (ITAB dahil) krom metalinin ana malzemeye doğru, ana metalden de karbonun kaynak bölgesine doğru ilerlediği ve bu bölgede demir ve krom karbürlerin oluştuğu anlaşılmaktadır.

6.4. Sertlik Ölçüm Sonuçları

SiC ile yüzeyi modife edilen numunelerin mikrosertlik ölçümleri, kaplama yüzeyinin 0.5 mm altındaki bölge ile alt tabaka arasında bir hat boyunca 50 gr yük uygulanarak, dendrit ve dendritler arası bölgede ise 50 gr yük uygulanarak yapılmıştır. Kaplama bölgesi ile alt tabaka arasındaki sertlik değişiminde, kaplama bölgesinin sertliği maksimum değere ulaşırken, arayüzeye doğru yaklaşıldığında az miktarda azalmaktadır. Isı etkisi altında kalan bölgenin (HAZ bölgesinin) sertliği ise alt malzemenin sertliğinden biraz yüksek değerdedir. Bu durum Fe içeriğinin kaplama bölgesinde daha az, arayüzey bölgesinde ise daha fazla olmasıyla; ayrıca kaplama bölgesinde Cr_7C_3 , Fe_7C_3 , Fe_3C ve Fe_3Si_2 gibi sert fazların yoğunluğunun fazla, arayüzeye doğru bu yoğunluğun azalması ve tanelerin kaplama bölgesinde küçük, arayüzeye doğru ise büyük boyutta olması, ısı etkisi altında kalan bölgenin sertliği ise martenzitik faz dönüşümü ile açıklanabilir (Yıldırım ve diğ., 2007).

Tablo 6.1 Mikrosertlik ölçüm sonuçları

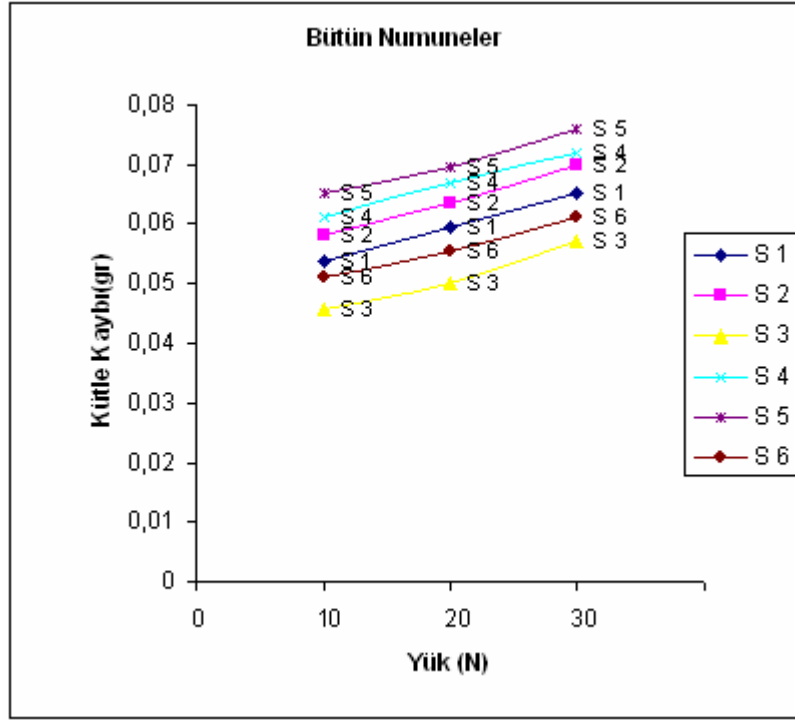
Numune Adı	1. Bölge Sertlik Değeri (HV)	2. Bölge Sertlik Değeri (HV)	3. Bölge Sertlik Değeri (HV)	4. Bölge Sertlik Değeri (HV)	5. Bölge Sertlik Değeri (HV)
S 1	254	371	451	661	923
S 2	269	342	429	843	1105
S 3	262	414	538	1064	1366
S 4	225	320	422	770	1017
S 5	240	283	363	858	1163
S 6	254	371	480	916	1272



Şekil 6.24 Mikrosertlik ölçüm sonuçları diyagramı

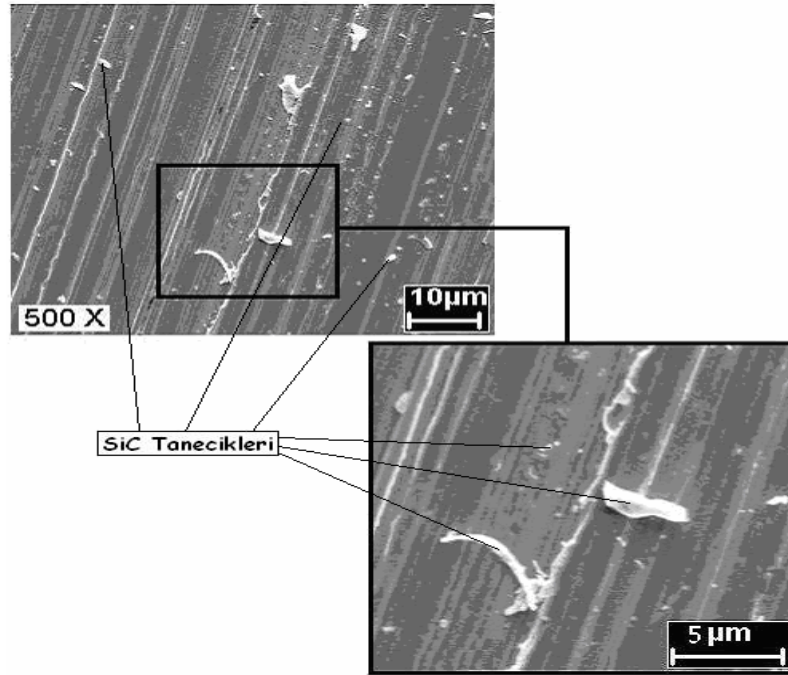
6.5 ABRASİF AŞINMA TEST SONUÇLARI

Elektrik ark kaynak yöntemi ve Citodur 600 elektrodu kullanılarak, SiC ile yüzeyi modifiye edilen AISI 4142 çeliğinin abrasif aşınma testleri sonrası 10N, 20N ve 30N'luk yük değerlerinde, 20 metre aşınma mesafesine bağlı olarak kütle kaybı değişim grafiği Şekil.6.25 'de verilmiştir.

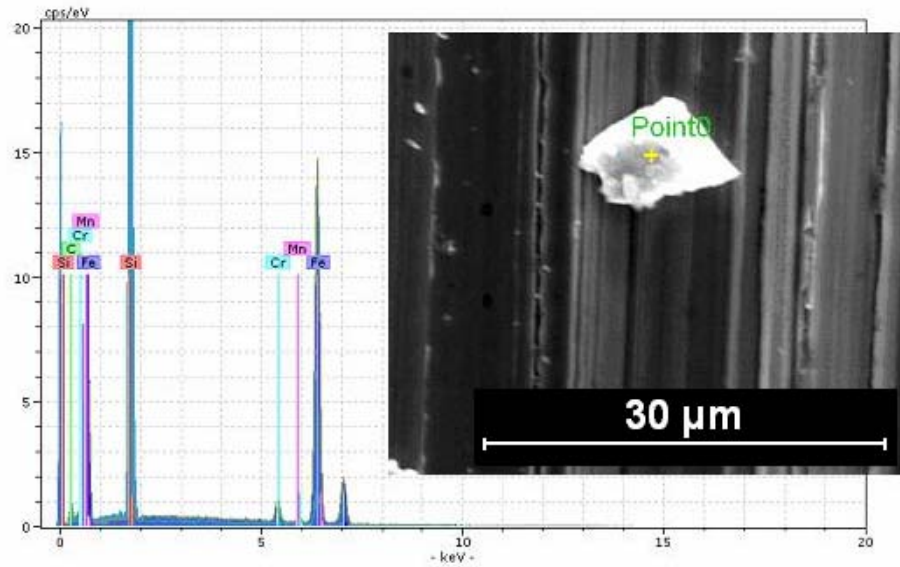


Şekil 6.25 Numunelerin 20 m aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişim grafiği

Elektrik ark kaynak yöntemi ve Citodur 600 elektrodu kullanılarak, SiC ile yüzey modifikasyonu yapılan numunelerden S3 numunesi diğer numunelerle kıyaslandığında aşınması en düşük olan numune olduğu görülmektedir. Bu numunenin mikroyapısı Şekil 6.18’de görüldüğü gibi kalın iğneli martenzitten oluşmaktadır. Mikrosertlik diyagramında da görüldüğü gibi S3 numunesi yüzey sertliği en yüksek numunedir. SiC oranının fazlalığı ve yağda, havaya göre daha hızlı soğutma yapılarak sert martenzit tabakaların elde edilmesi, aşınma oranının düşük çıkmasına yol açmıştır. Elde edilen sonuçlardan da görüldüğü gibi, toz miktarının ve soğutma ortamının aşınma testine olan etkisi oldukça yüksektir. Şekil 6.25’deki kütle kaybı-yük ilişkisinden de görüleceği gibi, 20 m’lik aynı aşınma mesafesinde, aşınma miktarı artan yüklerle yaklaşık olarak doğrusal bir artış göstermektedir. Kaynaklı malzemelerin aşınma davranışları arasında önemli bir farklılığa rastlanılmamıştır. Ancak, yağda soğutularak sertleşen parçalarda martenzit oluşumu hızlandığından aşınma etkileri daha az olmuştur.



Şekil 6.26 S1 numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi

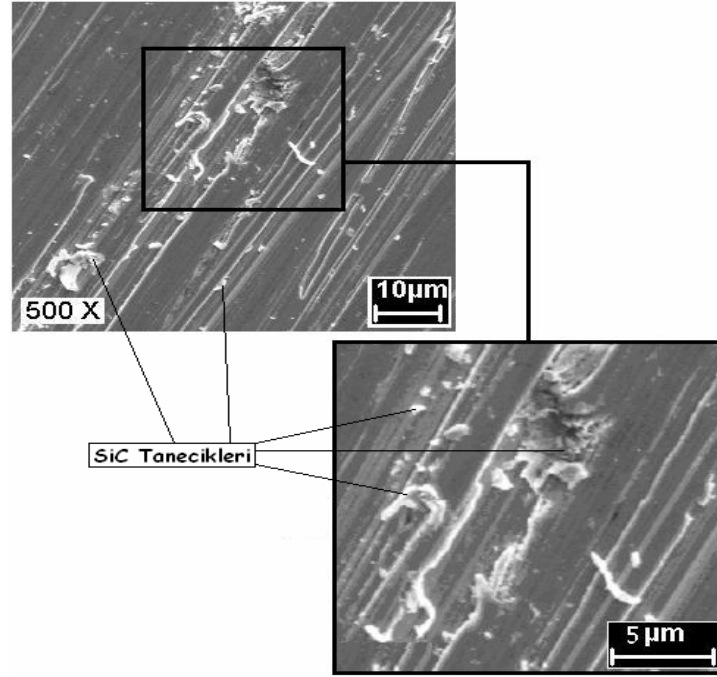


Spectrum: Point0

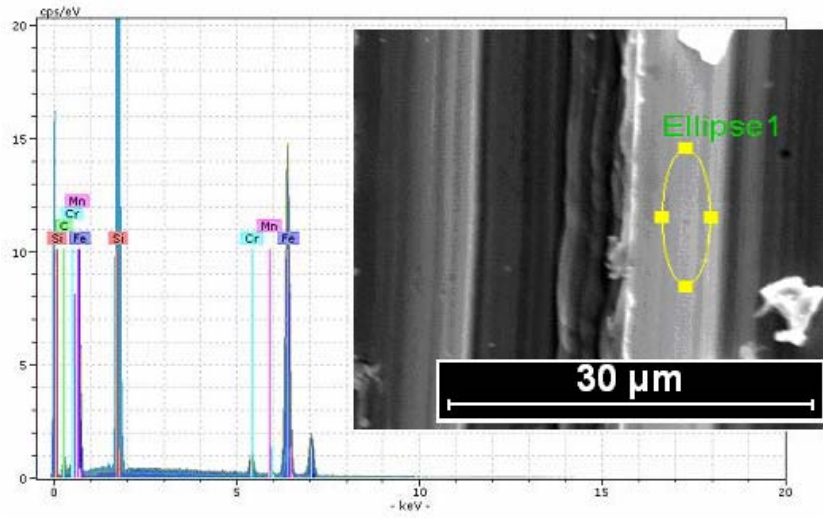
El	AN	Line	un. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [At.%]
Si	14	K-series	54.52	61.60	47.13
C	6	K-series	24.00	27.11	48.51
Fe	26	K-series	9.30	10.51	4.04
Cr	24	K-series	0.49	0.560	0.23
Mn	25	K-series	0.20	0.220	0.09

Total: 100 %

Şekil 6.27 S1 numunesinin SiC taneciği (EDS) analizi



Şekil 6.28 S2 Numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi

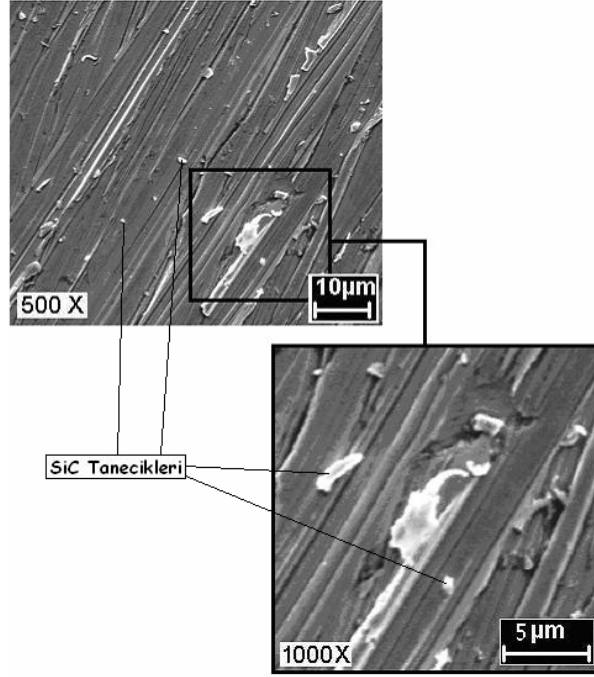


Spectrum: Ellipse1

El	AN	Line	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [At.%]
Fe	26	K-series	95.41	92.21	79.78
C	6	K-series	4.23	4.09	16.44
Cr	24	K-series	2.84	2.75	2.55
Mn	25	K-series	0.52	0.51	0.45
Si	14	K-series	0.47	0.45	0.78

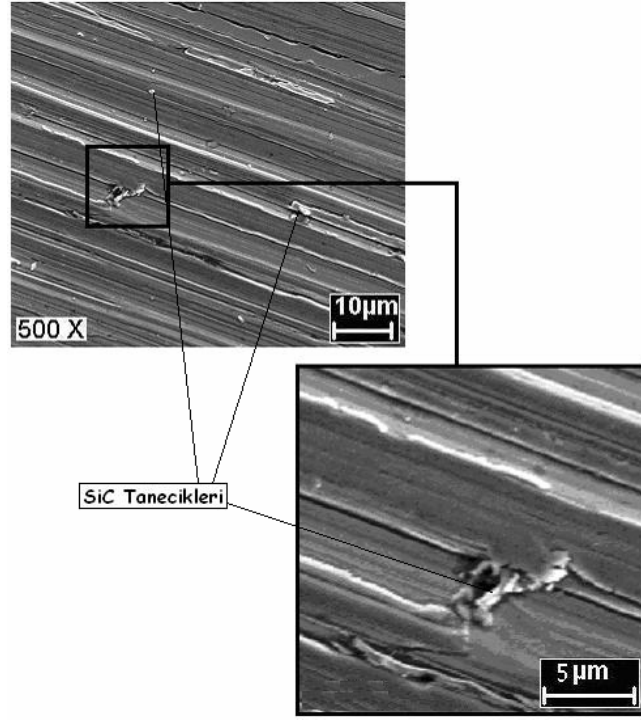
Total: 100 %

Şekil 6.29 S2 numunesinin aşınma kanalı (EDS) analizi

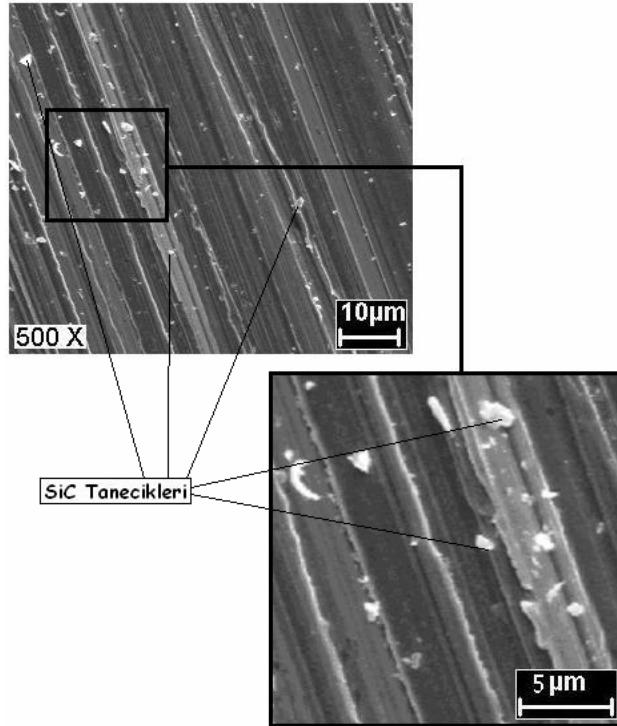


Şekil 6.30 S3 numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi

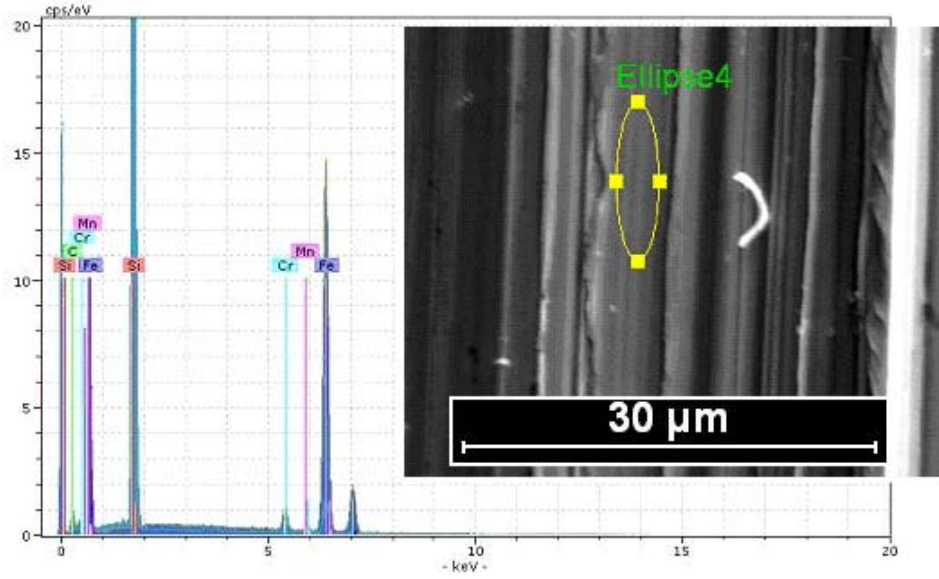
Şekil 6.26, 6.27, 6.28, 6.29 ve 6.30’da 10 N yük altında SiC katkısı artırılmış olan üç numunenin aşınma SEM ve EDS resimleri verilmiştir. Resimlerden de görüldüğü gibi artan SiC miktarı ile S1 ve S2 numunelerinde yüzeyde kopan SiC tanecik sayısı artmıştır. Buna da gevrek SiC tanelerinin kırılgan olması ve yüzeyden kolayca ayrılması neden olmuştur. Aşınmanın oluşturduğu çizgiler açısından bakıldığında ilk iki S1 ve S2 numunesinin aşınmış yüzeyleri arasında önemli bir farkın bulunmadığı görülmektedir. S3 numunesinin aşınmış yüzeyinden de SEM ve EDS resmi alınmış ve bu numunede kaynak bölgesinde iğneli sert martenzit olan Cr-Mn içeren sünek alt katın iyi enerji absorbe yeteneği nedeniyle S3 numunesinin en iyi aşınma dayanımını göstermiş ve aşınma çizgilerinin bu numunede diğer numunelere oranla derin olmadığı belirlenmiştir. EDS analizleri incelendiğinde S1 numunesinden kopan taneciklerin tamamen SiC olduğu dolayısıyla ana kütlede SiC’un çözünmeden kaldığı dikkat çekmiş ve S2 numunesinde SiC tanecikleri yerine demir ve krom karbürlerin oluştuğu görülmüştür. Bu durumun sonucu olarak S2 ve S3 numunesinin aşınma dayanımı S1 ve S2’ e oranla daha yüksek çıkmıştır.



Şekil 6.31 S 4 numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi



Şekil 6.32 S5 numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi

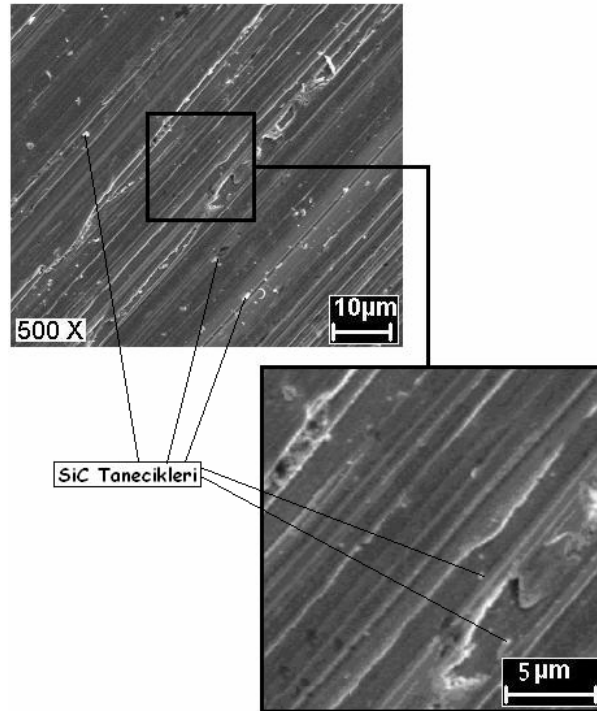


Spectrum: Ellipse4

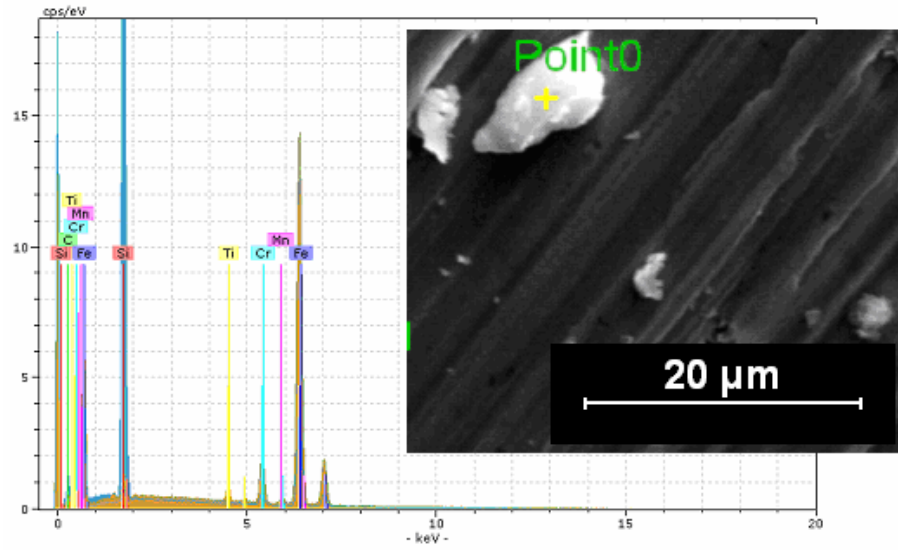
El	AN	Line	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [At.%]
Fe	26	K-series	93.26	92.14	79.63
C	6	K-series	4.19	4.14	16.64
Cr	24	K-series	2.73	2.70	2.50
Mn	25	K-series	0.63	0.62	0.55
Si	14	K-series	0.40	0.40	0.68

Total: 100 %

Şekil 6.33 S5 numunesinin aşınma kanalı (EDS) analizi



Şekil 6.34 S 6 numunesinin 10 N yük sonrası aşınma yüzeyi SEM resmi



Spectrum: Ellipse4

El	AN	Line	un. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [At.%]
Si	14	K-series	35.60	41.42	33.45
C	6	K-series	24.75	28.79	54.37
Fe	26	K-series	23.15	26.93	10.94
Cr	24	K-series	2.03	2.36	1.03
Mn	25	K-series	0.22	0.26	0.11
Ti	22	K-series	0.21	0.24	0.12
Total:			100 %		

Şekil 6.35 S6 numunesinin SiC taneciği (EDS) analizi

Şekil 6.31, 6.32, 6.33, 6.34 ve 6.35’de havada sertleştirilen üç farklı SiC katkılı kaynak bölgesinin SEM ve EDS aşınma yüzeylerinin resimleri verilmiştir. S4 numunesinde kaynak bölgesine ilave edilen SiC miktarı az olduğundan daha az oranda metal karbürleri oluşmuş, böylece kaynak malzemesi kısmen sünekliğini korumuş ve daha iyi enerji absorbe etmiştir. Sonuçta S4 numunesindeki aşınma S5 numunesinden daha az olmuştur. S6 numunesinde ise Si, Fe ve Cr elementlerinin karbürlerinden oluşan bir kaynak bölgesi elde edilmiştir. Bu da kritik soğutma hızını düşürmüş, oluşan karbürler sertliği daha da artırmış ve ayrıca tabaka kalın olduğundan ana kütle içerisine daha az miktarda SiC ve Cr geçişi söz konusu olmuştur. Ana kütleye daha az oranda Cr ve C’un geçişi sünekliğin azalmasını önlemiş ve bu aşınma yüksek bir aşınma direnci göstermiştir.

6.6 GENEL SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, alt tabaka malzemesi olarak seçilen AISI 4142 çeliğinin yüzeyine SiC tozu kullanılarak elektrik ark kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu yapılmıştır. Modifikasyonlu numunelerin mikrosertlik ölçümleri yapılarak, sertlik değişimi incelenmiştir. Yapılan bu çalışmalar neticesinde şu sonuçlara varılmıştır:

- a. Yüzeye geçirilen SiC tozunun kaynak bölgesinde kalınlık arttıkça daha az oranda çözüldüğü tespit edilmiştir.
- b. Yağda soğutulan numunelerde artan SiC tozu miktarına bağlı olarak karbon ve krom elementlerinin nüfuziyeti artmış ve sertleşme etkileri yükseltilmiştir.
- c. İç yapıda artan oranlarda martenzit oluşumu ile demir ve krom karbürlerin ayrışması sonucunda özellikle martenzit oranı yüksek olan S3 numunesinde sertlik ve aşınma direnci en yüksek değerlere ulaşmıştır.
- d. Havada soğutulan numunelerden SiC katılım oranının daha fazla olduğu S6 numunesinde gerek krom karbürlerin oluşması ve gerekse havada sertleştirilebilirlik sınırlarına ulaşan krom içerikleri ile sertlik yüksek çıkmıştır.
- e. Aşınma özellikleri birbirine yakın çıkan S4 ve S5 numunelerinde; S5’de daha kalın bir SiC katının çözünmeden kalması ve kaynak bölgesinde yeterince çözünmediğinden ve bölgeye iyi tutunamadığından aşındırma esnasında silisyum karbür tanecikleri daha yüksek oranda kopma göstererek aşınma kayıplarını artırmıştır.
- f. En iyi aşınma ve sertlik değerlerini veren S3 ve S6 numunelerinde metal karbürlerin dengeli dağılması kısmen aşınmaya dayanıklı sert martenzit katının oluşması ve modifikasyonla kaplama katı oluşturulan kısımda olsa hala sünek özellikte bulunduğu ve enerji absorbe özelliğini koruduğu belirlenmiştir.
- g. S3 ve S6 numunelerinde aşınma direncinin yüksek çıkmasının nedeni de yine aynı kaynak koşulları altında kaplama tozu miktarının (SiC) artması ile kaynak etki derinliğinin azalmasıdır. Bu nedenle ana malzeme sünekliğini yitirmemiştir.
- h. Başka elektrodlarla çalışarak kaynak ve aşınma yeteneği araştırılabilir.
- i. Kaynak parametreleri ve nüfuziyet derinliği değiştirilebilir.

KAYNAKLAR

- Chiu, L.H., Yang, C.F., Hsieh, W.C., Cheng, A.S., 2002, "Effect of Contact Pressure on Wear Resistance of AISI H13 Tool Steels With Chromium Nitride and Hard Chromium Coatings", Surface and Coatings Technology, 282-288.
- Jahrling, F., Ruck, D.M., Fuess, H., 1999, "Hardness, Wear and Microstructure of Carbon Implanted AISI M2 High Speed Steel", 111-118.
- Okada, H., Sahashi H. Effect On The Damping Of High Strength FeCr- Mn Alloys
- Özbek, I., Bindal, C., 2002, "Mechanical Properties of Boronized AISI W4 Steels", Surface and Coating Technology, 14-20.
- Özenbaş, M., 1995, "Sert Kaplama Teknolojisindeki Gelişmeler ve Elmas Filmler", 6. Denizli Malzeme Sempozyumu, 162-171.
- Quinto, T.D., Wolfe, J.G., Jindal, P.C., 1987, "High Temperature Microhardness of Hard Coatings Produced By Physical and Chemical Vapour Deposition", Thin Solid Films, 18-36.
- Savaşkan, T., 1999, "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", KTÜ, Trabzon, 208-210.
- Srinivas N., Kutumbarao V.V., 1996 "On The Discontinuous Precipitation Of Cr,N In Cr-Mn-N Austenitic Stainless Steels"
- Smith, W.F., 1993, "Structure and Properties of Engineering Alloys", Vol.1, University of Central Florida, Toronto, 321-330.
- Spies, H.J., Schaaf, P., Vogt, F., 1998, Material Wissenschaft und Werkstofftechnik, 588-594
- Staines, A. M., 1985, "Thermochemical Treatments in A Glow Discharge Environment", Surface Engineering, 739.
- Strafford, K. N., Smart, R., C, Sare, I, Subramain, C., 1995, "Surface Engineering", Technomic Publishing Company, U.S.A.
- Tekin, A., 1984, "Çelik ve Isıl İşlemi", Hakan Ofset, İstanbul, 449-453.
- Topbaş, M.A., 1998, "Çelik ve Isıl İşlem El Kitabı", Prestij Basım, İstanbul, 88-95.

- Tyler, J.M., 1995, “Automotive Applications for Chromium”, Metal Finishing, 11–14.
- Weisman, C., 1981, “Fundamentals of Welding”, Welding Handbook, Seventh Edition, Vol. 1, Editor, American Welding Society, 10, 79-98.
- Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, “Mühendislik Malzemesi,”, MKÜ Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, İskenderun, 114-124