

T.C.
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

109736

**DUAL FAZLI ÇELİKLERDE İÇYAPININ MEKANİK
ÖZELLİKLERE ETKİSİ**

109736

KIVANÇ ARIDAĞ

**T.C. YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
DOKÜMANTASYON MERKEZİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİMDALI

BURSA-2001

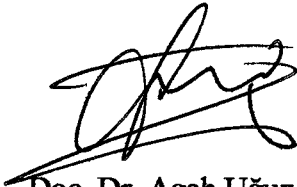
T.C.
ULUDAĞ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DUAL FAZLI ÇELİKLERDE İÇYAPININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

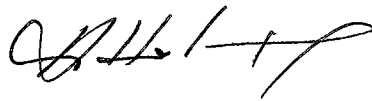
KIVANÇ ARIDAĞ

YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİMDALI

Bu tez 13.08.2001 tarihinde aşağıdaki juri tarafından oy birliği / ~~oy çokluğu~~ ile kabul edilmiştir.



Doç. Dr. Agah Uğuz
(Danışman)



Prof. Dr. A. Halim Demirci



Doç. Dr. Aslı Hockenberger

ÖZET

Bu tez çalışmasında bileşimi %0,13C, %0,97Mn, %0,2Si olan düşük karbonlu çelik dual fazlı yapı elde etmek için kullanılmıştır. Standartlara göre hazırlanmış çekme, çentikli-çekme ve çentik-darbe numuneleri normalize edildikten sonra 910°C’de ostenit bölgesinde 45 dakika tutulup suda su verilerek martenzit yapısı elde edilmiştir. Daha sonra bu numuneler 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında ostenit+ferrit bölgesinde 15,30 ve 60 dakika sürelerinde tavlanylıp tekrar suda su verilmiştir.

Martenzit ve ferritten oluşan içyapı sıcaklık, süreye bağlı olarak farklı tane büyüklüklerinde ve hacim oranlarında dual fazlı içyapı elde edilmiştir. İçyapıdaki değişimler optik mikroskopta çekilen fotoğraflar ile incelenmiş, ferrit ve martenzit oranları ile tane büyüklükleri ve dağılımı belirlenmiştir. Ayrıca kırılmanın ne tarzda olduğu elektron mikroskobu fotoğrafları ile incelenmiştir. Çekme testleri, çentik-darbe deneyleri, sertlik ölçümleri dual fazlı çeliğin mekanik özelliklerinin tespiti için kullanılmıştır.

Ara suverme (intermediate quenching) ısı işlem metodu ile düzgün, iğnesel fiberli martenzit+ferrit içyapısı elde edilmiştir. Bu oluşan içyapı çeliğe orta düzeyde çekme mukavemeti, yüksek süneklik ve kırılma tokluğu değerleri sağlamıştır. Deneyler sonucunda artan ısı işlem sıcaklığı ve süresinde malzememizin sertlik, akma, çekme, kopma mukavemeti ve hacimsel martenzit miktarı artmış, süneklik ve kırılma tokluğu değerleri azalmıştır. Ara suverme yöntemi kullanılarak yapılan ısı işlem programları sonucunda optimum mekanik özellikler II. grupta 30 dakika tavlama süresinde (740°C, 770°C) elde edilmiştir.

Anahtar Kelimeler: Dual-fazlı çelik, martenzit, ferrit, mekanik özellikler, kırılma tokluğu

ABSTRACT

A low alloy steel having a composition of 0,13wt%C, 0,97wt%Mn and 0,2wt%Si has been investigated in this thesis. Intermediate quenching method was chosen in order to obtain dual-phase structures. The treatment consisted of initial austenization and quenching in water to form martensite followed by annealing in the ferrite+austenite region at the temperatures of 740°C, 770°C, 800°C and 830°C with corresponding times of 15,30 and 60 minutes, followed by water quenching. This method is called intermediate quenching(IQ).

Consequently, dual phase microstructures which comprises martensite and ferrite phases with different sizes and volume fractions were obtained. The changes in the microstructure were examined by optical and electron microscopy. Hardness measurements, tensile tests and impact testing were conducted in order to determine the mechanical properties of the dual phase structures.

Intermediate quenching produced fine, fibrous needle-like martensite+ferrite structure, while martensite appears to surround the ferrite grains. This gave rise to an intermediate tensile strength, highest ductility and fracture toughness to the material. It was found that the ultimate tensile strength, yield strength and the hardness of the dual phase steel increased with increasing heat treatment time and temperature together with an increase in the volume fraction of martensite, however ductility and fracture toughness values decreased. The results showed that optimum mechanical properties could be obtained for group II heat-treatment (740°C, 770°C), whose annealing time is 30 minutes .

Key words: Dual-phase steels, martensite, ferrite, mechanical properties, fracture toughness.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	i
ABSTRACT	ii
İÇİNDEKİLER	iii
ŞEKİLLER DİZİNİ	vi
ÇİZELGELER DİZİNİ	xi
SİMGELER	xii
1.GİRİŞ	1
2.KAYNAK ARAŞTIRMASI	5
2.1. Dual Fazlı Çeliklerin Tanımı ve Ferritik-Perlitik Çeliklerle Karşılaştırılması	5
2.2. Dual Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri ve Kullanım Alanları	7
2.3. Dual Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemleri ve Ticari Üretimi	12
2.3.1. Haddelme Metodu	15
2.3.2 Sürekli Tavlama Metodu	16
2.3.3. Kutu Tavı Metodu	16
2.4. ($\alpha+\gamma$) Bölgesinde Tavlama ile Dual-Faz Yapının Elde Edilmesi	19
2.4.1. Ostenit Fazının Oluşumu	19
2.4.2. Ostenit-Martenzit Dönüşümü (Su verme)	19
2.4.3. Dual-Faz Yapısının Özellikleri	22
2.4.3.1. Ferrit	22
2.4.3.2. Martenzit	25
2.4.3.2.1 Martenzitik Dönüşüm	25
2.4.3.2.2. Dual Fazlı Çeliklerde Martenzitin Mekanik Özelliklere Etkisi	29
2.4.3.2.3. Kalıntı Ostenit	36
2.5. Dual fazlı Çelikte Mukavemet ve Sünekliğin İncelenmesi	38
2.5.1. Akma Mukavemeti	38
2.5.2. Çekme Mukavemeti	38
2.5.3. Kopma	39

2.5.4. Süneklik	40
2.5.5. Deformasyon Sertleşmesi (Pekleşme)	44
2.6. Soğutma Hızı	48
2.7. Süreksiz Akma Olayı ve Giderilme Çareleri	48
2.7.1 Süreksiz Akma Olayı	48
2.7.2. Süreksiz Akma Olayının Açıklanması	50
2.7.3. Süreksiz Akma Olayına Etki Eden Faktörler	54
2.7.4. Süreksiz Akma Olayının Giderilmesi	58
2.8. Dual Fazlı Çeliklerin Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi	60
2.8.1. Karbon	61
2.8.2. Mangan	62
2.8.3. Silisyum	62
2.8.4. Niobyum	63
2.8.5. Molibden	63
2.8.6. Vanadyum	63
2.8.7. Krom	64
2.9. Dual Fazlı Çeliklerin Kullanım Alanları	64
3. MATERYAL VE YÖNTEM	66
3.1. Isıl İşlemler	66
3.2. Tav Fırını	67
3.3. Metalografik Çalışmalar	68
3.3.1. Nicel Metalografi Yön. % Martenzit Miktarının Bulunmasının Detayı	68
3.4. Çekme Testi	69
3.4.1 Çentikli Çekme Deneyi	70
3.5. Çentik-Darbe Deneyi	71
3.6. Sertlik Ölçümü	71
3.7. Metalografik Muayene	71
3.7.1. Hassas Kesme Cihazı	71
3.7.2. Bakalite Alma Cihazı	71
3.7.3. Parlatma Çarkı	72

3.7.4. Optik Mikroskopi	72
3.7.5. Elektron Mikroskopisi	72
4. ARAŞTIRMA VE SONUÇLAR	73
4.1. Metalografik Deney Sonuçları	73
4.2. Mekanik Deneyler	82
4.2.1. Çekme Özellikleri	82
4.2.2. Sertlik	87
4.2.3. Çentikli Çekme ve Çentik Hassasiyeti	88
4.3.3. Çentik-Darbe Dayanımı	94
4.3.4. Kırılma Tokluğu	95
4.3.5. Fraktografi	97
5. SONUÇLAR	104
KAYNAKLAR	106
TEŞEKKÜR	112
ÖZGEÇMİŞ	113

ŞEKİLLER LİSTESİ

- Şekil 2.1. Çift fazlı, yüksek mukavemetli az alaşımlı ve az karbonlu çeliklere ait gerilme (σ)- birim şekil değiştirme (ϵ) eğrileri.
- Şekil 2.2. Dual fazlı ve ferritik-perlitik (HSLA ve az karbonlu) çeliklerde çekme mukavemeti (σ_c) – homojen % uzama (ϵ_h) ilişkisi (Rashid ve Rao 1981).
- Şekil 2.3. Dual fazlı, HSLA ve az karbonlu çeliklere ait biçimlendirme sınır diyagramları (Çimenoğlu 1984).
- Şekil 2.4. Dual fazlı ve az karbonlu çelikler için saç kalınlığı BSD(0) noktasına etkisi (Demetri 1981).
- Şekil 2.5. Dual fazlı çeliklerden imal edilmiş otomobil parçalarında deformasyon sertleşmesine ilaveten boya kurutma işlemi sırasında meydana gelen "fırınlama sertleşmesinin" çekme eğrisine etkisi (Okamamoto ve ark. 1982).
- Şekil 2.6.'da 100, 175 ve 250°C'de temperlenmiş alaşımsız dual fazlı çeliklerde, ön deformasyon miktarına bağlı olarak fırınlama sertleşmesi nedeniyle akma mukavemetinde meydana gelen artış (Okamamoto ve ark. 1982).
- Şekil 2.7. Fe-C denge diyagramı.
- Şekil 2.8. Dual faz mikroyapısının elde edilmesinin şematik izahı.
- Şekil 2.9. Dual-faz ısıtma işlemleri için sıcaklık aralıkları (Kim ve Thomas 1981).
- Şekil 2.10. Çeşitli dual-fazlı mikroyapıları.(Kim ve Thomas 1981).
- Şekil 2.11. Sürekli tavlama hattında HSLA çeliğinde dual fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtma işlemi (Asamura 1978).
- Şekil 2.12. Ferrit-perlit arayüzeyinde ostenit tanelerinin oluşması.
- Şekil 2.13. 790°C'de 90 sn ostenitlenmiş 0,12C, %1,2Mn, %0,51Si, %0,13Mo içeren çeliğe ait sıcaklık-soğuma diyagramı .
- Şekil 2.14. Martenzit partiküllerine komşu ferrit içinde görülen dislokasyonlar TEM'de çekilen ferrit içindeki dislokasyonlar (Açık alanlar ferrit, koyu alanlar martenzittir).
- Şekil 2.15. Soğuma hızına bağlı olarak gerilme ve uzamalarındaki değişim (Immura ve ark. 1977).

Şekil 2.16. Kritik bölgeden soğutulan % 0,12C, % 18 Mn, % 0,51 Si, % 0,13 Mo'li çeliğin sıcaklık soğuma diyagramı davranışı:

Şekil 2.17. a) Martenzit birim kafesi b) Martenzitte ağırlıkça karbon yüzdesinin kafes parametresine bağlı değişimi

Şekil 2.18. Alaşımsız bir çelikte karbon miktarının M_s ve M_F sıcaklıkları ile martenzit türüne etkisi (Kayalı ve Ensari 1991).

Şekil 2.19. Martenzit lamellerini oluşturan iki yer değiştirme olayının şematik gösterimi: a) Birincil yerdeğiştirme. b) İnce ölçekte ikizlenme ile sağlanmış ikincil yerdeğiştirme. İkincil yerdeğiştirme küçük ölçüde kayma ile sağlanır (Hayden ve ark. 1993).

Şekil 2.20. Martenzit oluşumları (Weisbach 1977) a) Masif martenzit b) İğnesel martenzit.

Şekil 2.21. Çelikte karbon miktarına göre çeşitli faz dönüşümü ürünlerinin sertliklerinin değişimi (Kayalı ve Ensari 1991).

Şekil 2.22. $(\alpha+\beta)$ bölgesinde tavllanmış %1,5 Mn içeren çelikte karbon miktarına ve tavlama sıcaklığının martenzit hacim oranına etkisi (Speich ve Miller 1979).

Şekil 2.23. Kademeli suverme (KSV) ve kritik sıcaklıklar arası suverme (KSAT) numunelerinin mikroskobik kopma işleminin sistematik gösterimi (Kunio ve ark. 1975).

Şekil 2.24. Martenzit hacim oranının dual fazlı çelik mukavemetine etkisi (Tamura ve ark. 1973).

Şekil 2.25. Dual fazlı çeliklerde üniform ve toplam % uzama değerinin martenzit hacim oranıyla değişimi (Speich ve Miller 1979).

Şekil 2.26. Dilimleri arasında kalıntı ostenit bulunan dislokasyonlu martenzitin a) Aydınlık alan b) Karanlık alan TEM mikroyapı fotoğrafları..

Şekil 2.27. Ferrit matriks içindeki kalıntı osteniti gösteren transmisyon elektron mikrofrafı (Piplani ve Ragavan 1981).

Şekil 2.28. Kalıntı ostenitin üniform % birim şekil değişimine etkisi (Rigsbee 1977).

Şekil 2.29. Ferrit fazındaki klivaj çatlağı gösteren taramalı elektron mikrofrafı (Kim ve Thomas 1981).

Şekil 2.30. İnce fiberli yapıda ferrit/martenzit arayüzeyinde boşluk oluşumunu gösteren taramalı elektron mikrofrafı (Kim ve Thomas 1981).

Şekil 2.31. Az alaşımlı dual fazlı çeliğe ait Crussard-Jaoul (C-J) analizi (Korzekwa ve ark. 1984).

Şekil 2.32. Değişik malzemelerin tipik gerilme-%uzama diyagramları.

Şekil 2.33. Düşük karbonlu bir çeliğin gerilme-%uzama diyagramları ile Lüders sınırının ilerlemesine ait şematik örnek.

Şekil 2.34. Değişik alaşım elementlerinin saf demir ve düşük karbonlu çeliklerin akma gerilimine etkisi.

Şekil 2.35. Saf demirde tane boyutu ve deformasyon hızının alt akma gerilimine etkisi.

Şekil 2.36. Lüders sınırı sayısının akma gerilimi ve akma uzamasına etkisi.

Şekil 2.37. Çeşitli alaşım elementlerinin ferritin akma gerilmesine etkisi (Piplani 1985).

Şekil 3.1. Fe-C diyagramında numunelere uygulanan ısı işlem programının şematik gösterilişi.

Şekil 3.2. Görülen küresel parçacıklar içeren bir yapının rastgele bir kesit alanı.

Şekil 3.3. TSE 138'e göre hazırlanmış çekme deneyi numunesinin boyutları.

Şekil 3.4. ASTM E338'e göre hazırlanmış çentikli-çekme deneyi numunesinin boyutları.

Şekil 3.5. Çentik-darbe numunesinin boyutları

Şekil 4.1. a) Normalize edilmiş numunenin (ferrit-perlit) mikroyapısı.

Şekil 4.1. b) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 39,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. c) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 28,4 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. d) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 20,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1 e) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 17,6 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. f) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 20,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. g) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C'de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %39,4 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. h) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %29,1 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1.i) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %24,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. i) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %52,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. j) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %43,2 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. k) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %30,5 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.1. l) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %26,1 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Şekil 4.2. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak martenzit hacim oranı değişiminin grafiği.

Şekil 4.3. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak martenzit tane boyutunun değişim grafiği.

Şekil 4.4. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) çekme mukavemetinin değişiminin grafiği.

Şekil 4.5. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) kopma mukavemetinin değişiminin grafiği.

Şekil 4.6. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) toplam % uzama değişiminin grafiği.

Şekil 4.7. Isıl işlem sıcaklığına olarak akma mukavemetinin değişiminin grafiği.

Şekil 4.8. Martenzit miktarına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) % kesit daralmasının değişiminin grafiği.

Şekil 4.9. Martenzit hacim oranına bağlı (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) olarak sertlik değişiminin grafiği.

Şekil 4.10. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak çentik- çekme mukavemeti değerlerinin grafiği.

Şekil 4.11. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) çentik-hassasiyeti değişiminin grafiği.

Şekil 4.12. ASTM(E388) göre kırılma görünümleri a) Düz kırılma b) Çoğunluğu eğimli c) Tamamen Eğimli.

Şekil 4.13. a) Toplam uzamaya (%) bağlı olarak akma oranının değişim grafiği.

Şekil 4.13. b) Ferrit hacim oranına (%) bağlı olarak akma oranının değişim grafiği.

Şekil 4.14. a) Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak çentik-darbe dayanımı değişiminin grafiği.

Şekil 4.14. b) Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) çentik-darbe dayanımı değişiminin grafiği.

Şekil 4.15. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak kırılma tokluğu değişiminin grafiği.

4.16.a) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %52,3 martenzit içeren çentik-darbe numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.16.b) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen % 17,4 martenzit içeren çentik-darbe numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.17.a) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen %46,8 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.17.b) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen %24,3 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.17.c) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %52,3 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.17.d) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %30,5 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

4.17. e) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen %17,4 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 2.1. Yavaş soğutma metodu ile üretilen dual fazlı çeliklerin kimyasal bileşimi

Çizelge 2.2. Kopma davranışının tanımlanması (Dieter 1988).

Çizelge 2.3. Katı çözeltilde alaşım elementinin % 0,1 oranında artması ile akma geriliminde meydana gelen artış.

Çizelge 3.1. Deneyde kullanılan çelik sacın kimyasal analizi (% ağırlıkça).

Çizelge 4.1. Isıl işlem sıcaklığı ve zamana bağlı olarak oluşan martenzit hacim oranı(% V_m).

Çizelge 4.2. Isıl işlem sıcaklığı ve zamana bağlı olarak oluşan ferrit ve martenzit tane boyutu(μm).

Çizelge 4.3. Arasuverme (IQ) yöntemiyle dual-faz yapıldıktan sonra çentiksiz-çekme numunelerine uygulanan çekme testine göre elde edilen mekanik özellikler.

Çizelge 4.4. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen sertlik değerleri.

Çizelge 4.5. Arasuverme (IQ) yöntemiyle dual-faz yapıldıktan sonra çentikli-çekme numunelerine uygulanan çekme testine göre elde edilen tavlama sıcaklığına göre çentikli-çekme mukavemeti ve çentik hassasiyeti değerleri ve ASTM göre kırılma görünüşü tanımı.

Çizelge 4.6. Arasuverme (IQ) yöntemiyle dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı akma oranı değerleri.

Çizelge 4.7. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen çentik-darbe değerleri.

Çizelge 4.8. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen kırılma tokluğu değerleri.

SİMGELER

HSLA	Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı
IDP	Kritik sıcaklıklar arası yapılan ısıtıl işlem
ADP	Kademeli su verme
σ_a	Akma mukavemeti
σ_{φ}	Çekme mukavemeti
E	Elastisite modülü
e	Birim şekil değiştirme
ϵ_h	Homojen birim şekil değiştirme
BSD	Biçimlendirme sınır eğrileri
IQ	Arasuverme
γ	Ostenit
α	Ferrit
B	Beynit
P	Perlit
M	Martenzit
CR	Kritik soğuma hızı
TEM	Transmisyon elektron mikroskobu
σ_{pl}	Dual-faz çeliğinin plastik gerilmesi
V_f	Ferrit hacim oranı
σ_f	Ferrit mukavemeti
ϵ	Birim şekil değiştirme
ρ_{dm}	Ferritte meydana gelen dislokasyon yoğunluğu
n_f	Ferritin deformasyon sertleşmesi parametresi
V_m	Martenzitik hacim oranı
σ_m	Martenzitin mukavemeti
n_m	Martenzitin deformasyon sertleşmesi parametresi.
T_A	Östenitleme sıcaklığı
M_s	Martenzit oluşumunun başladığı sıcaklık

M_f	Martenzit oluşumunun bittiği sıcaklık
C_m	Martenzitin karbon oranı yüzdesi
C_0	Çeliğin karbon miktarı
C_T	Toplam karbon miktarı
ρ_f	Ferrit yoğunluğu
ρ_m	Martenzit yoğunluğu
C_f	Ferritteki karbon miktarı
KSV	Kademeli suverme
KSAT	Kritik sıcaklıklar arası suverme
ASV	Ara suverme
$\sigma_{A,\alpha}$	Ferritin akma mukavemeti
$\sigma_{A,M}$	Martenzitin akma mukavemeti
$\sigma_{C,\alpha}$	Ferritin çekme mukavemeti
$\%U_U$	Çeliğin üniform uzama yüzdesi
$\%U_{U,\alpha}$	Ferritin üniform uzama yüzdesi
$\%U_T$	Çeliğin toplam uzama yüzdesi
$\%U_{T,\alpha}$	Ferritin toplam uzama yüzdesidir
$e_{t,f}$	Ferritin mühendislik şekil değişimi
n	Pekleşme katsayısı
b	Burgers vektörünü
V	Ortalama dislokasyon hızı
L	Birim hacimdeki serbest dislokasyon çizgileri
G	Dislokasyon yoğunluğu
ϵ_p	Plastik deformasyon miktarı
σ_y	Alt akma gerilmesi
σ_d	Kilitlenmiş bir dislokasyonu serbest hale getirecek gerilme
L	Bir dislokasyon yığılması ile en yakın dislokasyon kaynağı arasındaki mesafe
NSR	Çentik-hassasiyeti

1. GİRİŞ

Çeliğin karbon miktarındaki artış mukavemet artışı sağlarken şekillenebilirliği ve kaynak kabiliyetini düşürmektedir. Bileşimindeki karbon miktarı düşük tutularak mangan ve nikel gibi alaşım elementlerinin miktarı arttırılırsa kaynak kabiliyetine zarar vermeden mukavemet ve tokluk arttırılabilir. Bu metotla birçok yüksek dayanımlı düşük alaşım (HSLA) çelik üretilmiştir.

Özellikle son yıllarda gelişmiş olan HSLA çeliklerine ilave edilen V, Ti, Nb gibi mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek mukavemet ve tokluğu birlikte arttırmaktadırlar. Ancak bunların şekillendirilebilme özellikleri istenilen seviyede değildir. Bu durum otomotiv sanayiinde kullanım alanlarını büyük ölçüde kısıtlamaktadır.

1970'li yılların ortalarında yaşanan petrol krizi, otomobillerde yakıt tüketimini azaltıcı yönde önlemler alınmasını gerektirmiştir. Bu amaçla daha hafif otomobillerin üretimi için mukavemet/ağırlık oranı yüksek malzemelerin kullanımı gündeme gelmiştir. Konvansiyonel çelikler ile mukayase edildiğinde plastik şekil verilebilirlik özellikleri iyi olmayan yüksek mukavemetli ve düşük alaşım (HSLA) çeliklerin bu dezavantajı, bu alanda yeni malzemelerin gerekliliğini ortaya koymuştur. Bundan dolayı dual fazlı çelikler geliştirilmiştir (Cai ve ark. 1985, Chen ve Cheng 1989, Ishihara 1983, Aksakal ve Arıkan 1988, Ball ve ark. 1987).

Dual-fazlı çelikler HSLA çeliklerin yeni bir türüdür. İçyapıları, yumuşak ferrit anayapı içerisinde sert martenzit parçacıklarının dağılmasından oluşmaktadır. İçyapılarında çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı ostenit görülmesine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ve martenzit fazlarından ileri gelmektedir. Birçok çelik çift fazlı olmasına rağmen uygulanan özel ısıl işlemler sebebiyle dual-faz çeliklerini diğer çift fazlı çeliklerden ayırtetmek için bu terim kullanılmaktadır.

Birçok araştırmacı dual fazlı çeliklerde mikroyapı ve mekanik özellikler arasında ilişkiyi belirlemek konusunda uzun zamandır çalışmaktadır. Bu çalışmaların amacı özel yerlerde kullanılmak üzere yeni dual-fazlı çelik malzemeler geliştirmektir.

Bu konuda ilk çalışmalar Piplani ve Ragravan'ın (1981) araştırmalarına göre ilk kez ferrit+ostenit bölgesinde tavlama ile dual-faz elde eden araştırmacılar Davies ve Wilshire'dir. Birkaç yıl sonra Grange (1981) ferrit+ostenit bölgesinden su verdiği

çeliğin akma mukavemeti/çekme mukavemeti oranında düşme ve aynı zamanda süneklikte artma meydana geldiğini görmüştür.

Bu çeliklerin preste iyi şekil verilebilme ve iyi nokta kaynağı yapılabilirliğe sahip olduğu Matsuoka ve Yamamori (Tekin 1984) tarafından belirlenmiş ve düşük akma mukavemetine sahip, sürekli akma gösteren bir dual-faz çelik yapısı geliştirmişlerdir. Koo ve Thomas (1979), Grange'in (1981) ostenitleme tekniğini kullanarak Mn, Si, Cr içeren çeliklere küçük taneli dual-faz özelliği kazandırmışlardır.

Bucher ve Hamburg (1977), VAN80 çeliğini ferrit+perlit bölgesinden ostenit bölgesine kadar tavlayıp daha sonra ferrit+ostenit bölgesine kontrollü bir şekilde soğutup ostenitten ferrit+ostenit dönüşümünü gerçekleştirildikten sonra hızla soğutularak ferrit+martenzit fazını elde etmişlerdir. Elde ettikleri bu yapıya ADP(Austenite Dual-Phase) adını vermişlerdir.

Rashid ve Araki (1976) ferrit+perlit bölgesinden ferrit+ostenit bölgesine tavlama yaparak buradan hızla soğuma uygulanmış ve ferrit+martenzit fazı elde etmişler ve bu ısıl işleme IDP (Intercritical Dual-Phase) adını vermişlerdir.

Hayami ve Furukawa'nın (1975) çalışmalarını takip eden diğer Japon araştırmacılar soğuma hızının etkisi üzerinde çalışmalar yapmışlar ve orta hızdaki soğumanın ferritin temiz kalmasına yol açtığını bulmuşlardır.

Marder ve Rigsbee dual-faz çeliklerindeki kalıntı ostenitin deformasyon sertleşmesine olan etkisini incelemişlerdir (Speich ve Miller 1979).

Cai ve ark. (1985) düşük karbonlu, Mn elementine sahip çelikte değişik yapıda dual-fazlı mikroyapı elde ederek dual fazlı yapının oluşma kinetiğini belirlemeye çalışmışlardır.

Chen ve Cheng (1989) bir formülle martenzit mukavemetinin dual fazlı çeliklerin çekme mukavemetine etkisini incelemişlerdir. Chang ve Preban (1985) ferrit mukavemetinin çekme özelliklerine etkisini araştırmışlardır. Sarwar ve Priestner (1996) çekme mukavemetindeki artışın ancak martenzit miktarındaki artışla mümkün olabileceğini bulmuşlardır. Tomita (1990) martenzit hacim oranının ve fazların morfolojik yapısının mekanik özelliklere etkisini incelemiştir.

Cai ve ark. (1985) aynı martenzit oranına sahip değişik mikroyapıya sahip dual-fazlı çeliklerde düzgün fiberli yapının mekanik özellikler üzerinde olumlu etkisi olduğunu tespit etmişlerdir

Liu ve ark.(1991) ön deformasyonun, Shen ve Priestner (1990) borun mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir.

Sidjan ve Miyasato (1989) dual fazlı çeliklerin çekilmesi sırasında boşluk çekirdeklenmesini ve büyümesini incelemişlerdir.

Çimenoğlu ve Kayalı (1990) akma etkisini incelemiş, Chang ve Preban (1985) bu malzemelerdeki akma oranına etki eden faktörleri araştırmışlardır.

Jiang ve ark. (1992) deformasyon sertleşmesi teorisini kullanarak fazların tane büyüklükleri ile akım gerilmesi arasında varolan bir ilişki olduğunu bulmuşlardır..

Bhattacharyya ve ark. (1990) dual fazlı çeliklerde martenzit morfolojisinin ferrit matris üzerine olan ilk plastik etkisi ve gerilme-uzama davranışına etkisini bir model kurarak yüklenme sırasındaki davranışlarını incelemişlerdir.

Bayram ve ark. (1999) dual fazlı çeliklerde içyapının kırılma tokluğuna etkisini incelemişler ve ara suverme yöntemiyle elde edilen iğnesel fiberli yapının en iyi mekanik özellikler gösterdiğini saptamışlardır.

Şu anda dual-faz çelikleri ticari olarak ABD, Japonya, Fransa, İngiltere, İtalya ve Lüksemburg'da üretilmekte olup doğal olarak ülkelerin teknolojik özelliklerine göre birtakım farklılıklar göstermektedir (Buck 1980, Kimara 1980, Tiether 1980, Eldis 1980)

HSLA çeliklerine göre gerek plastik özellikler gerekse üretim maliyetleri düşüklüğü açısından üstünlük sağlayan dual fazlı çeliklerin birçok sanayi sektöründe özellikle presle şekillendirilen parçalarda tercih edilmesi nedeniyle bu çelikler üzerinde yoğun araştırmalar yapılmaktadır.

Yukarıdaki araştırmalardan da görüldüğü gibi dual fazlı çelikler günümüze kadar çok büyük ilgi çekmiştir. Çünkü çeşitli mikroyapıda ve özellikte çok değişik türde dual fazlı çelik elde etmek mümkündür. Bu çalışmanın amacı %0,13C, %0,97Mn, %0,2Si çeliği ile dual fazlı çelik üretmekte kullanılan özel bir ısıl işlem metodu olan (literatürde üzerinde fazla çalışma yapılmamış) arasuverme yöntemiyle farklı ısıl işlem şartlarında (farklı sıcaklık ve sürelerde) martenzit ile ferrit tane boyutu ve hacim oranları farklı olan dual fazlı çelikler elde ederek mekanik özelliklerini incelemektir. Dual fazlı bu çeliklerin çekme, çentikli çekme ve çentik-darbe özellikleri belirlenmiş. ayrıca optik ve elektron mikroskobu fotoğrafları çekilerek malzeme hem içyapı bakımından hem de kırılma yüzeyleri incelenerek mekanik özellikler arasında ilişki

kurulmaya çalışılmıştır. Isıl işlem yöntemi olarak ara suvermenin seçilmesinin nedeni daha önce fakültemizde yapılan bir çalışmada (Bayram ve ark. 1999, Ula 1999) bu metotla diğer dual fazlı çelik elde etme kullanılan yöntemlere göre daha iyi mekanik özellikler elde edilmesi ve de literatürde bu ısıl işlem yöntemi üzerinde fazla çalışmanın olmamasıdır. Sonuç olarak, ara suverme yöntemini kullanarak elde ettiğim dual fazlı çelikte (sıcaklık ve süreye bağlı olarak) mekanik özellikler mikroyapıya bağlı olarak detaylı bir şekilde incelenerek optimum ısıl işlem şartları belirlenmiştir.



2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Dual Fazlı Çeliklerin Tanımı ve Ferritik-Perlitik Çeliklerle Karşılaştırılması

Dual fazlı çelikler, içyapılarında ferrit matriks içinde, adacıklar şeklinde martenzit fazı içeren az karbonlu, az alaşımlı veya alaşımsız yüksek mukavemetli çelik türüdür. Genellikle düşük karbonlu olarak üretilen bu çeliklerde ferrit ve martenzitin yanısıra yapıda perlit, beynit ve kalıntı ostenit de bulunabilir (Cribb ve Rigsbee 1979). Birçok çelik türü dual fazlı olmasına rağmen özellikle dual faz teriminin kullanılması bu çeliklerin üretiminde uygulanan ısıtma işleminin özel olmasıdır.

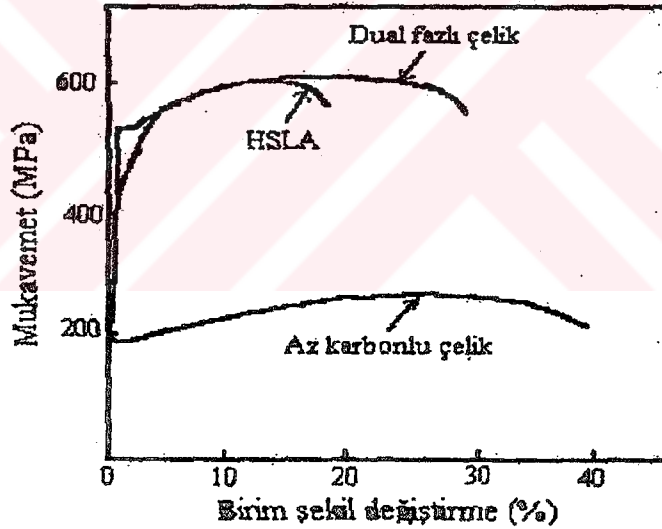
Uzun zamandan beri bilindiği gibi, çeliğin karbon miktarındaki artış, mukavemeti artırırken şekil verme kabiliyetini düşürür. Karbon miktarını düşük tutup, manganez ve nikel gibi alaşım elementlerini artırarak, mukavemet ve tokluk artırılabilir. Bu metodla bir çok yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) çelik üretilmiştir (Piplani ve Ragravan 1981). HSLA çelikleri katı eriyik sertleştirilmesiyle çok küçük taneli ferrit içerisinde ince V ve Nb nitrokarbürler çökelmiş olan perlitik çeliklerdir. Bu çeliklerde ferritin mukavemeti yüksek olmasına rağmen sünekliği düşüktür. Ayrıca perlitte bulunan sementit şekil değiştirme kabiliyetine sahip değildir. Dual-fazlı çeliklerde ise ferritin sünekliği çok yüksektir. Deformasyon sırasında önce ferrit şekil değiştirir ve sertleşir. Ferritin mukavemeti belli bir sınırı aşınca martenzit(hem suverme ile oluşan, hem de kalıntı ostenitten oluşan) deformasyona uğrar. Martenzit ile perlit arasındaki sertlik farkından ziyade dual fazlı çelikteki ferritin daha sünek olması HSLA ve dual fazlı çelikler arasındaki farkı doğurur. Ayrıca dual fazlı çeliklerde plastik şekil verme bir miktar mikroyapı elemanları arasında dağıldığı için plastik deformasyon HSLA çeliklerden daha geç olur. Hem sünekliği yüksek hem de boyun vermenin geç teşekkül etmesinden dolayı dual fazlı çeliklerin şekillendirilmeleri HSLA çeliklerinden daha iyidir (Rashid 1977).

Yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) çeliklerin bir sınıfı olan mikroalaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerini geliştirmeye yönelik çalışmalar yapılmaktadır. Bu çeliklere ilave edilen Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementleri tane boyutunu küçülterek, mukavemet ve tokluğu arttırmaktadır. Bu çelikler, kontrollü sıcak haddeleme ile üretildiklerinden çok ekonomiktirler. Fakat söz konusu çeliklerin

şekillenebilme kabiliyetlerinin arzu edilen seviyede olmaması, otomotiv endüstrisindeki kullanım alanlarını sınırlamaktadır (Piplani ve Ragravan 1981).

Çeliklerin metalurjik dizaynındaki gelişmeler, enerji tasarrufu konusunda yapılan çalışmalara yeni bir yön vermiştir. Örneğin; taşıtın boyutunu küçülterek ve/veya yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip malzemeler kullanarak yapılacak olan ağırlık tasarrufu, taşıtın yakıt sarfiyatının azalmasına sebep olur. Yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) çelikler ile dual fazlı çelikler, yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip malzemeler olduklarından, presle şekillendirilen otomotiv parçalarının üretiminde kullanımları yaygındır. Eşit çekme mukavemeti değerinde, dual fazlı çelikler, HSLA çeliklerden daha sünek oldukları için otomotiv endüstrisinde daha geniş bir kullanım alanına sahiptirler.

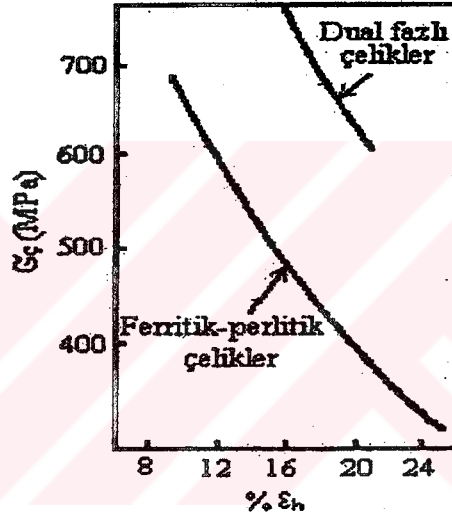
Şekil 2.1'den de anlaşılacağı gibi, dual fazlı çeliklerin mekanik özellikleri ferritik-perlitik mikroyapıya sahip yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) ve az karbonlu alaşımsız çeliklerden oldukça farklıdır (Speich 1981).



Şekil 2.1. Çift fazlı, yüksek mukavemetli az alaşımlı ve az karbonlu çeliklere ait gerilme (σ)- birim şekil değiştirme (ϵ) eğrileri.

Eşit çekme mukavemetine sahip dual fazlı çelikler ile yüksek mukavemetli az alaşımlı (HSLA) ve az karbonlu çelikler kıyaslandığında, dual fazlı çeliklerin daha düşük akma gerilmesi, daha yüksek üniform ve toplam(%) uzama gösterdiği tesbit edilmiştir. (Şekil 2.1)

Genel olarak eşit çekme mukavemetine sahip ferritik-perlitik çeliklerden (HSLA ve az karbonlu çelikler) daha yüksek süneklığe sahip olan (Şekil 2.2.) dual fazlı çeliklerde gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde elastik deformasyondan plastik deformasyona geçerken süreksiz akma olayının meydana gelmemesi ve düşük deformasyon oranlarında deformasyon sertleşmesi hızının yüksek olması, bu çeliklerin belirgin özelliklerindedir. Akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranı düşük ve şekillendirilebilme kabiliyeti yüksek olan dual fazlı çelikler, yüksek mukavemet / ağırlık oranına da sahip olduklarından, taşıt ağırlığı ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmak amacıyla 1975 yılı sonlarına doğru otomotiv endüstrisinde kullanılmaya başlanmıştır (Rashid 1977, Furukuwa 1983).



Şekil 2.2. Dual fazlı ve ferritik-perlitik (HSLA ve az karbonlu) çeliklerde çekme mukavemeti (σ_c) – toplam % uzama (ϵ_h) ilişkisi (Rashid ve Rao 1981).

2.2. Dual Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri

Yapılarındaki sert martenzit fazından dolayı mukavemeti yüksek, ince ferrit tanelerinden dolayı şekil verilebilme yeteneği iyi olan dual-fazlı çelikler;

- i) Sürekli akma davranışı
- ii) Düşük akma/çekme dayanımı oranı,
- iii) Yüksek plastik deformasyon sertleşmesi oranı,
- iv) Yüksek üniform ve toplam % uzama değerleri gibi özelliklerle karakterize edilirler (Llewellyn ve Hillis 1996).

Dual fazlı çelikler akma uzaması göstermediğinden dolayı Luders bantları oluşmadığından şekillendirilen parçaların yüzeyi çok düzgün olur.

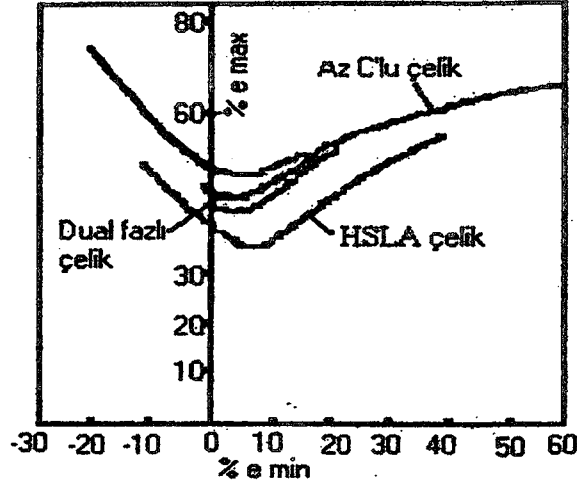
Malzemelerin akma mukavemetlerinin düşük olması, plastik şekil verme işlemi sırasında uygulanan kuvvetle daha fazla bir deformasyon gerçekleştirilmesi veya aynı deformasyon işlemi için daha az bir kuvvet gerekmesi açısından istenilen bir özelliktir. Çekme dayanımının yüksek olmasının malzemenin hasara uğramasını geciktirdiği bilindiğine göre akma/çekme dayanımı oranı düşük olan dual fazlı çeliklerin derin çekme saçları olarak kullanımındaki önem anlaşılmış olur.

Derin çekme işlemlerinde malzemenin kesiti azalacağından, şekil verme işleminin diğer kademelerindeki kuvvetleri karşılayabilmesi için yapının sertleşmesi gerekir. Mukavemet özelliklerinin yanısıra süneklik özellikleri de iyi olan dual fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi oranına sahip olması bu bakımdan da avantaj teşkil etmektedir.

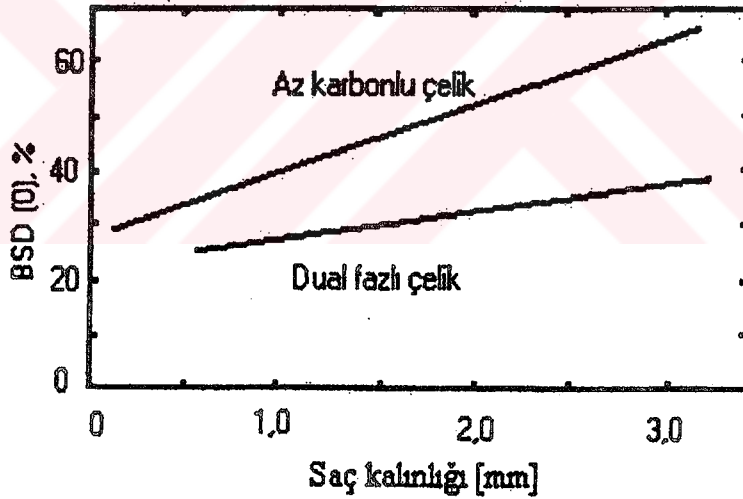
Mukavemet/ağırlık oranları yüksek olan bu çeliklerin, otomobillerdeki yakıt tüketimini azaltıcı yönde önlemler alınması kapsamında hafif otomobillerin üretilmesinde kullanılması gündeme gelmiştir. Çeşitli otomobil parçaları yapımında az karbonlu çelikler yerine yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olan yüksek mukavemetli ve az alaşımlı çelikler (HSLA) ve dual fazlı çeliklerin kullanılması, taşıt ağırlığını azaltarak yakıt tasarrufuna sebep olmaktadır. Dual fazlı çelikler aynı mukavemetteki HSLA çeliklerinden daha yüksek şekillendirilebilme kabiliyetine sahip olmaları nedeniyle, presle biçimlenen çeşitli otomobil parçaları yapımında tercih edilmektedir. Bu özellik metalik malzemelerin şekillendirme kabiliyetlerinin belirlenmesinde kullanılan biçimlendirme sınır diyagramından (BSD) anlaşılmaktadır (Çimenoğlu 1984).

Malzemelerin mukavemeti arttıkça şekillendirilebilme kabiliyetlerinin azaldığı bilinmektedir. Metalik saçların şekillendirilmesi esnasında meydana gelebilecek çatlama kontrol etmek amacıyla çizilen şekillendirilebilme kabiliyetleri karşılaştırılabilir. Şekil 2.3.'de dual fazlı, HSLA ve az karbonlu çeliklere ait BSD'ları görülmektedir. Söz konusu diyagramda dual fazlı çeliklerin biçimlendirme sınır eğrileri HSLA çeliklerin üstünde, fakat az karbonlu çeliklerin altında yer almaktadır. Dual fazlı çeliklerin mukavemetinin artması, biçimlendirme sınır eğrilerinin daha düşük maksimum birim şekil değiştirme değerlerine doğru kaymasına sebep olmaktadır.

BSD'nda minimum şekil değişiminin sıfır olduğu nokta, BSD (0), düzlemsel şekil değişimini belirtir ve Şekil 2.4.görüldüğü gibi saç kalınlığının artmasına bağlı olarak artar (Çimenoğlu 1984).



Şekil 2.3. Dual fazlı, HSLA ve az karbonlu çeliklere ait biçimlendirme sınır diyagramları.

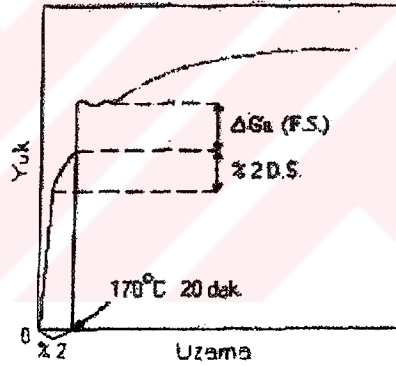


Şekil 2.4. Dual fazlı ve az karbonlu çelikler için saç kalınlığı BSD(0) noktasına etkisi.

Şekillendirilebilen otomobil parçalarından beklenen özelliklerden biri de, bunların darbelere karşı direnç göstermesidir. Darbe direnci, saç kalınlığına ve akma mukavemetine bağlıdır. Saç kalınlığının artırılması taşıtın ağırlığının artmasına sebep olduğundan darbe direncinin artırılmasında tek yol akma mukavemetini arttırmaktır. Dual fazlı çeliklerin akma mukavemeti soğuk biçimlendirme sırasında oluşan

deformasyon sertleşmesine ilaveten biçimlendirilen parçaların boyanmasından sonra yapılan boya kurutma işlemi sırasında oluşan fırınlama sertleşmesi(bake hardening) nedeniyle artar. Otomotiv endüstrisinde, biçimlendirilen parçalar boyandıktan sonra, 170°C sıcaklığındaki fırınlarda yarım saat kurutma işlemine tabi tutulur. Bu işlem sonucu akma mukavemetinin artması gerçekte bir deformasyon yaşlanması olup, 'fırınlama sertleşmesi' olarak isimlendirilir (Okamamoto ve ark. 1982). Özellikle temperlenmiş dual fazlı çeliklerde görülen fırınlama sertleşmesi, dual fazlı çeliklerin önemli mekanik özelliklerinden biri olup deformasyon yaşlanması sonucu ortaya çıkmaktadır (Araki ve ark.1971).

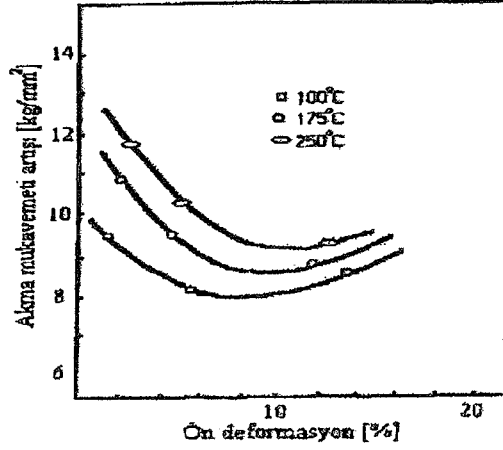
Deformasyon yaşlanması; metallerin soğuk değişimi sonrasında, genellikle düşük sıcaklıklarda tavlınması veya oda sıcaklığında uzun süre bekletilmesi sonucunda akma ve çekme dayanımının artması, sünekliliğin düşmesidir (Demirkol 1991). Düşük karbonlu çeliklerden üretilen dual fazlı çelikler, boya kurutma işlemi sırasında gerçekleşen bu olaydan belirgin olarak etkilenirler.



Şekil 2.5. Dual fazlı çeliklerden imal edilmiş otomobil parçalarında deformasyon sertleşmesine ilaveten boya kurutma işlemi sırasında meydana gelen "fırınlama sertleşmesinin" çekme eğrisine etkisi (Okamamoto ve ark. 1982).

Şekil 2.5'deki yük-uzama diyagramında görüldüğü gibi, dual fazlı olarak çeliklerde akma uzamasının tekrar ortaya çıkmasına sebep olan fırınlama sertleşmesi deformasyon sertleşmesine eklenerek, bu çeliklerden yapılmış çeşitli otomobil parçalarını darbelere karşı daha dirençli yapmaktadır. Şekil 2.6'da 100°C, 175°C ve 250°C'de temperlendikten sonra ön deformasyon yapılmış alaşımsız dual fazlı çeliklerde, ön deformasyon miktarına bağlı olarak fırınlama sertleşmesi nedeniyle akma mukavemetinde meydana gelen artış görülmektedir. Akma mukavemetinde artış %8-10

ön deformasyon miktarı için minimum seviyede olmasına rağmen 80 N/mm^2 mertebesindedir (Okamoto ve ark. 1982, Embury ve Duncan 1981).



Şekil 2.6'da 100°C , 175°C ve 250°C 'de temperlenmiş alaşımsız dual fazlı çeliklerde, ön deformasyon miktarına bağlı olarak fırınlama sertleşmesi nedeniyle akma mukavemetinde meydana gelen artış (Okamoto ve ark. 1982).

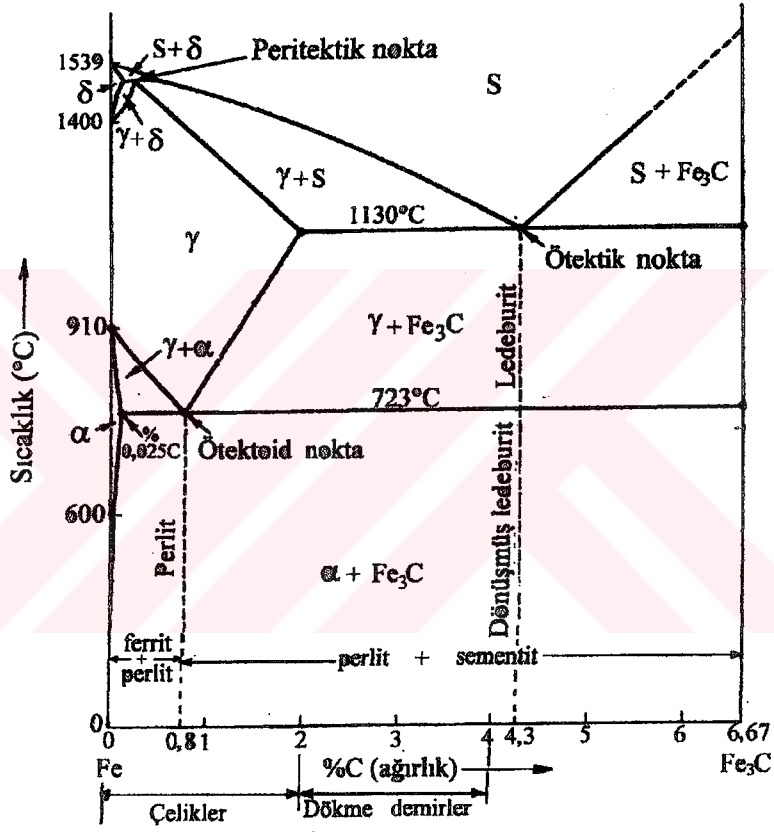
($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama ile dual fazlı yapılan çelik levha ve sac numunelerinin geldikleri duruma nazaran, mukavemetlerinin artmasına ve % uzama değerlerinin azalmasına ilaveten, boyun verme uzamalarında (necking elongation) da önemli derecede azalma gözlenmiştir. Buna ferrit/martenzit arayüzeyinde oluşan boşlukların birleşme hızının yüksek olması sebep olmaktadır. Bandlaşmanın fazla olduğu dual fazlı çelik levha numunelerde ise, martenzit fazında oluşan çatlakın ferrit fazı tarafından durdurulmadan hızla ilerlemesi, sünekliği önemli derecede azaltmaktadır.

Ticari olarak ABD, Japonya ve bazı Avrupa ülkelerinde çekme mukavemeti 400 N/mm^2 'den 1000 N/mm^2 'ye kadar değişen çeşitli dual fazlı çelik üretimi yapılmaktadır. Üretim yöntemi olarak, genellikle sürekli tavlama (continuous annealing) ve haddeme (hot-strip mill rolling) metotları kullanılmaktadır. Diğer bir üretim metodu olan ve soğuk haddelenmiş saclara uygulanan kutu tavı (batch annealing) metodu ise, henüz gelişme aşamasında olduğundan çok dar bir uygulama alanına sahiptir (Coldren ve Eldis 1980).

Tekerlek jantı, koltuk çerçevesi, tampon, kapı panelleri gibi presle biçimlendirilen çeşitli otomobil parçaları yapımında dual fazlı çeliklerin kullanılması ile sağlanan ağırlık tasarrufu taşıt ağırlığının %10'una ulaştığında, yakıt tüketimi önemli miktarda azalmakta ve taşıt daha ekonomik hale gelmektedir (Speich 1981).

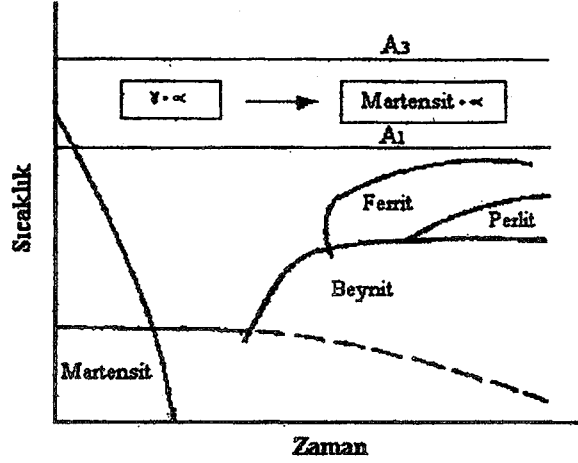
2.3. Dual Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemleri ve Ticari Üretimi

Çift fazlı çeliklerin esas olarak, az alaşımlı veya alaşımsız az karbonlu çeliklerin Fe-C denge diyagramındaki (Şekil 2.7) A_1 - A_3 sıcaklık aralığında (ferrit+ostenit bölgesinde) bir süre tutulup, bu sıcaklıkta ferrit ile birlikte bulunan ostenitin uygun hızdaki soğutma ile martenzite dönüştürülmesiyle üretilirler (Speich 1981, Piplani ve Raghavan 1981, Çimenoğlu 1984).



Şekil 2.7. Fe-C denge diyagramı

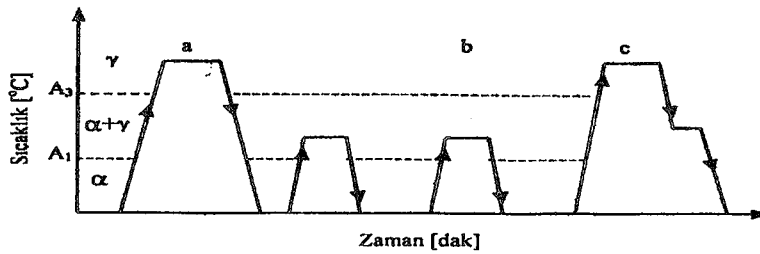
Çeliklerde dual fazlı mikroyapısı, Şekil 2.8.'de şematik olarak gösterildiği gibi, A_1 - A_3 kritik sıcaklıklar arasında ısıtılmayı müteakip, çeliğin sertleşme kabiliyetine bağlı olarak, uygun bir hızda soğutulmasıyla elde edilir.



Şekil 2.8. Dual faz mikroyapısının elde edilmesinin şematik izahı.

Kritik sıcaklıklar arasında oluşan ostenitin, perlit veya beynite dönüşmeden, martenzit yapısının ortaya çıkmasına imkan verecek şekilde soğutma hızı seçilir. Martenzit dönüşümü olurken de ostenitin bir kısmı kalıntı ostenit olarak dönüşmeden kalır. Elde edilen mikroyapıda ostenit, martenzit ve ferrit bulunur. Ostenit ve martenzit ikinci faz olarak kabul edilip martenzit fazı olarak adlandırılmaktadır. Böylece dual fazlı çelik mikroyapısının ferrit ve martenzitten ibaret olduğu kabul edilmelidir (Rigsbee ve Vanderarend 1977).

Genellikle düşük karbonlu olarak üretilen bu çeliklerde ferrit ve martenzitin yanısıra mikroyapıda perlit, beynit, sementit ve kalıntı ostenit de bulunabilir. Dual fazlı çelikler; ferrit+ostenit bölgesinde bir müddet bekletilmeyi içeren üç farklı ısıl işlem metodu ile üretilir (Kim ve Thomas 1981).



Şekil 2.9 Dual-faz ısıl işlemleri için sıcaklık aralıkları (Kim ve Thomas 1981).

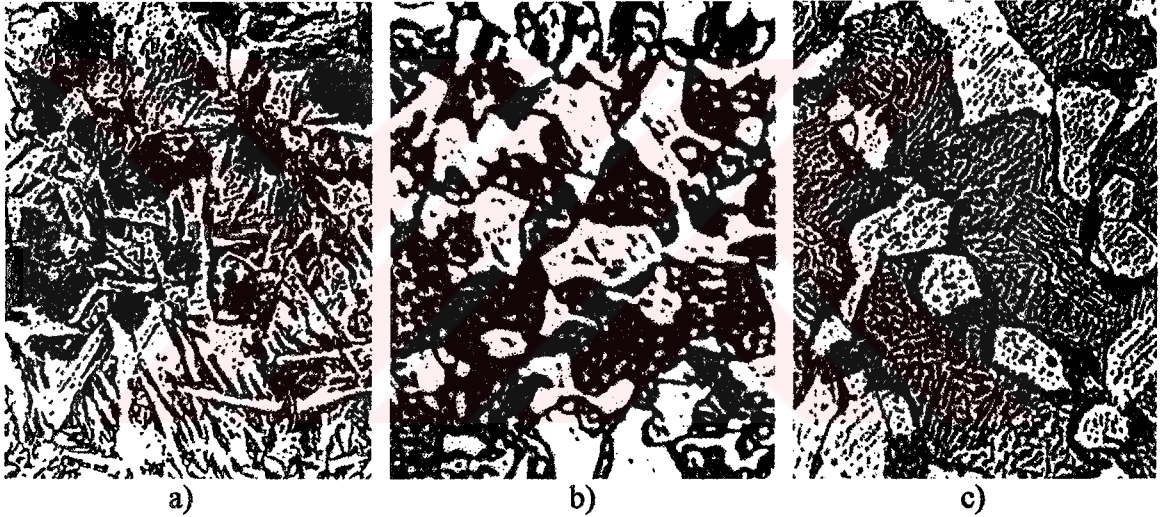
Şekil 2.9.a)'da önce, ostenit bölgesinde tavlama yapılarak hızla soğutulur. Meydana gelen yapı martenzittir. Sonra tekrar ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlansa martenzit tane sınırlarında ostenit çekirdekleri oluşur. Bu sıcaklıktan su verilirse ferrit matris

içerisinde dağılmış ince fiberli martenzit (fine fibrous martensite) oluşur (Ara suverme-IQ) (Kim ve Thomas 1981).

Şekil 2.9.b)'de, başlangıçta ferrit ve perlitten ibaret olan yapı ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavllanır. Ferrit-sementit arayüzeyinde oluşan ostenit çekirdekleri zamanla büyür. Su verildikten sonraki mikroyapı, ferrit sınırları boyunca ince küresel martenzitten(fine globular martensite) ibarettir (Direkt suverme) (Kim ve Thomas1981).

Şekil 2.9.c)'de önce ostenitleme yapılır, sonra ($\alpha+\gamma$) bölgesine soğutulur. Ostenit tane sınırlarında ferrit çekirdekleri oluşur. Ferrit-ostenitten ibaret yapı, hızla soğutulduğunda ferrit yapı tarafından çevrelenmiş kaba martenzit partikülleri meydana gelir (Kademeli suverme) (Kim ve Thomas 1981).

Şekil 2.10'da yukarıda anlatılan ısıl işlemlere ait mikroyapı fotoğrafları görülmektedir.



Şekil 2.10. Çeşitli dual-fazlı mikroyapıları a) Ara suverme b) Direkt suverme c) Kademeli suverme (Kim ve Thomas 1981).

Her üç işlemde elde edilmiş dual-faz çeliklerinin mekanik özellikleri birbirlerinden farklıdır (Kim ve Thomas1981). Örneğin aynı miktarda martenzit hacim oranı için ara suverilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerleri, kademeli su verilmiş yapının üniform ve toplam % uzama değerlerinden daha büyüktür (Thomas ve Koo 1979). Kademeli su verme yöntemi ile elde edilen dual fazlı yapının, diğer metodlarla elde edilen dual fazlı yapılara nazaran sünekliğin daha düşük olmasına, deformasyonun erken safhalarında çatlak oluşması ve hızla ilerlemesi sebep olmaktadır (Kim ve Thomas 1981).

Ticari olarak çift fazlı çelik üretimi Japonya, ABD ve bazı Avrupa ülkelerinde (İngiltere, İtalya, Fransa, Almanya ve Lüksemburg) yapılmaktadır. Ancak üretilen çift fazlı çeliklerin özellikleri ülkelerin ekonomik ve teknolojik durumlarına göre birbirinden bazı farklılıklar gösterir. Örneğin Japonya'da üretilen çift fazlı çelikler, ABD'de üretilenlere nazaran daha az karbon içermeleri nedeniyle daha yüksek kaynak kabiliyetine sahiptirler.

Ticari olarak dual fazlı çeliklerin üretiminde, yukardaki ısıl işlemleri içeren genellikle sürekli tavlama (continuous annealing) ve haddeleme (hot-strip mill rolling) metotları kullanılmaktadır. Diğer bir üretim olan ve soğuk haddelenmiş saçlara uygulanan kutu tavı (batch annealing) metodu ise, henüz gelişme aşamasında olduğundan çok dar bir uygulama alanına sahiptir (Coldren ve Eldis 1980). Söz konusu metotlar birbirlerine göre çeşitli avantaj ve dezavantajlara sahiptir.

2.3.1. Haddeleme Metodu

Haddeleme metodunda saça dual faz mikroyapısı kimyasal bileşimin ve üretim parametrelerinin dikkatli kontrolü ile, sıcak haddeleme sonrasında kazandırılmaktadır. Bu metotta, sıcak haddelenmiş çeliğe iki kademeli soğutma uygulanmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yapılan haddelemenin son pasosunda sonra, hadde çıkışında çelik mikroyapıda %80-90 ferrit oluşacak bir hızda soğutulur. Mikroyapının geriye kalan %10-20'si, rulo sarma işleminden sonraki soğutma ile martenzite dönüştürülür. Bu işlem alışlagelmiş hadde tezgahlarının çıkış hızlarını ve çeliğin soğuma hızını kontrol ederek gerçekleştiğinden büyük yatırım masrafı gerektirmez. Ancak haddeleme metodu ile üretilen çeliklerde, birinci soğuma kademesinde perlit, ikinci soğuma kademesinde beynit oluşumunu engellemek amacıyla ferrit dönüşümü hızlı, perlit ve beynit dönüşümleri yavaş olmalıdır. Sıcak haddelemede deformasyon oranının sınırlı olması ve alaşımlama için ek masrafa gerek duyulması, bu metodun dezavantajlarıdır. Sıcak haddeleme metodu ile 2 mm'den ince saçların üretimi mümkün değildir.

Sürekli tavlama ve haddeleme metotları ile üretilmiş aynı mukavemetteki ticari çift fazlı çelikler ile yapılan çalışmalar, sıcak haddelenmiş çift fazlı çeliklerin daha az karbon içerdiğini ve mikroyapıdaki martenzit miktarının daha az olduğunu ortaya çıkarmıştır. Bunun sonucu olarak, haddeleme metoduyla üretilen çift fazlı çeliklerin

daha yüksek kaynak kabiliyetine sahip oldukları söylenebilir (Hayami ve Furukuva 1975).

2.3.2. Sürekli Tavlama Metodu

Sürekli tavlama metodunda, sıcak veya soğuk haddelenmiş saçlar, rulo olarak sarılmadan önce, sürekli tavlama fırınlarında "ferrit+ostenit" faz bölgesindeki sıcaklıklarda kısa bir süre (1-2 dakika) tavllanır ve uygun bir hızla soğutulur. Bu metod ile üretilen çift fazlı çeliklerin özellikleri, fırın sıcaklığının yanı sıra saçın fırın içindeki hareket hızına da bağlıdır. Sürekli tavlama metodunda sıcak işlem veya soğuk haddelenmiş saçlara uygulanan ekstra ısıl işlem kademesi maliyeti artırıcı bir faktördür. Ancak sürekli tavlama metodu ile üretilen çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin homojen olması, bu metodun avantajlı yanıdır.

Japonya'da, alaşımsız az karbonlu çeliklere uygulanan yeni bir sürekli tavlama metodu geliştirilmiştir. Bu metotta saç "ferrit+ostenit" faz bölgesinde tavlаныp, özel olarak dizayn edilmiş bir cihazda üzerine su püskürtülerek hızla soğutulduktan sonra, 200-300°C'de temperlenir. Japonya'da geliştirilen bu sürekli tavlama metodu ile alaşımlama masrafı en düşük seviyede tutabilmekte ve kalın kesitli çeliklerde de çift faz mikroyapısı oluşturabilmektedir. Ayrıca enerji sarfiyatının azaltılması, ısıl işlem süresinin kısaltılması, personel sayısının azaltılması da söz konusu metodun avantajları arasındadır (Hayami ve Furukuva 1975).

2.3.3. Kutu Tavı Metodu

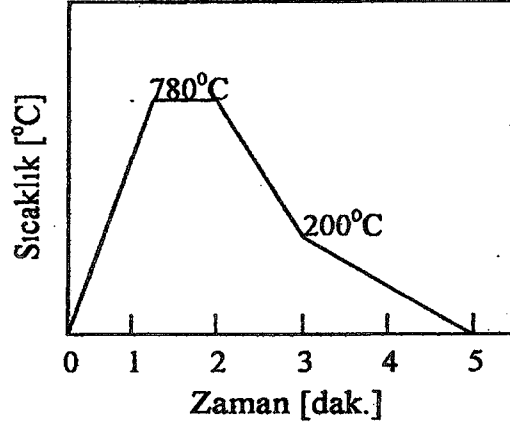
Kutu tavı metodu henüz gelişme aşamasında olduğundan çok dar bir kullanım alanına sahiptir. Bu metotta soğuk haddelenmiş ve rulo olarak sarılmış saç 'ferrit+ostenit' faz bölgesindeki sıcaklıklarda uzun süre tavllanır ve çeliğin bileşimine göre havada veya suda soğutulur. Ekstra ısıl işlem kademesinin maliyeti çok az etkilemesi bir avantajdır. Yüksek alaşımlama gerektirmesi (yavaş soğuma ile malzemenin sertleşebilmesi için) ve mekanik özelliklerinin soğuma esnasında rulonun merkezinden dış kısma doğru sıcaklık farkı meydana gelmesi nedeniyle homojen olmaması ise bu metodun dezavantajıdır (Hayami ve Furukuva 1975).

Dual faz mikroyapısında üretilecek olan sac malzemenin kalınlığına bağı olarak haddeme veya kutu tavi yöntemi uygulanır. Kalınlığı 2mm'den daha fazla olan sacların sıcak haddelenmesi kritik sıcaklıklar arasında bitirilir ve bu sıcaklıktan itibaren uygun hızda soğutma yapılarak dual faz mikroyapısı elde edilir. Daha ince sacların üretiminde ise malzemeye sıcak haddeme işlemi sırasında dual faz mikroyapısı kazandıran haddeme yöntemi uygulanmaz. İnce sacların üretiminde kullanılan kutu tavi yönteminde, malzeme, soğuk haddelenerek istenilen kalınlığa getirildikten sonra rulo olarak sarılır. Rulo olarak sarılmış sac "ferrit+ostenit" faz bölgesindeki sıcaklıklar arasına ısıtılır ve su verilerek dual fazlı mikroyapısı oluşturulur.

Soğuk haddeme ile istenilen kalınlığa indirilen saclara kritik sıcaklıklar arası bir ısıl işlem (direkt suverme) ile dual faz mikroyapısı kazandırılır. Uygulanan ısıl işlem tavlınmış çeliğin soğutma hızına göre üç sınıfa ayırmak mümkündür: i) çok yavaş ii) yavaş ve iii) hızlı soğutma metodu.

(i):Çok yavaş soğutma metodu: Minimum %2,5 mangan ihtiva eden düşük karbonlu çelik haddelendikten sonra kutu tavi ile "ferrit+ostenit" bölgesindeki sıcaklıklara ısıtılır. Rulo halindeki çelik uzun süre sabit sıcaklıkta tutularak "ferrit+ostenit" mikroyapısı elde edilir. Daha sonra fırından çıkartılan çelik 20°C/sn. gibi çok yavaş bir hızla soğutulur. Mangan çeliğin sertleşme kabiliyetini çok arttırdığı için bu hızda dahi dual faz mikroyapısı elde edilebilmektedir. Ancak mikroyapıda hemen hemen hiç kalıntı ostenit bulunmamakta, bunun yerine az miktarda ince perlit bulunmaktadır (Yükler 1983).

(ii): Yavaş soğutma metodu: Kutu tavi yönteminde en fazla uygulanan metodur. Çelik fabrikalarında mevcut olan paslanmaz çelik ve galvaniz hatlarından faydalanılarak sürekli halde kritik sıcaklıklar arası ısıl işlem yapılmaktadır. Böylece hem kitle halinde, hem de ekonomik olarak dual fazlı çelik üretimi mümkün olmaktadır. Yavaş soğutma metodu ile dual fazlı çelik üretimi için yapılan tipik bir ısıl işlem Şekil 2.11.'de gösterilmiştir. Soğuk haddelenen çelik 15°C/sn. hızla kritik sıcaklıklar arasına ısıtılır ve bu sıcaklıkta 60 saniye tutulduktan sonra 10-20°C/sn hızla soğutulur ve 200°C altında rulo olarak sarılır. Soğutma gaz-jet soğutma sistemiyle yapılmaktadır .



Şekil 2.11. Sürekli tavlama hattında HSLA çeliğinde dual fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıl işlem.

Çizelge 2.1. Yavaş soğutma metodu ile üretilen dual fazlı çeliklerin kimyasal bileşimi.

Alaşım Elemanı	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Al
%Ağırlık	0,05-0,15	0,9-2,0	0,5-1,5	0-0,5	0-0,1	0-0,2	0,04

Yavaş soğutma ile dual faz mikroyapısı kazandırılan çeliklerin kimyasal bileşim sınırları Çizelge 2.1.'de verilmiştir. A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında oluşan ostenitin sertleşme kabiliyeti yüksek olduğu için yavaş soğutma hızında ($10^\circ\text{C}/\text{sn.}$) da dual faz mikroyapısı elde edilmektedir. Bu çeliklerin sünekliği yeteri kadar yüksek olduğundan sünekliğin artırılması için temperleme işlemi gerekmemektedir.

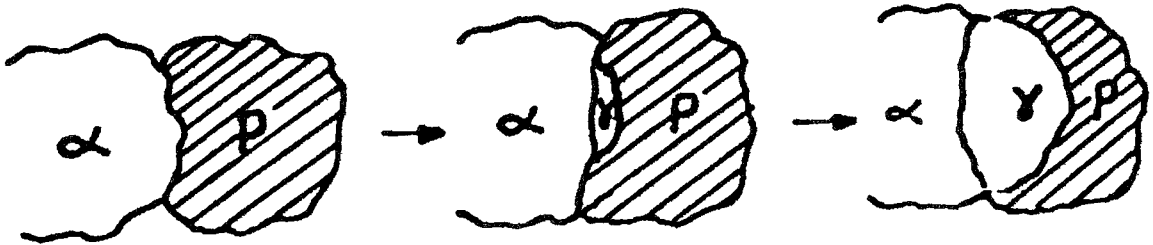
(iii): **Hızlı soğutma metodu:** Alaşımli çeliklerin yanısıra, alaşımsız düşük karbonlu çeliklerde de dual faz mikroyapısı elde etmek mümkündür. Bu çelikler %0,05-0,15C ile %0,3-0,6Mn ihtiva ederler. Isıl işlem sürekli tavlama hattında yapılır. Hızlı soğutma metodunda soğuk haddelenmiş çeliğin kritik sıcaklıklar arasına ısıtılma hızı ve bu sıcaklıkta tutma süresi yavaş soğutma metodundaki değerlere yakındır. Ancak oluşan ostenitin sertleşme kabiliyeti düşük olduğu için soğutma hızı $1000^\circ\text{C}/\text{sn.}$ 'den daha büyük olmaktadır. Su verme işleminden sonra dual fazlı çeliklerde sünekliğin artırılması için 500°C 'nin altında kısa süreli temperleme yapılır (Yükler 1983).

2.4. ($\alpha+\gamma$) Bölgesinde Tavlama ile Dual-Faz Yapının Elde Edilmesi

2.4.1. Ostenit Fazının Oluşumu

A_1 - A_3 kritik sıcaklıkları arasında yapılan tavlama sırasında meydana gelen $\alpha+P \rightarrow \alpha+\gamma$ dönüşümü üç kademedede (Şekil 2.12.) tamamlanır (Speich ve ark. 1981).

- Perlit içinde ostenit tanelerinin büyümesi,
- Ferrit içinde ostenit tanelerinin büyümesi,
- Son dengenin kurulması.



Şekil 2.12. Ferrit-perlit arayüzeyinde ostenit tanelerinin oluşması

İlk kademedede ferrit-perlit arayüzeyinde ostenit çekirdekleri oluşur ve hızla büyümeye başlar. Bu büyüme sonunda perlit taneleri eriyerek karbonca zengin ostenit tanelerine dönüşürler.

Perlit tanelerinin ostenite dönüşümü karbon difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Difüzyon mesafesi oldukça dar olduğundan ostenit çekirdeklerinin oluşması için gereken zaman oldukça kısadır ve çok geçmeden ostenit taneleri görülmeye başlar.

İkinci kademedede, yüksek sıcaklıklarda ostenit içinde karbon difüzyonu ve düşük sıcaklıklarda ferrit içinde mangan difüzyonu sonucu ostenit ferrite doğru büyüyerek ferrit ostenit dengesi sağlanır. Böylece γ taneleri perlit taneleri içinde büyümüş olur.

Üçüncü kademedede ise ostenit içindeki mangan difüzyonu, ferrit ve ostenitin çok yavaş olan nihai dengelenme hızını kontrol eder (Speich ve ark. 1981).

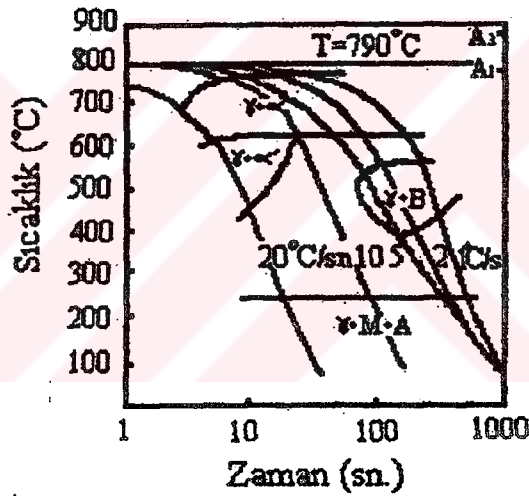
2.4.2. Ostenit-Martenzit Dönüşümü (Su verme)

A_1 - A_3 dönüşüm sıcaklıkları arasında elde edilen ferrit ve ostenitten ibaret yapı hızla soğutulduğunda ferrit ve martenzite dönüşür. Bu dönüşüm soğuma hızına bağlı

olarak sürekli soğuma dönüşüm diyagramlarından takip edilebilir. %0,12C, %1,2 Mn, %0,51 Si ve %0,13 Mo içeren, 790°C de 90 saniye ostenitlenmiş çeliğe ait sıcaklık soğuma diyagramı (Şekil 2.13) görülmektedir (Piplani ve Raghavan 1981).

Diyagramda γ -ostenit, α' -iğnesel ferrit, B-beynit, P-perlit, M-Martenziti ifade etmektedir. $\alpha+\gamma \rightarrow \alpha+M$ dönüşümü için soğuma hızının iyi kontrol edilmesi gerekir. Tavlama sıcaklığından mikroyapı %50 ferrit %50 ostenitten oluşmaktadır. Soğuma hızı çok düşük ise ostenitin büyük bir kısmı perlite dönüşür. Soğuma hızının biraz artması, ostenitin bir kısmının beynite dönüşmesine sebep olur.

Şekil 2.13.'ten görüldüğü gibi dönüşümün olabilmesi için minimum 8°C/sn'lik bir soğuma hızına gerek vardır. Bunun üzerindeki soğuma hızında iğnesel ferritlerin oluştuğu görülür. Ostenit tanelerinin büyüklüğü ve ostenit içindeki karbon miktarının artışına bağlı olarak kritik soğuma hızı azalmaktadır (Tanaka ve ark. 1979).



Şekil 2.13. 790°C'de 90 sn ostenitlenmiş 0,12C, %1,2Mn, %0.51Si, %0,13Mo içeren çeliğe ait sıcaklık soğuma diyagramı.

Deneysel çalışmalar sonucu kritik soğuma hızı ile ilgili ampirik bir formül mevcuttur (Hashiguchi ve ark. 1980).

$$\text{Log CR}(^{\circ}\text{C}/\text{sn}) = -1.7 \text{ Mn}_e + 3.95 \quad (2.1)$$

CR = Kritik soğuma hızı ($^{\circ}\text{C}/\text{sn}$),

Mn_e = Mangane eşdeğeri (%)

Mangan eşdeğerine krom ve molibdenin de etkisi dikkate alınarak

$$Mn_c(\%) = \%Mn + 2.67 (\% Mo) + 1.3 (\%Cr) \quad (2.2)$$

ampirik formülünden bulunur.

Dual fazlı çeliklerinde $\gamma \rightarrow M$ dönüşümü düşük sıcaklıklarda olur ve dönüşüm sırasında %2-4 oranında hacimde meydana gelen genişleme ferrit fazında plastik deformasyona sebep olur. Dolayısıyla martenzit partikülleri etrafında dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı gerilmeler artar. TEM ile yapılan incelemeler Şekil 2.14'te görüldüğü gibi dislokasyon yoğunluğunun ferrit-martenzit arayüzeyine yakın bölgelerde yüksek, ferrit taneleri içinde düşük olduğunu göstermiştir (Rigsbee ve Van der Arend.1977),(Mould ve Skena 1977).



Şekil 2.14. Martenzit partiküllerine komşu ferrit içinde görülen dislokasyonlar TEM'de çekilen ferrit içindeki dislokasyonlar (Açık renkli alanlar ferrit, koyu alanlar martenzittir).

Yüksek soğuma hızlarında bile yapıda %2 kadar kalıntı ostenit dönüşmemiş olarak kaldığı görülmüştür (Speich ve ark. 1981). Soğuma hızı yeterli değilse $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + M$ dönüşümü yerine $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \alpha_A + M$ dönüşümü meydana gelir (Talliger ve Gladman 1981).

Hızlı soğutmada karbonun γ 'dan difüzyonu için yeterli zaman olmadığından, bileşimi ostenitin bileşimi ile aynı olan ferritin karbon miktarı da değişmeden aynı kalacaktır. Alaşımız çeliklerde alaşımlı çeliklere göre soğuma hızının karbon difüzyonuna etkisi daha büyüktür (Talliger ve ark. 1981).

2.4.3. Dual –Faz Yapısının Özellikleri

Dual-fazlı çeliklerinin yapısı büyük ölçüde ferrit ve martenzitten ibaret olup ayrıca iğnesel ferrit, sementit ve kalıntı ostenit de bulunabilir. Bu bölümde yalnızca ferrit, martenzit ve kalıntı ostenit ile bunların mekanik özelliklere etkisi üzerinde durulacaktır.

2.4.3.1. Ferrit

Dual-fazlı çeliklerin özelliklerine; ferritin yapıdaki dağılımı, tane boyutu, ferrit matris içindeki çökeltiler ve matris içinde arayer ve yer alan elementlerinin bulunması gibi faktörler etki eder (Piplani ve Rghavan 1981). Dual-fazlı çelikleride ferritin eşksenli olması tercih edilir. Çünkü iğnesel ferrit mukavemeti arttırırken sünekliği düşürür (Eldis 1980),(Piplani ve Raghavan 1981). Ferritin akma mukavemeti tane boyutuna bağlıdır ve Hall-Petch bağıntısı ile hesaplanabilir. Optimum özellikler için dual-faz çeliklerde ferritin tane boyutu mümkün merteye küçük ($< 5\mu\text{m}$) tutulmalıdır.

Ferrit matris içinde çok ince dağılmış karbür ve karbonitrür partiküllerinin bulunması, çeliğin sünekliğini azaltır. Ferritte 100-200Å boyutundaki çökeltilerin, çeliğin mukavemetini arttırdığını ve sünekliğini düşürdüğünü gözlemiştir. Ferrit içinde 20Å boyutunda ince karbür veya karbonitrürler bulunabilir. ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlansız hızla soğutulan düşük alaşımlı çeliklerde hatta 1010 çeliğinde bile ferrit içinde ince karbür çökeltileri oluşabilir. Çeliğin bileşiminde karbür yapıcı elementlerin bulunması, çökeltme hızını arttırır. ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama hızının düşük olması ferrit fazında sementit partiküllerinin çökmesine sebep olmaktadır. Bu nedenle sünekliğin yüksek olması için ferritin temiz olması istenir (Speich ve ark. 1981).

Özellikle sünekliği iyi bir dual-faz yapımı için dayanım ve süneklik değerleri yüksek ferrite gerek vardır. Bundan dolayı ferrit fazının dayanımının arttırılması lazımdır. HSLA çeliklerinde olduğu gibi ferrit taneleri içinde çökelen karbür ve nitrokarbürler, ferrit tanelerinin dayanımını arttırırlar, fakat sünekliği düşürürler.

TiC çökeltileri ferrit tanelerinin çekme dayanımını 500 MPa civarına çıkarırken üniform uzama değerinin %10'da kalmasına sebep olurlar. Bundan dolayı ferrit fazının çökeltilerden arındırılarak mukavemetinin arttırılması gerekir.

Si ve P gibi yeralan alaşım elementleri katılarak ferrit tanelerinin boyutunu küçültmek ve böylece mukavemetini artırmak mümkündür.

Dual-faz çeliğin mukavemetine martenzit hacim oranı, martenzitin mukavemeti , ferritin mukavemeti gibi faktörlerin yanında martenzit tanelerine komşu ferrit bölgelerinde meydana gelen yüksek dislokasyon yoğunluğunun da etkili olduğunu ileri süren bir teori geliştirerek dual-faz çeliğinin mukavemetini hesaplamışlardır (Rızk ve Bourell 1985).

$$\sigma_{pl} = V_f \cdot \sigma_f [\varepsilon + (\rho_{dm}/C)^{1/a}]^{n_f} + V_m \cdot \sigma_m \cdot \varepsilon^{n_m} \quad (2.3)$$

σ_{pl} = Dual-faz çeliğinin plastik gerilmesi,

V_f = Ferrit hacim oranı,

σ_f = Ferrit mukavemeti,

ε = Birim şekil değiştirme,

ρ_{dm} = Ferritte meydana gelen dislokasyon yoğunluğu,

n_f = Ferritin deformasyon sertleşmesi parametresi,

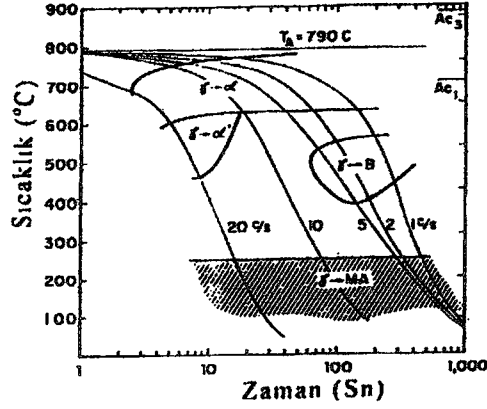
V_m = Martenzitik hacim oranı

σ_m = Martenzitin mukavemeti

n_m = Martenzitin deformasyon sertleşmesi parametresi.

a ve C sabitler'dir.

Soğuma hızına bağlı olarak ferrit karakteri değişmektedir. Bu değişimden çekme özellikleri etkilenir. Eldis (1980) %0,12 C, %1,28 Mn, %0,51 Si, %0,13 Mo alaşımlı çelik kullanarak yaptığı çalışmada, iki ayrı kritik sıcaklıkta tavlama ardından farklı hızlarda soğutma uygulayarak ürettiği dual-fazlı çeliklerde ferrit karakterini incelemiştir. 740°C'lik tavlama sonrası suda su vermede iğnesel ferrit oluşurken, 790°C'lik tavlama sonrası havada soğutmada çokgen ferrit oluşmuştur. Çokgen yerine iğnesel ferrit oluşması dayanımı artırırken sünekliği düşürmektedir. Şekil 2.16'da gösterilen sıcaklık soğuma diyagramında çokgen ve iğnesel ferrit oluşumları görülebilir. α ile çokgen ferrit, α^I ile iğnesel ferritin oluştuğu sıcaklık bölgeleri ve soğuma hızı değerleri görülmektedir. 20°C/sn üzerindeki soğuma iğnesel ferritleri oluşturmaktadır.

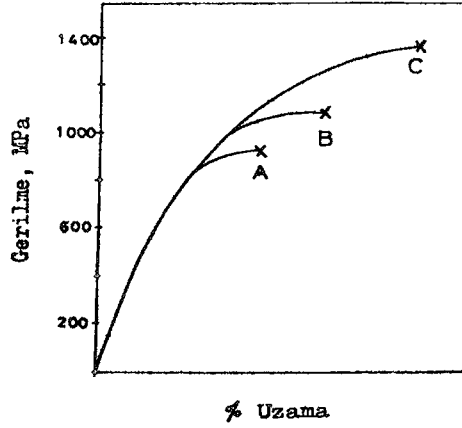


Şekil 2.16. Kritik bölgeden soğutulan % 0.12C, % 18 Mn, % 0,51 Si, % 0,13 Mo'li çeliğin sıcaklık soğuma diyagramı davranışı. (T_A = Ostenitleme sıcaklığı)

Thomas ve Koo (1979), yaptıkları çalışmada dual-fazlı çelik üretim ısıl işlemi sırasında ferrit içinde oluşan ince dağılmış çöketilerin ferritin dayanımını dolayısıyla da dual-fazlı çeliklerin dayanımını arttırdığını belirtmişlerdir. Üçlü alaşım elementi olan Al ve çökelti oluşturan Mo ve Nb alaşımlı çelikler kullanmışlardır. Normalde martenzit hacim oranı fazla olan dual-fazlı çeliğin mukavemetinin yüksek olması beklenir (Baucher ve Hamburg 1977). Fakat %20 martenzit hacim oranı bulunan ve ferrit içinde dağılmış çöketiler oluşturan dual-fazlı çelik, %40 martenzit hacim oranına sahip çöketsiz dual-fazlı çelikten daha yüksek dayanım göstermiştir. Bununla birlikte süneklik değerleri düşmüştür. Ferrit içinde oluşan çöketiler ve karbürler ferritin dayanımını arttırmakla birlikte, dual-fazlı çeliklerin tokluğunu düşürmektedir. Çekme sırasında ferrit içi çökelti ve karbürler çevresinde oluşan boşluklar erken kopmaya sebep olmaktadır (Davies 1978, Thomas ve Koo 1979).

Ferrit tane boyutunun mekanik özelliklere olan etkisini incelemek amacıyla yapılan bir çalışmada ferrit ve martenzit miktarları sabit tutulurken ferrit tanelerinin boyutları uygulanan ısıl işlemlerle değiştirilerek çekme deneyi yapılmıştır. Deneylerin sonucu göstermiştir ki ferrit tane boyutu en küçük olan numunenin kopma mukavemeti ve uzama değerleri diğer numunelere göre daha iyidir (Şekil 2.16). C numunesinin tane boyutu en küçük ve dayanımı en yüksek, A numunesinin ferrit tane boyutu en büyük ve dayanımı en düşük seviyededir. B numunesi ise ikisinin ortasında bir tane iriliğine ve dayanıma sahiptir. Buna göre diğer bütün şartlar aynı kalmak koşuluyla ferrit tane

boyutu küçüldükçe çekme dayanımı, % uzama ve tokluk artmaktadır (Tamura ve ark. 1973).

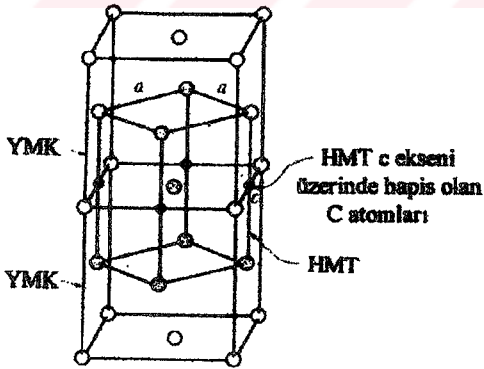


Şekil 2.16. Dual-fazlı çeliklerinde ferrit tane boyutunun gerilme ve % uzamaya etkisi.

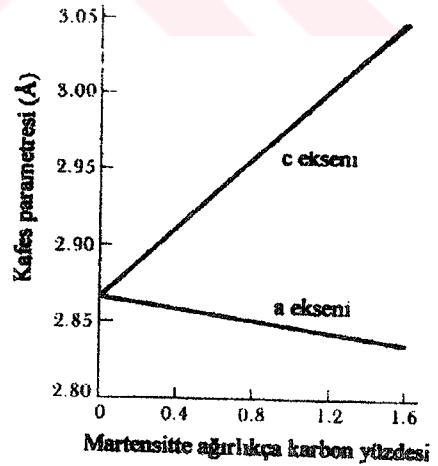
2.4.3.2. Martenzit

2.4.3.2.1 Martenzitik Dönüşüm

Çeliğin yüksek sıcaklıklardan hızla soğutulması ile yüzey merkezli kubik (YMK) yapıdaki ostenit, hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıdaki yeni bir faza dönüşmesine martenzitik dönüşüm adı verilir ve meydana gelen faza da martenzit denir.



(a)

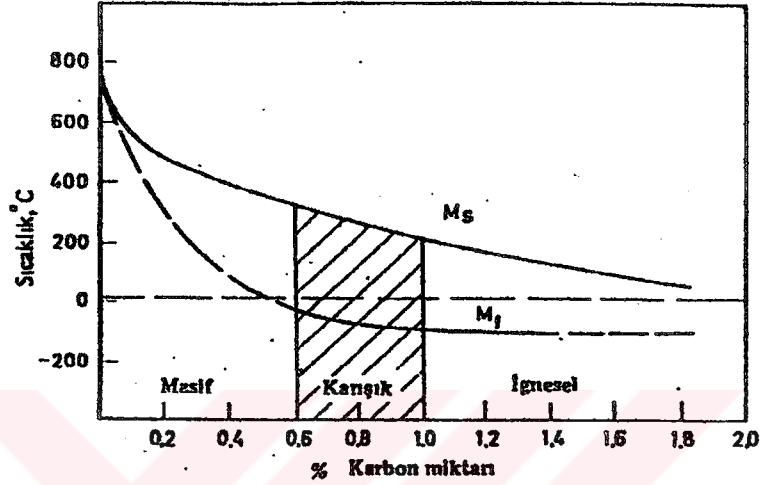


(b)

Şekil 2.17.a) Martenzit birim kafesi b) Martenzitte ağırlıkça karbon yüzdesinin kafes parametresine bağlı değişimi

Şekil 2.17'de(a) ostenitten (γ) martenzite dönüşüm için yapılmış basit bir model ve karbon atomlarının yerleşme noktaları görülmektedir. Hızlı soğuma nedeniyle

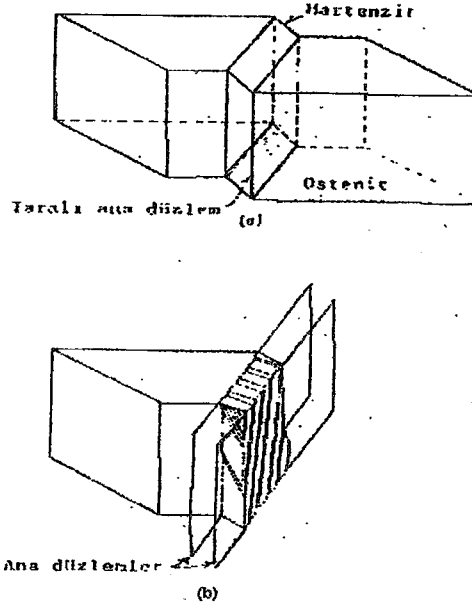
difüzyon engellendiğinden ostenit ile martenzit fazlarının bileşimi aynıdır. Martenzitik reaksiyon martenzitin başlama sıcaklığında (M_s) başlar ve martenzitik bitme sıcaklığında (M_f) sona erer. Ancak Şekil 2.18'den de görülebileceği gibi martenzit başlama ve bitiş sıcaklığı karbon içeriğine bağlıdır. M_s ve M_f sıcaklıkları çelikte bulunan alaşım elemanlarına göre farklılıklar göstermektedir (Topbaş 1993).



Şekil 2.18. Alaşımız bir çelikte karbon miktarının M_s ve M_f sıcaklıkları ile martenzit türüne etkisi (Kayalı ve Ensari 1991).

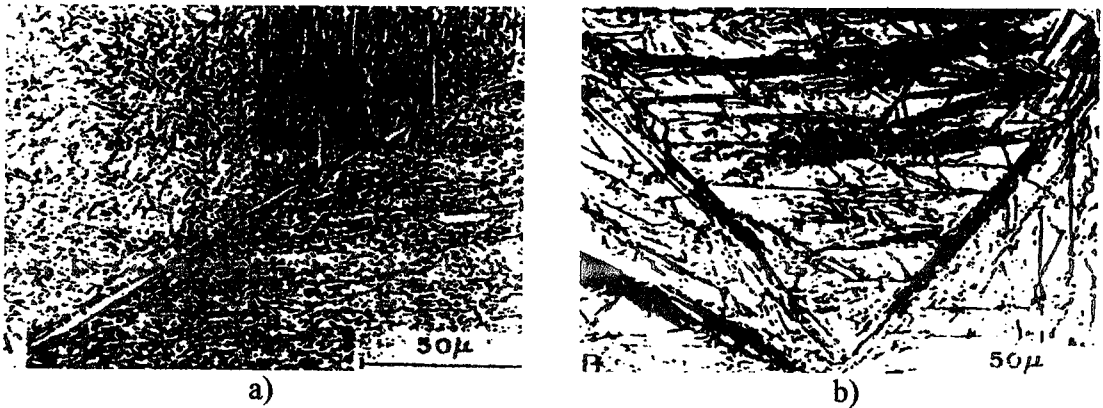
Martenzit mukavemetinin veya sertliğinin yüksek olması yapısında dislokasyon hareketlerine karşı büyük engellerin olduğunu gösterir. Yapılan detaylı incelemeler sonucu martenzitin mukavemetinin yüksek olmasında martenzit yapısının rolü olduğu saptanmıştır.

Transmisyon elektron mikroskobu ile yapılan çalışmalar martenzitin masif (dilim) ve iğnesel olmak üzere iki tür olduğunu göstermiştir (Kayalı ve Ensari 1991). Şekil 2.18'de görüldüğü gibi masif martenzite %0,6'ya kadar karbon içeren sade karbonlu ve az alaşımlı şekillerde rastlanır. Masif martenzit birbirine paralel olarak uzanmış ($\cong 1\mu\text{m}$) kalınlığında plakalar halinde ince ikizlerden meydana gelen, Şekil 2.19'da martenzit lamellerini oluşturan iki yer değiştirme olayı şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.19. Martenzit lamellerini oluşturan iki yer değiştirme olayının şematik gösterimi: a) Birincil yerdeğiştirme. b) İnce ölçekte ikizlenme ile sağlanmış ikincil yerdeğiştirme. İkincil yerdeğiştirme küçük ölçüde kayma ile sağlanır.

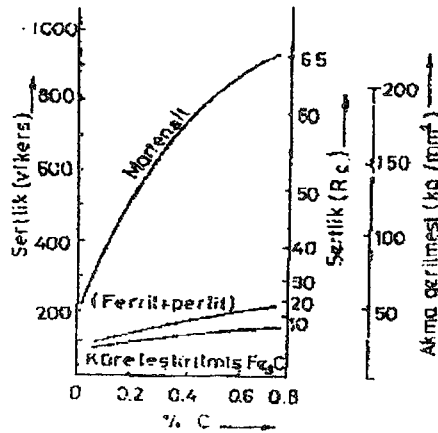
Aralarında küçük açılı sınırlar bulunan dilimlerin bir araya gelmesi paketleri oluşturur. Yüksek karbonlu çeliklerin su verilmiş yapıları, içlerinde büyük miktarda ikizlerin bulunduğu yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip (10^{11} - 10^{12} cm^{-2}) gelişmiş güzel sıralanmış dilimlerden oluşur. Yüksek karbonlu çeliklerde görülen bu tip martenzit iğnesel martenzit olarak isimlendirilir. İğnesel martenzite az karbonlu fakat yüksek alaşımlı çeliklerde de rastlanabilir. Şekil 2.20'de bu iki tip martenzit oluşumunu göstermektedir.



Şekil 2.20. Martenzit oluşumları (Smith 1993). a) Masif martenzit b) İğnesel(fiberli) martenzit.

İğnesel martenzitteki yüksek dislokasyon yoğunluğu büyük miktarda plastik deformasyona uğramış bir metalin dislokasyon yoğunluğu mertebesinde (Kayalı ve Ensari 1991). Bu sebeplerle martenzitin yüksek mukavemeti ince ikiz yapısının veya dislokasyonun, dislokasyon hareketine mani olan etkin engeller olarak rol oynamasından ileri gelmektedir.

Martenzitin mukavemetine katkısı olan ikinci önemli faktör ise Şekil 2.21’de görüldüğü gibi karbondur ve martenzitin sertliği artan karbon miktarı ile artmaktadır (Kayalı ve Ensari 1991). Karbon %0,2’nin altında olduğunda, martenzitin sertliği karbon miktarına bağlı olarak daha hızlı artmaktadır. Çeliğe ostenit fazından su verildiğinde, karbonun ferrit içinde erime sınırı ostenit fazına göre çok sınırlı olduğundan, karbon atomlarının ferritin yapısında tekrar dağılımı ile kafes distorsiyonu azalır. Bu durumda karbon atomları genellikle dislokasyonlar civarına yayındıklarından, dislokasyonlar ile karbon atomları arasında kuvvetli bir bağ kurulmuş olur. Bu durum, çelikteki süreksiz akma olayından da bilindiği gibi, dislokasyonların hareketlerini engeller. Karbon atomlarının yayınması, aynı zamanda (100) düzlemlerinde karbon atomu kümeleşmesine sebep olur. Dislokasyonların hareketini engelleyen martenzit yapısının mukavemet artışına katkısı, aslında martenzit yapısının oluştuğu çeliğin karbon miktarından bağımsızdır. Karbon kümeleri ve dislokasyonlar karbon atomlarının etkileşmesinden ileri gelen mukavemet artışı ise yaklaşık olarak karbon miktarı ile doğrusaldır.



Şekil 2.21. Çelikte karbon miktarına göre çeşitli faz dönüşümü ürünlerinin sertliklerinin değişimi (Kayalı ve Ensari 1991).

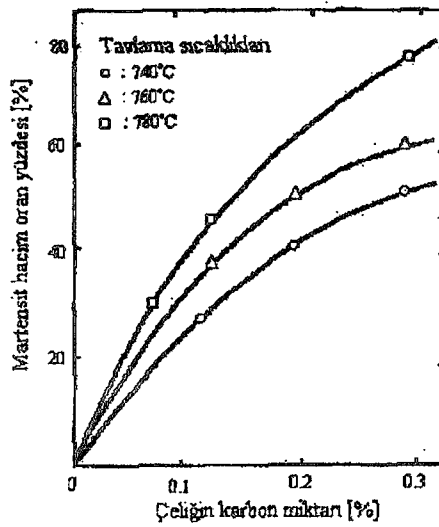
2.4.3.2.2 Dual Fazlı Çeliklerde Martenzitin Mekanik Özelliklere Etkisi

Dual-fazlı çeliklerinde mukavemeti ve aynı zamanda sünekliği kontrol eden en önemli faktör martenzit hacim oranıdır. Martenzit hacim oranındaki artış mukavemette artış ve süneklikte azalma demektir (Piplani ve Raghavan 1981, Marder 1977, Speich ve ark. 1981).

Dual-faz çeliklerinde martenzit hacim oranı şu faktörlere bağlıdır.

- Çelikteki karbon miktarı
- Tavlama sıcaklığı
- Ostenit tanelerinin sertleşme kabiliyeti

Optimum mekanik özellikler, mikroyapısında %15-20 martenzit fazı içeren dual fazlı çeliklerde elde edilmiştir.(Marder 1977, Çimenoglu 1984). Şekil 2.22.'de görüldüğü gibi artan tavlama sıcaklığı ve artan karbon miktarı ile martenzit hacim oranında artmaktadır (Davies 1978). Ancak tavlama sıcaklığının artması martenzit fazının karbon içeriğinin azalmasına sebep olmaktadır. Dual-fazlı çeliklerde istenen martenzitik yapı düşük karbonlu dilim martenzitik yapıdır (Thomas ve Koo 1979). Martenzitik fazının özelliği, morfolojisine ve alt yapıya bağlıdır. Martenzitik çeliklerde dönüşüm altyapısı dilim martenzitten ikizli plaka martenzite geçtikçe karbon miktarının artması nedeniyle sertlik artar ve tokluk düşürür. Bu sebepten dolayı dilim martenzitik yapı tercih edilen yapıdır (Speich ve Miller 1979).



Şekil 2.22. ($\alpha+\beta$) bölgesinde tavllanmış %1,5 Mn içeren çelikte karbon miktarının ve tavlama sıcaklığının martenzit hacim oranına etkisi (Speich ve Miller 1979).

Martenzit fazındaki karbon miktarı aşağıdaki ampirik formülle bulunabilir (Kim ve ark.1981).

$$C_m = C_T + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{100}{V_m} - 1 \right) (C_T - C_f) \quad (2.4.)$$

C_m : Martenzitteki karbon miktarı,

C_T : Toplam karbon miktarı,

ρ_f : Ferrit yoğunluğu;

ρ_m : Martenzit yoğunluğu;

V_m : Martenzit hacim oranı;

C_f : Ferritteki karbon miktarı.

Martenzit hacim oranı sabit iken, martenzit fazının karbonca zenginleşmesi çeliğin akma ve çekme mukavemetlerini arttırır, fakat akma mukavemetindeki artış çekme mukavemetine kıyasla daha azdır. Davies (1978), dual fazlı çeliklerin mukavemetinin martenzit hacim oranına bağlı olduğunu, fakat martenzitin karbon içeriğine bağlı olmadığını ileri sürmektedir.

Dual fazlı çeliklerin yapısında bulunan martenzit partikülleri, 1 ile 3µm boyutunda olup, bir miktar kalıntı ostenit içerebilirler ve ferrit matriks içinde buldukları için, %100 martenzitik yapıda bulunan martenzit fazına kıyasla daha düşük mukavemete sahiptirler. Optimum süneklik-mukavemet kombinasyonu için martenzit adalarının mümkün olduğu kadar küçük tutulmasıyla sağlanır. Dual fazlı çeliklerin yapısında bulunan, martenzit partikülleri özelliklerinin %0,3-0,4C içeren martenzitten oluşan %100 martenzitik yapının özelliklerine eşdeğer olduğu tesbit edilmiştir (Balliger ve Gladman 1981, Hüssein ve ark. 1985).

Mould ve Skena (1977), Mn'lı çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, Mn bileşimi için hızlı soğutma ya da östenitin yüksek karbona sahip olduğu (%0,4-0,6C) sıcaklıklarda soğutma sırasında yüksek özellikteki martenzitin elde edilmesi için perlit burunlarını kesmekten kaçınmak gerektiğini belirtmişlerdir (Speich ve Miller 1979).

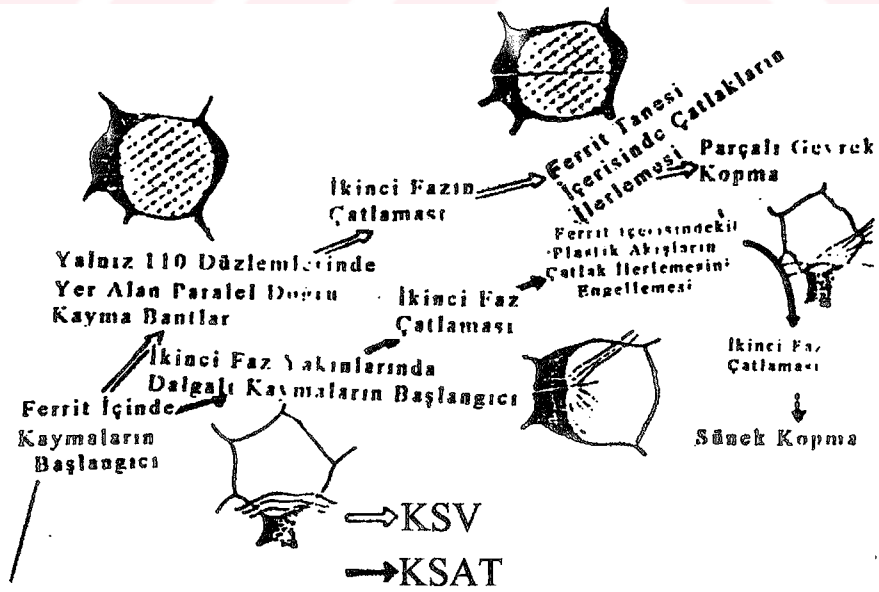
Dual-fazlı çeliklerin arzu edilen optimum mekanik özellikleri için ikinci fazın küçük taneli ve birbirinden bağlantısız bir morfolojiye sahip olması gereklidir (Kim ve Thomas 1981, Thomas ve Koo 1979, Tomita 1990). İri taneli ve birbiriyle bağlantılı şekilde oluşmuş martenzit morfolojisine sahip dual-fazlı çelikler düşük seviyede

süneklik değerleri göstermişlerdir (Kim ve Thomas 1977, Tomita 1990, Bayram ve ark. 1999).

Thomas ve Koo (1979), martenzit morfolojisi üzerine yaptıkları çalışmada, farklı ısıl işlem basamakları kullanarak değişik morfolojiye sahip dual-fazlı çelikler üretmişlerdir. Kademeli su verme yöntemiyle elde ettikleri martenzitin, ara su verme yöntemiyle elde ettikleri martenzite oranla daha iri taneli ve bağlantılı şekilde oluştuğunu ve yapılan çekme testi sonucu daha düşük süneklik değerleri gösterdiğini belirtmişlerdir.

Kunio ve ark. (1975), martenzit parçacıkları arasındaki mesafenin süneklik değerleri üzerinde etkisini kademeli su verme ile kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi numuneleri üzerinde değerlendirmişlerdir. Sonuçta kademeli su verme numunelerinin süneklik değerlerinin değiştiğini fakat kritik sıcaklıklar arası tavlama işlemi numunelerinde kayda değer bir değişiklik olmadığını bulmuşlardır.

Uyguladıkları testlerde çatlak başlangıcının martenzit-ferrit arayüzeyinde oluştuğunu ve ferrit taneleri içlerine doğru ilerlediğini belirtmişlerdir. Kademeli su verme ve kritik sıcaklıklar arası su verme numunelerinin farklı morfolojik yapılarına bağlı olarak farklı çatlak ilerlemesi tespit edilmiştir (Kim ve Thomas 1981). Kritik sıcaklıklar arası su verme numunelerindeki bu tespit Şekil 2.23.'te şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.23. Kademeli su verme (KSV) ve kritik sıcaklıklar arası su verme (KSAT) numunelerinin mikroskopik kopma işleminin sistematik gösterimi (Kunio ve ark. 1975).

Martenzit fazının içerdiği karbon miktarı arttıkça martenzit tanelerinin sertliği, dolayısıyla da mukavemet artar (Kim ve Thomas 1981). Martenzit fazı dual-faz çeliğinin mukavemetini arttırdığı gibi süneklik üzerine de etkisi vardır. Çünkü dual-faz ısıt işlemlerinden sonra perlitin yerine perlitten daha sünek olan martenzit fazı geçmiş durumdadır (Bernard ve ark. 1981). Martenzit fazının miktarını etkileyen diğer bir parametre olan, $(\alpha+\gamma)$ bölgesinde tavlama ile oluşan ostenit tanelerinin sertleşme kabiliyeti, soğuma hızı ile kontrol edilebilir. Yüksek soğuma hızlarında ostenit martenzite dönüşmekte, artan soğuma hızı ile martenzit miktarı da artmaktadır. Düşük soğuma hızlarında ise ostenit ferrit-karbür karışımına dönüşür (Speich 1981).

Martenzit tane sınırlarında bağlantısız şekilde oluşurken, kademeli suverme numunelerinde martenzit bağlantılı bir şekilde oluşmuştur. Martenzit fazı morfolojisine bağlı olarak ferrit fazı deformasyon davranışı değişmektedir. Ferrit fazı kayma karakteri incelendiğinde kademeli suverme numunelerinde yalnız $\{110\}$ ve $\{111\}$ düzlem ailelerinde kayma yoğunlaşırken, kritik sıcaklıklar arası tavllanmış numunelerde çok yönlü kayma olduğu görülmüştür. Çok yönlü kayma deformasyonun diğer tanelere iletilmesini sağlar. Bu şekilde kopma geciktirilmiş olur. Deformasyonun devamında yüksek süneklik değerleri elde edilmiştir.

Tomita (1990), Fe-%0,1C çelik numuneleri üzerine üç farklı ısıt işlem uygulanarak dual-fazlı çelik elde etmiştir. Elde ettiği farklı morfolojilere bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimini test etmiştir.

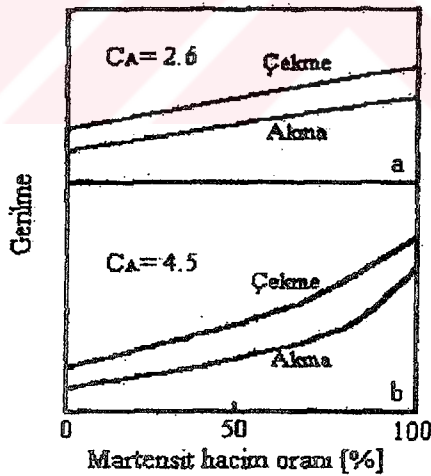
Birinci tip ısıt işlemi : 950°C'de östenitleme sonrası 750°C'ye hızlı soğutma, bu sıcaklıkta bir süre bekletme sonrasında da hızlı soğutarak (KSV) sertleştirme uygulanmıştır. Bu işlem sonucu martenzit açık olarak ferrit taneleri çevresinde oluşmuştur. Çekme testi sonucunda dayanımın arttığını buna karşın akma dayanımının çekme dayanımına oranının (σ_A/σ_C) arttığını ve sünekliğin azaldığını belirtmiştir.

İkinci tip ısıt işlem: 750°C ve 800°C'lerde kritik tavlama uygulayarak (KSAT) ve su+buz+tuz(NaCl) ortamında numuneleri hızla soğutmuştur. Bu işlem sonucunda inceltmiş ferrit anayapı içerisinde martenzitin ince küresel bir dağılım gösterdiğini belirtmiştir. Bu işlem sonucu dayanım-süneklik ilişkisinde önemli ilerleme kaydetmiştir. Fakat (σ_A/σ_C) oranı artmıştır.

Üçüncü tip ısı işleme : 950°C'lik östenitleme sonrasında su+buz+tuz(NaCl) ortamında hızlı soğutma, devamında 750°C'lik kritik tavlama ve aynı ortamda hızlı soğutma (ASV ya da IQ) uygulanmıştır. Bu işlem sonucu rastgele dağılmış fiberli martenzite sahip bir dual-fazlı yapı elde etmiştir. Çekme testi sonucu iyi dayanım-süneklik ilişkisi ve düşük (σ_A/σ_c) elde etmiştir.

Aynı araştırmacı tarafından KSV ve KSAT numunelerinin kopma davranışı da incelenmiştir. Bu numuneler benzer martenzit hacim oranına fakat farklı morfolojilere sahiptirler. KSAT numunelerinde mikroçatlaklar martenzit-ferrit arayüzeyinde başlamış ve ferrit taneleri içlerine doğru ilerlemiştir. KSV numunelerinde ise çatlaklar martenzit üzerinde oluşmuştur.

Dual fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini kontrol eden en önemli mikroyapı bileşeni martenzit fazıdır. Çelik mikroyapısında martenzitin perlitin yerini almasıyla akma olayındaki değişikliğin yanısıra çekme mukavemeti de artar. Perlitten çok daha sert olan martenzitin mikroyapıda bulunmasıyla kompozit sertleşme teorisine uygun olarak çeliğin çekme mukavemetinin yükselmesi doğal bir sonuçtur. Martenzitin hacim oranına bağlı olarak dual fazlı çeliklerde akma ve çekme mukavemetindeki artış Şekil 2.24.'te gösterilmiştir (Tamura ve ark. 1973).



Şekil 2.24. Martenzit hacim oranının dual fazlı çelik mukavemetine etkisi (Tamura ve ark. 1973).

Martenzitin hacim oranına bağlı olarak dual fazlı çeliklerin mukavemet kazanmalarında martenzit akma mukavemetinin ferrit akma mukavemetine olan oranının (C_A) önemli olduğunu Tamura ve ark. (1973) deneyle ispat etmiştir. Şekil 2.24.'te gösterildiği gibi $C_A=3$ 'e kadar çelik akma ve çekme mukavemeti, martenzit

hacim oranı ile sürekli olarak lineer bir şekilde artmaktadır. Fakat C_A parametresi 3'den büyük olursa mukavemetteki lineer artış belli bir martenzit hacim oranına kadar eğrisel olarak artmaktadır. Şekil 2.24.'te $C_A=4,5$ için akma ve çekme mukavemetinin ancak %76 martenzit hacim oranına kadar lineer arttığı görülmektedir. Mukavemetin lineer arttığı bölgede dual fazlı çeliklerin akma ve çekme mukavemetinin tesbitinde şu formüllerin geçerli olduğunu Speich ve Miller (1979) bulmuşlardır.

$$\sigma_A = \sigma_{A,\alpha} + \left(\frac{1}{3} \sigma_{A,M} - \sigma_{A,\alpha} \right) \frac{V_M}{100} \epsilon \quad (2.5.)$$

$$\sigma_C = \sigma_{C,\alpha} + \left(\frac{1}{3} \sigma_{C,M} - \sigma_{C,\alpha} \right) \frac{V_M}{100} \epsilon \quad (2.6.)$$

Burada;

σ_A : Çeliğin akma mukavemeti,

$\sigma_{A,\alpha}$: Ferritin akma mukavemeti,

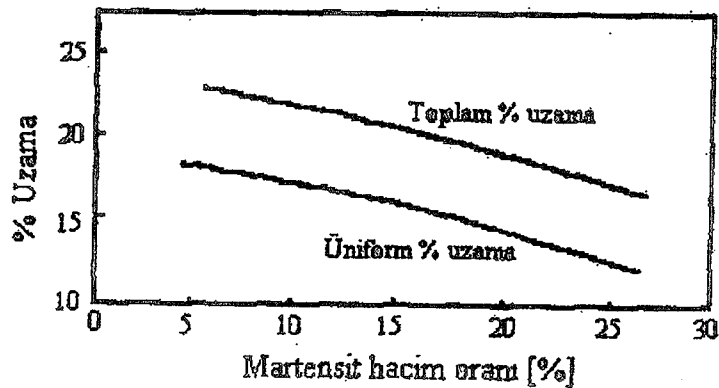
$\sigma_{A,M}$: Martenzitin akma mukavemeti,

V_M : Martenzitin hacim oran yüzdesi,

σ_C : Çeliğin çekme mukavemeti,

$\sigma_{C,\alpha}$: Ferritin çekme mukavemeti,

Martenzitin miktarının mukavemet üzerine olduğu gibi süneklik üzerine tesiri vardır. Martenzit hacim oranının artmasıyla sünekliğin azaldığı Şekil 2.25.'te gösterilmiştir (Speich ve Miller 1979).



Şekil 2.25. Dual fazlı çeliklerde üniform ve toplam % uzama değerinin martenzit hacim oranıyla değişimi (Speich ve Miller 1979).

Speich ve Miller (1979), mukavemetin martenzit hacim oranıyla lineer arttığı bölgede sünekliğin tesbitinde aşağıdaki formüllerin geçerli olduğunu göstermişlerdir;

$$\%U_U / \%U_{U,\alpha} = 1-2,2 C_m (V_m/100)^{1/2} \quad (2.7.)$$

$$\%U_T / \%U_{T,\alpha} = 1-2,2 C_m (V_m/100)^{1/2} \quad (2.8.)$$

Burada;

$\%U_U$: Çeliğin üniform uzama yüzdesi,

$\%U_{U,\alpha}$: Ferritin üniform uzama yüzdesi,

C_M : Martenzitin hacim oranı yüzdesi,

$\%U_T$: Çeliğin toplam uzama yüzdesi,

$\%U_{T,\alpha}$: Ferritin toplam uzama yüzdesidir.

Aksakal ve Arıkan (1988) yaptığı çalışmada, artan tavlama sıcaklığı ve süresi ile martenzit miktarının artmasıyla birlikte çekme mukavemetinin arttığını tespit etmişlerdir. Ayrıca artan tavlama sıcaklığı ve süresi ile martenzit miktarındaki artışa bağlı olarak sünekliğin düştüğü gözlenmiştir. Bu durumun şöyle izah edilmesi mümkündür; yüksek sünekliğe ve düşük mukavemet değerlerine sahip lifler (ferrit fazı) ile düşük süneklik ve yüksek mukavemet özelliği olan liflerin (martenzit fazı) birbirlerine ağ şeklinde bağlanmış olduğu düşünülebilir. Böyle bir yapı çekme gerilmelerine maruz bırakılırsa, liflerdeki gerilmeler eşit fakat uzamalar farklı olacak ve uzama her iki lifteki toplam uzama kadar olacaktır. Ancak sünekliği düşük olan martenzit lifleri ferrit kadar deforme olmayacak ve kopacaktır. Bu durumda iyi süneklik özelliği olan ferrit lifleri gerilmeleri taşımak zorunda kalacak ve dayanım değerleri düşük süneklik özelliği iyi bir yapı elde edilmiş olacaktır. Martenzit miktarının fazla olması durumunda ise ağımsı yapıya gerilme uygulandığında, martenzit fazının artması ile yapıda ferriti çepeçevre saran martenzit ağının kuvvetlenmesi çekme sırasında ferritin uzamasına engel olacaktır. Böylece yüksek mukavemetli ve sünekliği düşük olan yapı elde edilmiş olur.

Ferrit-ostenit bölgesindeki sıcaklık aralığında oluşan ostenitin martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen %2-4 mertebesindeki hacim genişlemesi, ferrit fazının plastik deformasyonuna sebep olduğundan, ferrit tanelerinin ferrit-martenzit arayüzeyine yakın bölgelerinde serbest dislokasyonlar ve kalıntı gerilmeler oluşmaktadır. Bu serbest dislokasyonlar, kalıntı gerilmelerin tesiri ile dislokasyon yoğunluğu düşük olan ferrit tanelerinin iç bölgelerine kolayca ilerleyebildiklerinden, dual fazlı çeliklerin hem süreksiz akma olayı giderilmekte hem de akma mukavemeti düşük olmaktadır. Ancak, martenzit hacim oranının çok düşük olması ve/veya

mikroyapıda martenzitin yanısıra önemli miktarda perlitin bulunması halinde, dual fazlı çeliğin gerilme-birim şekil değiştirme eğrisinden süreksiz akma görülmektedir. Ayrıca, martenzit partiküllerinin yapıda homojen dağılmaması da süreksiz akmaya sebep olan diğer bir faktördür (Mould 1977, Marder 1981).

2.4.3.3. Kalıntı Ostenit

Dual-faz çeliklerin ısı işlemleri sırasında suverme ile ostenitin tamamının martenzite dönüşmemesi sonucu yapıda %2-9 oranında kalıntı ostenit kalabilir (Speich 1981). Eğer ostenit çok kararlı ise çeliğe sıvı helyumda (-268°C) su verilirse bile martenzite dönüşüm tam olarak sağlanamaz. Bir miktar kalıntı ostenit bulunur (Rigsbee ve Van der Arend 1977).

Ostenitin kararlılığı, içerdiği karbon ve mangana bağlıdır ve karbon ve mangan yönünden ne kadar zenginse o kadar kararlı olur. Ostenitin kararlı olması M_s sıcaklığını daha düşük sıcaklıklara kaydırır. Dual-faz çeliklerde kalıntı ostenit üç değişik şekilde yapıda bulunmaktadır (Piplani ve Raghavan 1981).

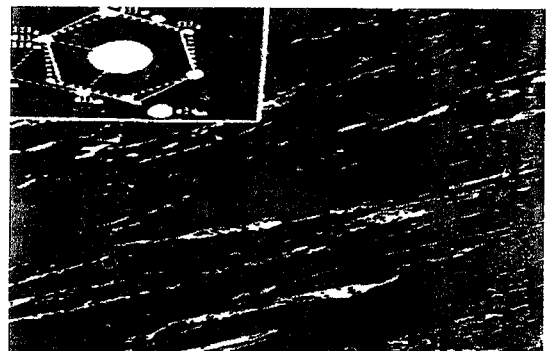
a) Kalıntı ostenit martenzit dilimleri arasında ince bir tabaka halinde bulunabilir. (Şekil 2.26.a) Bu oran %1 civarındadır. Tesbiti için difraksiyon paternine ihtiyaç vardır (Kim ve Thomas 1981).

b) Kalıntı ostenit martenzit ile birlikte yapıda bulunabilir. X-ışınları metodu ile tesbit etmek mümkündür. Dual-faz yapıda da kalıntı ostenitin büyük bir kısmı bu şekilde bulunmaktadır (Şekil 2.26.b).

c) Kalıntı ostenit ferrit taneleri etrafında küçük adacıklar şeklinde veya ferrit taneleri içinde bulunabilir (Rigsbee ve Van der Arend 1977).



a)



b)

Şekil 2.26. Dilimleri arasında kalıntı ostenitin bulunduran dislokasyonlu martenzitin a) Aydınlık alan b) Karanlık alan TEM mikrografları.

Oda sıcaklığında yapıda kalıntı ostenitin bulunmasına sadece bu fazın kimyasal kararlılığı sebep olmaz (Bernard ve ark. 1981). Bilindiği gibi, martenzitik çeliklerde, ostenitin M_s ve M_F sıcaklıkları arasında tutulması, bu fazların termal kararlılığına sebep olur. Ostenitin termal kararlılığı yavaş soğuma hızlarında da sağlanabilir. Su verme ile küçük ostenit adacıklarının (1 μ m veya daha küçük) dönüşmediği ve kalıntı ostenit olarak yapıda kaldıkları gözlenmiştir. Küçük boyutta olmaları bu ostenit partiküllerinin kararlılığına sebep olmaktadır (Balliger ve Gladman 1981).

Yapılan araştırmalar kalıntı ostenitin, ikinci fazın (martenzitin) %30-40'ını işgal edebileceğini göstermiştir (Speich 1981). Dual faz çeliklerindeki kalıntı ostenitin bir kısmı deformasyon esnasında tekrar martenzite dönüşmekte ve bu da sünekliğin artmasına neden olmaktadır. (Cribb ve Rigsbee 1979). Bu fazın kararlılığının artması, süneklik artışını daha da belirginleştirmektedir. Ancak, kalıntı ostenit miktarı düşük ise, süneklikte görülen söz konusu artış, ihmal edilebilecek düzeyde kalır. Kalıntı ostenitin dual fazlı çeliklerin akma olayına doğrudan etkemediğini, fakat deformasyonla oluşan martenzitik dönüşümün deformasyon sertleşmesi hızını arttırdığını ileri sürülmüş. Çok düşük sıcaklıklarda kalıntı ostenitin martenzite dönüşümü akma noktası civarında meydana gelmekte ve gerilme-birim şekil değiştirme eğrisinin akma bölgesinde küçük bir süreksizlik görülmektedir, ancak söz konusu süreksiz akma, nispeten yüksek sıcaklıklarda gözlenmemektedir. (Balliger ve Gladman 1981) (Şekil 2.27.)

Şekil 2.27'de görüldüğü gibi karanlık alan TEM'inde kalıntı ostenit daha belirginleşmektedir.



Şekil 2.27. Ferrit matris içindeki kalıntı osteniti gösteren transmisyon elektron mikrografı (Piplani ve Ragravan 1981).

Belli bir martenzit hacim oranına kadar kalıntı ostenit miktarının artmasıyla deformasyon sertleşme üssü artmaktadır (Rigsbee ve Vanderarend 1977). Yapılan

araştırmalar sonucu, en yüksek deformasyon sertleşme ss değerinin kalıntı ostenit partikülleri arasındaki mesafenin çok k olduğu zaman meydana geldiği tesbit edilmiştir (Llewellyn ve Hillis 1996). Bu sonuç, kalıntı ostenitin deformasyon sertleşmesi üzerine etki eden en önemli faktörden biri olduğunu göstermektedir.

2.5. Dual fazlı çelikte Mukavemet ve Sünekliğin İncelenmesi

2.5.1. Akma Mukavemeti

Dual fazlı çeliklerin çekme deneylerinde belirgin bir akma noktası görülmemiştir (Marder 1977). Dual-fazlı çeliklerinde martenzitik dönüşüm sebebiyle ferrit tane sınırlarında meydana gelen hareketli dislokasyonlar sürekli akmaya sebep olurlar. Ancak yüksek tavlama sıcaklığı nedeniyle martenzit partikülleri arasındaki mesafenin büyük olması veya yavaş soğutma nedeniyle yapıda martenzitin yanında perlitin de bulunması süreksiz akmaya sebep olabilir (Kim ve Thomas 1981, Yükler ve ark. 1981).

Dual fazlı çeliklerde akma mukavemeti nisbeten düşüktür. Fakat sadece temperleme veya n soğuk deformasyon işleminden sonra yapılacak temperleme ile arttırılabilir (Marder 1977). Böylece bu çeliklerde akma mukavemetinin isteğe göre düşürülüp arttırılabileceği gerçeği ortaya çıkmaktadır. Akma gerilmesi martenzitteki karbon oranına değil, martenzit hacim oranına bağlı olarak değişir. şöyle ki, dual-faz çeliğinin tane iriliği arttıka martenzit hacim oranının artışına paralel olarak akma gerilmesi de artış göstermektedir (Tamura ve ark.1973).

2.5.2. Çekme Mukavemeti

Dual-fazlı çeliklerinde çekme mukavemeti, martenzit hacim oranına bağlıdır. Martenzit oranı arttıka çekme mukavemeti de partikül çapına bağlı kalmadan artmaktadır. Martenzit hacim oranı ise tavlama sıcaklığında başka ostenit fazının sertleşme derinliğine bağlıdır.

Ferrit ve martenzit fazlarındaki şekil değişiminin eşit olduğu kabul edilirse, çekme mukavemeti aşağıdaki ampirik formülle bulunabilir.

$$\sigma_m = \sigma_{cf}(V_f/100) + \sigma_{\sigma,m}(V_m/100) \quad (2.9.)$$

σ_{ϕ} = Dual-faz çeliğinin çekme mukavemeti,

$\sigma_{\phi f}$ = %100 ferritik yapının çekme mukavemeti,

V_f = Ferrit hacim oranı;

$\sigma_{\phi m}$ = %100 martenzitik yapının çekme mukavemeti,

V_m = Martenzitik hacim oranı.

Ostenit fazının sertleşme derinliği yalnız C miktarına bağlıdır. Dolayısıyla A_3 dönüşüm sıcaklığına yaklaştıkça ostenit fazındaki karbon miktarı düşeceğinden, martenzitin yanında birtakım fazlar oluşacaktır. Bu durum çekme dayancında bir düşmeye sebep olacaktır. Bunu önlemek için soğutma hızını ve ostenit fazının sertleşme derinliğini arttırıcı tedbirlere başvurmak gerekir (Izar 1971).

2.5.3. Kopma

Çekme testinin son aşamasını oluşturan kopma iki aşamadan meydana gelir. Bu aşamaların birincisi çatlak başlangıcı olan mikroboşluk oluşumu ve ikinci aşama olarak da çatlağın ilerlemesiyle kopmanın gerçekleşmesidir. Kopma iki sınıfta incelenir. Bunlar gevrek ve sünek kopmalardır. Tablo 2.2. (Dieter 1988).

Çizelge 2.2. Kopma davranışının tanımlanması (Dieter 1988).

Davranışın Tanımlanması	Kullanılan Terimler	Kırılma Türü
Kristalografik Şekil	Kayma	Klivaj
Kopma Görünüşü	Lifli	Taneli
Kırılma Deformasyonu	Sünek	Gevrek

Dual fazlı çeliklerde yüksek bölgesel şekil değişimlerinin olduğu boyun bölgesinde öncelikli olarak görülen mikroboşluk oluşumu çatlak başlangıcını oluşturur (Rashid 1977).

Dual-fazlı çeliklerde boşluklar metalik olmayan inklüzyonlar ya da martenzit parçacıkları üzerinde oluşur. Mikroboşlukların martenzit üzerinde çekirdeklenmeleri martenzit-ferrit arayüzeylerinin ayrışmasını ya da martenzitin gevrek kırılmasını başlatır.

Kopma yüzeyine doğru boşluk yoğunluğu artar. Bölgesel boyun gösteren numunelerde boşluk yoğunluğu fazladır (Dieter 1988).

Kim ve Thomas (1981), iri taneli dual-fazlı çeliklerde deformasyonun erken aşamasında kopmanın başladığını belirtmişler ve buna sebep olarak da ilk çatlak başlangıcının martenzit üzerinde oluşmasını ve ferrit anayapı içlerine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

Speich ve Miller (1979), düşük martenzit hacim oranında ve yüksek karbon içerikli martenzite sahip dual-fazlı çeliklerin, yüksek martenzit hacim oranı ve düşük karbon içerikli martenzite sahip dual fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir. Buradan martenzitin karbon içeriğinin artmasıyla sünekliğinin azalabileceği sonucu çıkarılabilir.

Genel olarak karşılaştırıldığında dual-fazlı çelikler HSLA çeliklerine oranla daha sünek bir kopma karakterine sahiptirler (Davies 1978, Rashid 1977).

2.5.4. Süneklik

Dual-fazlı çelikleri aynı mukavemet değerlerinde HSLA çeliklerine göre daha iyi sünekliğe sahiptirler. Bunun sebebini şöyle açıklamak mümkündür. Dual-fazlı çeliklerde ferrit içinde ince dağılmış karbür ve nitrokarbür parçacıklarının bulunması süneklik açısından bir dezavantajdır. Ayrıca bu çeliklerde perlit fazının yerini martenzit gibi sünekliği perlitten daha iyi olan bir faz almıştır. Bu ise sünekliği arttıran bir faktördür (Bernard ve ark. 1981).

HSLA çeliklerinin toplam uzama değerleri %18 kadar arttırabilirken dual-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri %28'e ulaşabilmektedir (Yükler ve ark. 1985). Bu şekilde dual-fazlı çeliklerin süneklik özelliği en seçkin özelliklerden biridir. Bu durum dual-fazlı çeliklerin ticari olarak ilgi çekmesini sağlamıştır (Rashid 1976).

Dual-fazlı çeliklerde süneklik büyük oranda ferrit fazı hacim oranına ve karakterine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının %80'den fazla olması gereklidir (Thomas ve Koo 1979, Marder 1977).

Dual fazlı çeliklerde toplam(%) uzama, artan martenzit hacim oranıyla azalır. Düşük karbonlu martenzit fazı, sünekliğin yüksek olmasına sebep olur. Çünkü düşük

karbonlu martenzitin çatlaması veya ferrit/martenzit arayüzeyinin dekohezyonu zordur. Speich ve Miller (1979), dual fazlı çeliklerde toplam birim şekil değişimini:

$$e_t/e_{t,f} = 1 - 2,5 C_m (V_m/100)^{1/2} \quad (2.10.)$$

şeklinde ifade etmişlerdir. Burada;

e_t = Çeliğin toplam mühendislik birim şekil değişimi,

$e_{t,f}$ = Ferritin mühendislik şekil değişimi.

Saç numunelerde toplam birim şekil değişimi yani toplam(%) uzama, malzeme çeşidine ve saç kalınlığına göre değişir. Numune kalınlığı azaldıkça, toplam(%) uzama azalır. Fakat uniform uzama saç kalınlığından bağımsızdır (Davies 1977). Dual fazlı çeliklerde, martenzit hacim oranına ve martenzitteki karbon miktarına göre uniform mühendislik birim şekil değişimi:

$$e_u/e_{u,f} = 1 - 2,2 C_m (V_m/100)^{1/2} \quad (2.11.)$$

bağıntısı ile bulunabilir. Burada;

e_u = Çeliğin uniform mühendislik birim şekil değişimi,

$e_{u,f}$ = Ferritin uniform mühendislik birim şekil değişimidir.

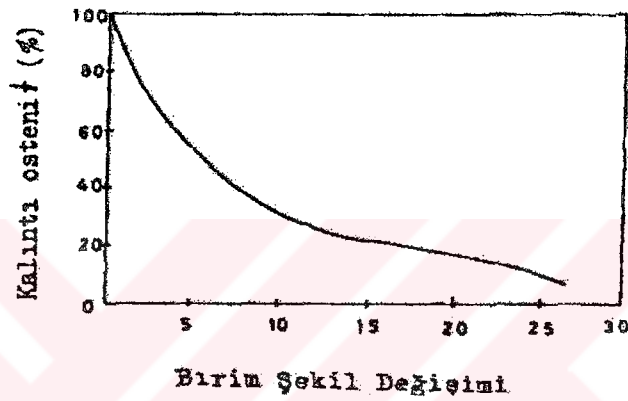
Speich ve Miller (1979), toplam ve uniform (%) uzama arasındaki farkın, ikinci fazın karbon içeriği ve /veya martenzit hacim oranı arttıkça azaldığını ileri sürmüşlerdir. Çünkü bu durumda martenzit/ferrit arayüzeyinde boşluklar kolayca oluşur ve aralarındaki mesafe kısa olduğu için kolaylıkla birleşirler. Bu nedenle uniform olmayan (%) uzama, ikinci faz partikülleri etrafında boşluk oluşumuna ve boyun bölgesindeki hidrostatik gerilmelere bağlıdır (Speich ve Miller 1979). Sabit martenzit hacim oranında yapıda homojen olarak dağılmış küçük martenzit partikülleri sünekliği arttırırlar (Balliger ve Gladman 1981).

Ferrit dual fazlı çeliklerin sünekliğini etkileyen diğer bir fazdır. Ferrit fazındaki karbon ve azot miktarının artması sünekliğin azalmasına sebep olur. Bu nedenle arayer elementi içermeyen ferritin yapıda bulunması arzu edilir (Piplani ve Ragavan 1981).

Dual fazlı çeliklerin yapısında bulunan büyük miktardaki kalıntı ostenitin deformasyon esnasında martenzite dönüşümü uniform (%) uzamanın artmasına sebep olur (Speich 1981, Rigsbee ve ark.1977, Marder 1977). Eğer yapıda %20 kalıntı ostenit varsa uniform (%) uzama %20 oranında artar (Thomas ve Koo 1979). Fakat yapıda

bulunan kalıntı ostenit miktarı az ise veya deformasyon esnasında hemen martenzite dönüşüyorsa, bu fazın uniform (%) uzama üzerindeki etkisi ihmal edilebilir (Speich 1981).

Şekil 2.28.'de, düşük karbonlu dual fazlı çelikte kalıntı ostenit hacim oranının şekil değişimi görülmektedir. Şekil 2.28'den de görüldüğü gibi ilk %5 şekil değişiminde %55 civarında kalıntı ostenit martenzite dönüşmüştür. Birim şekil değişimi başına, kalıntı ostenitin dönüşümü, artan şekil değişimi ile azalmakta ve uniform (%) uzamaya (%19,5) yakın şekil değişimi değerlerinde, yaklaşık %20 kalıntı ostenit dönüşüme uğramadan yapıda kalmaktadır (Rigsbee ve ark. 1977).

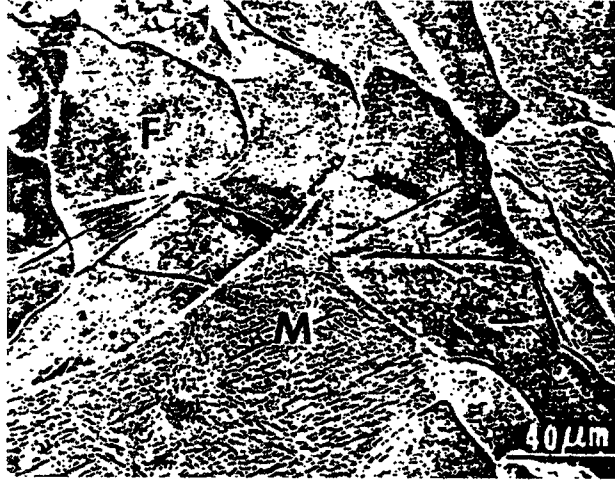


Şekil 2.28. Kalıntı ostenitin uniform % birim şekil değişimine etkisi (Rigsbee 1977):

Optimum dual-faz özelliği elde edebilmek için optimum süneklik-mukavemet kombinasyonu sağlamak gerekir. Bunun için de martenzit tanelerinin irtibatsız, ince taneli ve belirli bir hacim oranında elde etmek lazımdır (Mould ve Skena 1977).

Dual fazlı çeliklerin deformasyonu esnasında maximum şekil değişimi ferrit fazı içinde ve martenzit/ferrit arayüzeyinin ötesinde meydana gelir. Ferritin plastik gerilmesi (flow stress), martenzitin plastik gerilmesinden çok düşük olduğu için, plastik deformasyon yumuşak ferrit fazında başlar, bu esnada martenzitte elastik deformasyon olmaktadır (Kim ve Thomas 1981, Balliger ve Gladman 1981, Marder 1977). Komşu martenzit partikülleri ferrit fazındaki gerilme konsantrasyonunu artırır. Ferrit fazındaki lokalize deformasyonlar ve/veya gerilme konsantrasyonları, morfolojik farklılıklara göre, ferritin klivaj kırılmasına veya boşlukların oluşmasına sebep olur. İnce dual fazlı yapılarda kırılma, boşlukların çekirdeklenmesi ve birleşmesi ile meydana gelir. Çünkü ince dual fazlı yapılar, klivaj çatlak oluşumu ihtimalini azaltırlar (Kim ve Thomas 1981). Martenzit hacim oranı düşük olan dual fazlı çeliklerde boşlukların inklüzyonların

etrafında oluştuğunu ileri sürülmüştür. Marder'de (1977) inklüzyonlar etrafında boşlukların oluştuğunu gözlemiştir. Şekil 2.29.'da ferrit fazında bulunan klivaj çatlak ve Şekil 2.30.'da ferrit/martenzit arayüzeyinde boşluk oluşumu görülmektedir.



Şekil 2.29. Ferrit fazındaki klivaj çatlakları gösteren taramalı elektron mikrografı (Kim ve Thomas 1981).



Şekil 2.30. İnce fiberli yapıda ferrit/martenzit arayüzeyinde boşluk oluşumunu gösteren taramalı elektron mikrografı (Kim ve Thomas 1981).

Dual fazlı çeliklerde boyun verme direncinin yüksek olmasına, deformasyon esnasında şekil değişiminin yapıda uniform olarak dağılımı sebep olmaktadır. Çünkü büyük şekil değişimlerinde, ferrit şekil değiştirdikten sonra, şekil değişimini ferrit martenzit arayüzeyine ileterek martenzitin de şekil değişimini sağlar (Marder 1977). Boyun vermeden sonraki birim şekil değişimi, ferritik olmayan fazın (veya fazların)

özelliklerine bağlıdır. Yapıda ferrit ile beraber sadece sert martenzit fazının bulunması boyundan sonraki birim şekil değişimini azaltır. Yavaş soğuma sonucu martenzit, ile birlikte beynit ve/veya perlit gibi mikroyapı bileşenlerinin oluşması boyundan sonraki uzamanın artmasına sebep olur.

Dual fazlı çeliklerin yapısında bulunan martenzitin hacim oranı yüksek ise, deformasyon sırasında ferrit/martenzit arayüzeyinde çekirdeklenen boşlukların arasındaki mesafe kısa olduğu için, düşük plastik gerilmeler altında bile bu boşluklar kolaylıkla birleşerek sünekliği azaltır. Martenzit fazının karbon içeriğinin yüksek olması, dual fazlı çeliklerin sünekliğini azaltan diğer bir faktördür (Piplani ve Raghavan 1981). Cribb ve Rigsbee'nin (1979) incelemelerine göre çatlakların ferrit/martenzit arayüzeyin de değilde martenzit fazı içinde kolayca ilerlediğini, Koo ve Thomas (1977) ise, düşük karbonlu dilim martenzit için ferrit/martenzit arayüzeyinde iyi bir uyum olduğunu ileri sürmüşlerdir. Dual fazlı çeliklerde optimum mukavemet/süneklik kombinasyonu için, belirli bir martenzit hacim oranında, martenzit adalarının çapı mümkün olduğu kadar küçük olmalıdır (Balliger ve Gladman 1981).

2.5.5. Deformasyon Sertleşmesi (Pekleşme)

Malzemelerin deformasyon sırasındaki davranışları, plastik şekil verme yöntemleri açısından çok önemli olup, özellikle plastik kararsızlığın beklendiği durumlarda deformasyon sertleşmesinin önceden bilinmesi gereklidir. Bu amaçla, deformasyon etkisi ile oluşan sertleşmeyi tanımlamak üzere çeşitli ampirik bağıntılar geliştirilmiştir. Bu bağıntılarla deformasyon etkisi ile malzemedeki meydana gelen değişimlere yani deformasyon altyapısına da yaklaşımda bulunmak mümkündür (Çimenoglu ve Kayalı 1988).

Bu ampirik formüllerden Holloman ve Voce denklemleri dual fazlı çeliklere uygulanması sakıncalıdır. Ludwick ile Swift denklemleri ise, dual fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesini çok iyi karakterize etmekte ve sertleşme olayının açıklanmasında kullanılmaktadır. Ancak Ludwick denklemine göre yapılan "Crussard-Jaoul(C-J) analizi" daha yaygın olarak kullanılmaktadır.

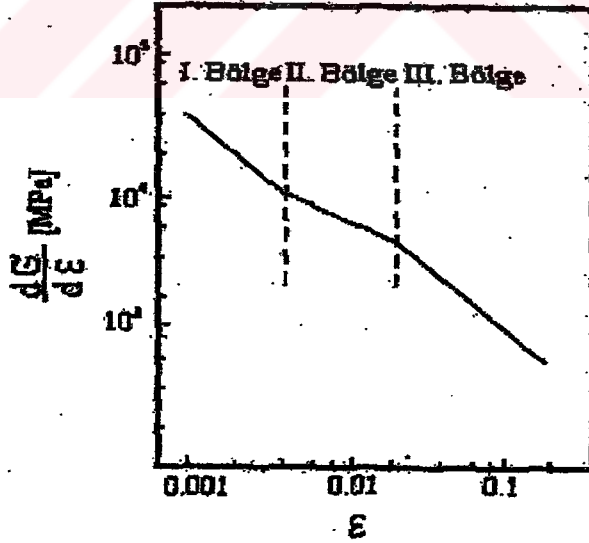
Dual fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler (Tomita 1990, Ramos ve ark. 1979). Metallerde pekleşmenin oluşumunu anlayabilmek için deformasyonun

mikroyapıdaki etkisinin anlaşılması gereklidir. Dual-fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir (Paruz ve Edmond 1989). Şöyle ki; çekme sırasında deformasyonun başlangıcında, kalıntı gerilmeler yok olurken dislokasyonların kesişmesi veya arayüzeyin engellenmesi sonucu dislokasyonların hareketi önlenir. Deformasyonun devamı için gerekli yeni dislokasyonların oluşumu ve dislokasyonların tırmanması için gerilmenin hızla artması gereklidir. Böylece artan gerilme ile şekil değişimi artar (Cribb ve Rigsbee 1979).

Yapılan çalışmalar dual-fazlı çeliklerin çekme sırasında üç farklı deformasyon aşamasına sahip oldukları ve buna bağlı olarakda pekleşme katsayısı "n"nin değişken olduğu belirtilmiştir. Her deformasyon aşaması için üç farklı "n" vardır.

Metallerin mukavemet bilgisi gerilme-% uzama grafiğinden elde edilir. Bu bakış eğrisi ve genel kabul gören teorik yaklaşımlar yardımıyla pekleşme miktarı bulunabilir.

C-J analizi küçük şekil-değiştirme miktarında pekleşmedeki değişmelere karşı çok hassastır. Dual-fazlı çeliklerin deformasyon davranışları üzerine mikroyapısal değişikliklerin etkisini belirlemek için çok kullanışlı bir metottur (Matlock ve ark. 1979).



Şekil 2.31. Az alaşımlı dual fazlı çeliğe ait Crussard-Jaoul (C-J) analizi (Korzekwa ve ark. 1984).

Şekil 2.31.(C-J) analizinde, dual fazlı çeliklerde log (dσ / dε)- log ε grafiğinin eğimindeki değişime bağlı olarak ortaya çıkan, mikroyapıdan ve üretim koşullarından etkilenen üç deformasyon bölgesi olduğu açıkça görülmektedir. Deformasyon etkisi ile,

bu üç bölgede dual fazlı çeliklerin mikroyapısında meydana gelen olaylar, çeşitli içyapı çalışmalarına dayanarak aşağıda açıklanmıştır (Çimenoğlu ve Kayalı 1988).

I. Bölge: Dual fazlı çeliğe uygulanan gerilme, ilk olarak ferritin deformasyonuna sebep olur. Deformasyon öncelikle, daha iri olan ferrit tanelerinde ve mikroyapıda yeni ferritin bulunması halinde, eski ferritte başlamaktadır. Bu bölgede, ferritin deformasyonu, martenzitik dönüşüm sırasında oluşmuş olan serbest dislokasyonların, kalıntı gerilmelerin de etkisiyle çekme eksenine göre 45°lik açı yapan yönde hareketleri sonucu gerçekleşmekte olup, dislokasyonların hareket edebilecekleri mesafe ortalama ferrit tane boyutu mertebesinde dir. Artan deformasyonla dislokasyonlar yüzeye çıkarlar ve/veya birbiriyle kesişirler, ayrıca martenzitik dönüşüm esnasında meydana gelmiş olan kalıntı gerilmelerde giderilir. Bu bölgede, iki fazın plastik uyumsuzluğu nedeni ile ferrit içinde oluşan ters gerilmelerin (back stresses) hızla artması ve kalıntı gerilmelerin (residual stresses) giderilmesi nedeni ile deformasyon sertleşmesi hızı yüksektir.

II. Bölge: Dual fazlı çeliklere özgün deformasyon davranışının gözlemlendiği bu bölgede, ferritin sertliğinin artan deformasyonla artmasına rağmen, martenzitin sertliği değişmemekte ve martenzit ferriti daha fazla deformasyona zorlamaktadır. Bu nedenle, aynı deformasyon oranında, dual fazlı çeliklerde bulunan dislokasyon yoğunluğu, tek fazlı çeliklere kıyasla daha yüksek olup, dual fazlı çeliklerde dislokasyon çoğalması öncelikle dislokasyona uğramış ferrit tanelerinde meydana gelmektedir. Bunun yanısıra, eğer yapıda mevcutsa, kalıntı ostenit uygulanan gerilme etkisiyle martenzite dönüşmeye başlamakta ve bu bölgenin sonuna doğru, kalıntı ostenitin büyük bir kısmı martenzitik dönüşümü tamamlamaktadır. Kalıntı ostenitin martenzite dönüşümü esnasında meydana gelen hacim değişimi, bu fazın dislokasyon kaynağı gibi davranmasına sebep olup, ferrit fazındaki dislokasyon çoğalmasını daha da hızlandırmaktadır. Dislokasyon dağılımı açısından ise, bu bölgede vida dislokasyonları gelişi güzel dağılmış düzgün dislokasyonlar (straight dislocations) oluşturmakta ve jog teşekkülü (boşlukların çoğalması, dislokasyonların kesişmesi ve çapraz kayma sonucu) vida dislokasyonlarının kilitlemesine sebep olmaktadır. Bundan ötürü, deformasyon kenar dislokasyonlarının hareketleriyle ilerler ancak, deformasyonun ileri safhalarında kenar dislokasyonları düğümler oluştururlar. Artan deformasyonla dislokasyon duvarları

kalınlaşır ve söz konusu düğümler ferrit taneleri içinde hücre yapısı oluşturmaya başlarlar.

III. Bölge: Dual-fazlı çeliklerin başlangıçtaki mikroyapısından fazla etkilenmeyen bu bölgede, deformasyon tam anlamıyla gelişmiş olan hücre yapısı tarafından kontrol edilmektedir. Ferrit ve martenzit fazları arasındaki uyumsuzluk nedeniyle, hücre yapısı öncelikle martenzite yakın ferrit bölgelerinde oluşmaya başladığında, söz konusu bölgelerdeki hücre boyutu ($\cong 0,4 \mu\text{m}$), ferrit taneleri içindeki hücre boyutundan ($\cong 0,7 \mu\text{m}$) daha küçük olup, artan deformasyonla hücre sınırları kalınlaşarak sert duvarlar oluşturmakta ve hücre boyutu sabit kalmaktadır. Bu III. bölgede, ferrit fazında meydana gelen çapraz kayma ve dinamik toparlanmanın yanısıra, martenzit fazında da plastik deformasyon başlamaktadır. Martenzit, dual fazlı çeliğin boyun vermesine yakın birim şekil değiştirme değerlerinde deformasyona uğramaya başlamakta ve bu fazın deformasyonu ikiz oluşumu ile gerçekleşmektedir.

Ramos ve ark.(1979), dual-fazlı çeliklerin çekme testi sırasındaki üç farklı deformasyon aşamasının tavlama sıcaklığının artması ve soğuma hızının azalmasıyla birlikte çok fazla bir şekilde belirginleştiğini belirtmiştir.

Dual-fazlı çeliklerin pekleşme hızı martenzit hacim oranı ile doğrusal olarak değişmektedir. Martenzit hacim oranının artması ile birlikte süreksiz akma eğilimi azalmakta ve birinci ve ikinci aşamaların ayırt edilmesi zorlaşmakta ve erken şekil değişimlerinde deformasyon aşamaları arasındaki geçiş değişmektedir. Bu değişim azalan bir değişimdir (Çimenoğlu 1988).

Cribb ve Rigsbee (1979), dual-fazlı çeliklerin deformasyon aşamalarını pekleşme kanunlarına bağlı olarak aşağıdaki şekilde açıklamıştır.

1. aşama: ($\epsilon = \%0.1-0.5$) Martenzit çevresindeki kalıntı gerilmeler ortadan kaldırılır ve hareketli dislokasyonların sebep olduğu, ferritin homojen deformasyonu gerçekleşir.
2. aşama: ($\epsilon = \%0.5-4$) Pekleşme hızının azaldığı aşamadır. Sert martenzit ve kalıntı ostenit martenzite dönüşümü sonucu ferrit deformasyona zorlanır.
3. aşama: ($\epsilon = \%4-8$) Bu aşama dislokasyonların hücre (alt tane) yapılarının oluşumu ile başlar. Büyük deformasyon sonrası ferrit taneleri içerisindeki hareketli dislokasyonların çapraz kayması ve martenzitte deformasyon oluşur.

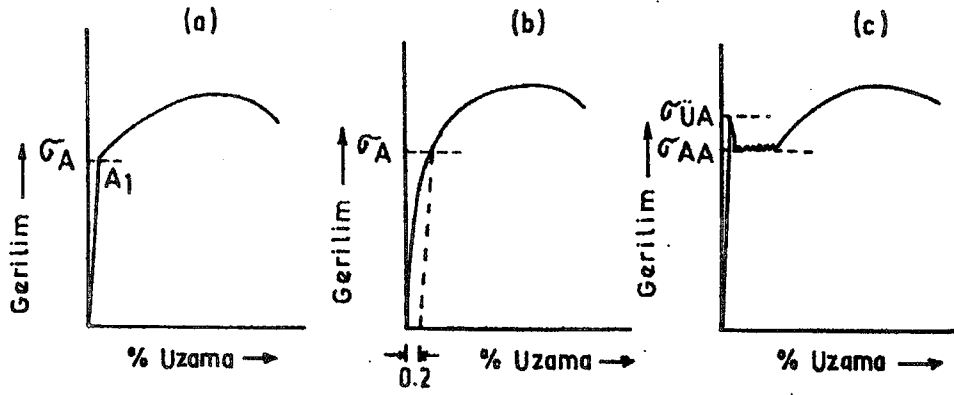
2.6. Soğutma Hızı

Bir ısıl işlem parametresi olan soğutma hızının dual-fazlı çeliklerin mekanik özellikleri üzerine önemli etkisi vardır (Rashid 1977, Tanaka ve ark. 1979). Soğutma hızının mekanik özellikler üzerindeki etkisi dolaylı bir etki olarak tanımlanmaktadır. Şöyle ki, soğutma hızı bu etkiyi martenzit ve ferrit hacim oranlarını ve yapısal karakterlerini değiştirerek gerçekleştirir (Mould ve Skena 1977). Kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası östenitin tamamen martenzite dönüşümünü sağlayabilmek için kritik bir soğuma hızına ihtiyaç vardır. Kritik soğuma hızından daha hızlı soğutma hızlarında, karbonun östenitten difüzyonu için zaman kalmayacağı için, martenzit ile östenitin karbon içeriklerinin eşit olması beklenir. Bu şekilde karbon oranı yüksek, dual-fazlı çelikler için gerekli sert ve yüksek dayanımlı martenzit elde edilir (Davies 1978. Mould ve Skena 1977). Soğutma hızının azalması ile birlikte östenitten martenzit harici fazların (ferrit, perlit v.b.) dönüşümü gerçekleşeceği için dayanımda azalma olur.

2.7 SÜREKSİZ AKMA OLAYI VE GİDERİLME ÇARELERİ

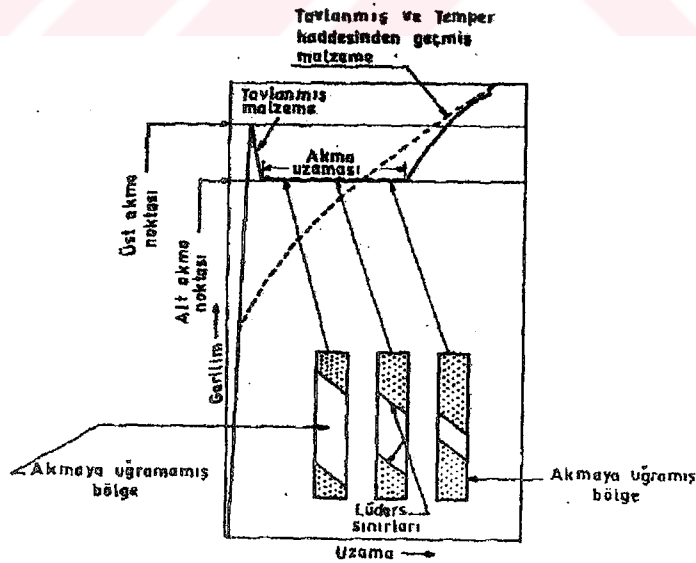
2.7.1 Süreksiz Akma Olayı

Değişik metal veya alaşımların çekme deneylerinden elde edilen gerilim-% uzama diyagramlarında, malzemelerin elastik durumdan plastik duruma geçişlerinin farklı şekillerde olduğu görülür. Bazılarında bu geçiş aniden olurken (Şekil 2.32.a)), bazılarında belirli bir aralıkta daha yumuşak bir eğimle olur.(Şekil 2.32.b)) Birinci durumda, Şekil 2.32.'deki A_1 noktasına tekabül eden gerilme akma gerilmesi diye tanımlanırken, ikinci durumda akma gerilme olarak %0,1 veya %0,2 kalıcı uzamaya tekabül eden noktadan, eğrinin elastik kısmına çekilen paralelin eğriyi kestiği noktadaki gerilme değeri alınır. Bir üçüncü durum, özellikle HMK sistemindeki metallerde görülen durumdur. Bu tür malzemelerde yük belirli bir noktaya kadar elastik alanda yükselir (üst akma gerilmesi), sonra aniden düşer ve malzeme, belirli bir miktar bu gerilme civarında (alt akma gerilmesi) homojen olmayan bir plastik deformasyona uğrar. Daha sonra plastik deformasyon, homojen gerilme artışı ile devam eder. Bu tip akma olayına süreksiz akma adı verilir.



Şekil 2.32. Değişik malzemelerin tipik gerilme-%uzama diyagramları.

Böyle bir akma olayı gösteren malzemenin çekme deneyinde, ilk gerilme konsantrasyon bölgeleri numunenin cihaza bağlandığı çenenin civarında olduğundan, bu bölgenin bir noktasında dislokasyonlar, ya buldukları atmosferden kurtularak veya yeniden oluşarak tane sınırına doğru kayarlar. Tane sınırı engelinde biriken dislokasyonlar bir gerilme ile komşu tanedeki dislokasyonları harekete geçirir. Taneden taneye tekrarlanan bu mekanizma ile akma olayı numune kalınlığınca dağılarak yüzeyde gözle görülebilecek bir bant oluşmasına sebep olur.



Şekil 2.33. Düşük karbonlu bir çeliğin gerilme-%uzama diyagramları ile Lüders sınırının ilerlemesine ait sematik örnek.

Çekme yönüne yaklaşık 50° eğimle meydana gelen bu banda 'Lüders bandı', deforme olmuş ile deforme olmamış bölgeyi ayıran sınıra 'Lüders Sınırı' adı verilir. Akma uzaması diye adlandırılan ve yükün yaklaşık sabit kaldığı bölgede Lüders sınırı numuneyi boydan boya kateder. Bundan sonra, deformasyonu devam ettirecek gerilme artar ve malzeme homojen olarak deforme olur. (Şekil 2.33.) Böylece, üst akma gerilmesi Lüders bandının çekirdekleşmesini, alt akma gerilimi ise Lüders sınırının numune boyunca yayınmasını sağlayan gerilme olur.

2.7.2. Süreksiz Akma Olayının Açıklanması

Süreksiz akma olayının oluş nedenlerine ait çalışmaların 40-50 yıl öncesine dayanmasına rağmen, ilk tatminkar açıklama 1948'de Cottrell tarafından yapılmıştır. Cottrell, düşük karbonlu çelikler üzerinde çalışmalarında, dislokasyonlar ile çözünmüş arayer atomları arasında bir çekim kuvvetinin varlığını saptamış ve N, C gibi çözünmüş arayer atomlarının dislokasyonlara yerleşmesi ile kristaldeki serbest enerji seviyesinin düşeceğini bulmuştur. Bu durumda, yayınma yoluyla dislokasyonlara yerleşmeyi tercih eden çözünmüş arayer atomları, dislokasyonları kilitlemekte ve hareketlerini engellemektedir. Bu açıklamadan dolayı çözünmüş arayer atomlarının dislokasyonlarda toplanmasına "Cottrell Atmosferi" oluşması denmiş ve bu terim literatürde yerleşmiştir. Böyle bir malzemede plastik deformasyonu başlatabilmek için, dislokasyonu atmosferden kurtararak serbest hale getirebilecek veya yeni dislokasyonların oluşumuna sebep olacak, oldukça yüksek bir gerilmeye ihtiyaç vardır. Bu gerilme üst akma gerilmesidir.

Bu teori, düşük karbonlu çeliklerde deformasyon yaşanması oluşum mekanizması ve dislokasyon bölgelerinde meydana gelen çökeltilerin elektron mikroskopunda incelenmesi ile ilgili çalışmalarla kanıtlanabilmektedir. Ancak, süreksiz akma olayının deney sıcaklığında, deformasyon hızında, malzemenin tane boyutundan etkilenmemesi bu teori ile açıklanamamaktadır. Ayrıca süreksiz akma olayının arayer atomu içermeyen, örneğin saf Ni-Co alaşımı, düzenli Fe-Co-V alaşımını, demir-yer alan atom alaşımları gibi malzemelerde de görülmesi (Ensari 1977), Cottrell'in açıklamasını yetersiz kılmaktadır.

Johnston ve Gilman (1959), LiF kristali üzerinde yaptıkları çalışmalarda, süreksiz akma olayını dislokasyon dinamiği ile açıklayan yeni bir model geliştirmişlerdir. Daha sonra Hahn (1962) bu modeli geliştirerek polikristallere uygulamıştır. Bu modelde deney esnasında uygulanan çekme hızının, akma bölgesinde malzemenin elastik deformasyon hızı ile plastik deformasyon hızının toplamına eşit olduğu kabul edilir.

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (2.11.)$$

Hook kanunu $E = \sigma/\varepsilon$ ve $\varepsilon = d\varepsilon/dt$ bağıntısı yardımıyla, elastik deformasyon hızı,

$$\varepsilon_e = \frac{1}{E} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial t} \quad (2.12.)$$

şeklinde yazılabilir. Öte yandan Taylor denklemi (Hahn 1962) ile plastik deformasyon hızı

$$\varepsilon_p = 1/2 \cdot b \cdot L \cdot V \quad (2.13.)$$

şeklinde ifade edildiğinde (2.11) denklemi (2.12) ve (2.13) denklemleri yardımıyla

$$\Sigma = \frac{1}{E} \frac{\partial \sigma}{\partial t} + \frac{1}{2} b L \cdot v \quad (2.14.)$$

şeklinde yazılabilir. Burada "b" Burgers vektörünü, "V" ortalama dislokasyon hızını göstermektedir. "L" ise, birim hacimdeki serbest dislokasyon çizgilerinin toplam uzunluğu olup

$$L = f \cdot g \quad (2.15.)$$

şeklindeki bir bağıntı ile ifade edilebilir. Burada ise "g" dislokasyon yoğunluğu, 'f' bir sabit olup yaklaşık değeri 10^{-1} 'dir.

Dislokasyon yoğunluğunun deformasyon miktarı ile arttığı kabul edilmektedir. Değişik yöntemlerle yapılan dislokasyon yoğunluğunun tayinlerinden, küçük deformasyonlar için ($\varepsilon_p < 0,1$):

$$\rho = \rho_0 + C \varepsilon_p^{-\alpha} \quad (2.16.)$$

bağıntısının yazılabileceği anlaşılmıştır. Bu bağıntıda,

ρ = dislokasyon yoğunluğu

ρ_0 = ilk dislokasyon yoğunluğu

ε_p = Plastik deformasyon miktarı

C ve α , sabitler olup saf demir, LiF ve yumuşak çelikler için $C \cong 10^{8 \pm 1} \text{ cm}^{-2}$, $\alpha \cong 1,0 \pm 0,5$ dir.

Ortalama dislokasyon hızının ise gerilim ile orantılı olduğu ve aşağıdaki ampirik denkleme göre değiştiği saptanmıştır.

$$V = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.17.)$$

σ = uygulanan gerilme

σ_0 = dislokasyona birim hız kazandırabilmek için gerekli gerilme

n = sabittir.

Verilen açıklamaların ışığı altında, süreksiz akma olayının olabilmesi için aşağıdaki üç şarttan birinin sağlanması gerekmektedir.

1- $\rho_0 = 0$ şartı:

Bu durumda uygulanan gerilme deforme olmamış kafeste dislokasyonlar oluşturacağı anda akma olayı başlar. Daha sonra gerilme hemen bu dislokasyonları hareket ettirecek ve çoğaltacak gerilme düşer. Bu durum sadece tek kristallerde görülebilecek ender bir durumdur.

2- $L_0 = 0, \rho_0 = 0$ şartı:

Bu durumda ise başlangıçta dislokasyonlar mevcut, fakat çözünmüş arayer atomu veya empüritelerce kilitlenmiş durumdadırlar. Akma olayı, kilitlenmiş dislokasyonların serbest hale gelmesi veya yeni dislokasyonların oluşması ile başlar.

3- $L_0 = 0$ ve serbest dislokasyonların kayma gerilmesine dislokasyonlarının hızı ile hassas olarak arttığı durum Johnston, Gilman (1959) ve Hahn (1962) tarafından geliştirilen modelin konusu olmaktadır. Burada, başlangıçta serbest dislokasyon sayısı az olduğundan, akma gerilmesi de yüksek olacak ve uygulanan deformasyon hızına erişebilmek için dislokasyonlar büyük hızlarda hareket edeceklerdir. Bu dislokasyonlar $\rho = \rho_0 + C\varepsilon_p^{-\alpha}$ denkleminde göre çoğaldıklarında kayma gerilmeleri düşer ve deformasyon sertleşmesi başlayıncaya kadar deformasyon bu düşük gerilme seviyesinde devam eder.

1 ve 2 durumlarında süreksiz akma olayı serbest dislokasyonların oluşumu ile, 3 durumda ise, serbest dislokasyonların çoğalması ile meydana gelmektedir. Çoğalma işlemi ne kadar hızlı ve fazla olursa, süreksiz akma olayının karakteristikleri (akma düşüşü ve akma uzaması) o denli belirgin olur. Bu durumu aşağıdaki bağıntılar yardımıyla irdelemek mümkündür. (2.11.) bağıntısını

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p - \varepsilon = 0 \quad (2.18.)$$

yazacak olursak

$$\epsilon_p > \epsilon \text{ veya } \epsilon_p - \epsilon > 0 \quad (2.19.)$$

halinde, $\epsilon_e < 0$ olması veya başka bir deyimle

$$\frac{d\sigma}{dt} < 0 \quad (2.20.)$$

olması gerekir. Böylece, akma gerilmesindeki düşme açıklanmış olur. Öte yandan (1) ve (2) denklemleri yardımıyla

$$\frac{d\sigma}{dt} = E\epsilon - E\epsilon_p \quad (2.21.)$$

yazıldığında, şayet $\epsilon = \epsilon_p$ ise

$$\frac{d\sigma}{dt} = 0 \quad (2.22.)$$

olur. Bu durum akma gerilmesinin sabit kaldığı akma uzaması bölgesine tekabül eder (Geçkinli 1976).

Bu irdelemeden de anlaşılıyor ki Johnston ve Gilman (1959) ve Hahn (1962) modeline göre, süreksiz akma olayı, elastik durumdan plastik duruma geçişte, malzemede serbest dislokasyonların ani çoğalması ile mümkün olmaktadır.

Çekme deneyi esnasında, akma bölgesinde $\epsilon_p > \epsilon$ şartının sağlanması için "2.13." denklemindeki "L" ve "V" terimlerinden birinin veya her ikisinin hızla artması gerekir. Nitekim başlangıçta serbest dislokasyon sayısı çok az olduğundan, akma gerilmesi ve dolayısıyla "2.17." denklemi gereğince "V", ortalama dislokasyon hızı yüksektir. Diğer taraftan, "2.18." denklemi gereğince plastik deformasyon (ϵ_p) arttıkça, serbest dislokasyon yoğunluğu (ρ) da hızla artmaktadır. Bu durumda süreksiz akma görülen malzemelerde, plastik deformasyon başlangıcında $\epsilon_p > \epsilon$ koşulunun sağlandığı söylenebilir.

Süreksiz akma olayının, ön deformasyon uğratılmış ve bekletilmeden teste tabi tutulmuş malzemede görülmemesi, bu modele göre şöyle açıklanabilir: Ön deformasyonla serbest dislokasyon yoğunluğu artmış olacağından, bundan sonraki deformasyonda önemli bir dislokasyon çoğalması olmayacak ve süreksiz akma olayı oluşmayacaktır. Zamanla, bu tür bir malzemede çözünmüş arayer atomları dislokasyonlara yayınma yolu ile yerleştiklerinde, onları kilitler ve hareketlerine engel olurlar. Böylece, bu tür bekletilmiş malzemelerde, sıcaklığa bağlı olarak zamanla süreksiz akma olayı tekrar görülür.

Bu açıklamalardan sonra, J-G-H (Johnston-Gilman-Hahn) modelinin, esasında Cottrell modelinin tamamlayıcısı olduğu görülür. Bu durum, akma olayına etki eden faktörler incelendiğinde daha açık olarak görülebilir.

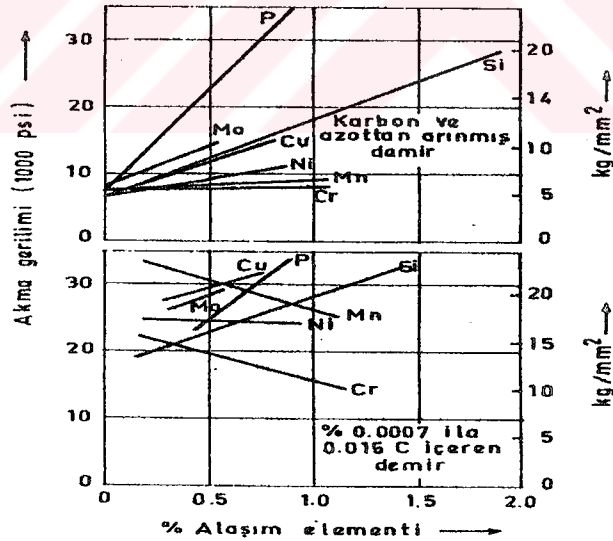
2.7.3. Süreksiz Akma Olayına Etki Eden Faktörler

Süreksiz akma olayına etki eden faktörler dört ana grupta toplanmaktadır:

- Kimyasal bileşim
- Malzemenin tane boyutu
- Deformasyon hızı
- Deney sıcaklığı

a) Kimyasal Bileşimin Etkisi

Katı çözültide, çözülmüş ilave element miktarı arttıkça, akma gerilmesinin arttığı genel bir kuraldır. Ancak bu elementler akma gerilmesinin farklı oranlarda arttırmaktadırlar. (Şekil 2.34. ve Çizelge 2.3.).



Şekil 2.34. Değişik alaşım elementlerinin saf demir ve düşük karbonlu çeliklerin akma gerilimine etkisi.

Düşük karbonlu çeliklerde en önemli elementler, katı çözültide bulunan N ve C elementlerdir. α katı çözültisinde N ve C miktarı azaldıkça akma gerilmesinin ve akma uzamasının azaldığı görülmektedir. Diğer elementlerde, düşük karbonlu çeliklerde genel davranışlarını gösterirken, Cr ve Mn farklı davranışlar gösterirler. Örneğin, Şekil

2.34.'te görülebileceği gibi, saf demirde Cr ve Mn akma gerilmesini çok az artırırken (veya hiç değiştirmezken), düşük karbonlu çeliklerde akma gerilmesini dūřürmektedir. Aynı zamanda Cr ve Mn oranının artmasıyla, akma uzaması da azalmaktadır.

Çizelge 2.3. Katı özeltide alaşım elementinin %0,1 oranında artması ile akma geriliminde meydana gelen artış.

<u>Alaşım Elementi</u>	<u>Akma Geriliminde Artış (N/mm²)</u>
C,N	559,1
Be	70,6
P	67,6
Sn	12,7
Si	8,8
Ti	7,8
Al	5,8
Cu	3,9
Mn	2,9
W	1,9
Co	1,9
Mo	0,1
V	0
Cr	-2,9

Bu durum Cr ve Mn elementlerinin C ve N'u bağlayarak α katı çözeltisinde serbest N ve C oranlarını azalttıkları şeklinde açıklanmaktadır.

Bu açıklamalardan da gürölmektedir ki, kimyasal bileřimin etkisi daha çok Cottrell modeline uygun dūřmektedir.

b) Malzeme Tane Boyutunun Etkisi

Bu konuda en ilginç alışma Hall-Petch tarafından yapılmıştır. Araştırmacılar, akma gerilmesi ile tane boyutu arasındaki ilişkiyi ampirik bir formülle ifade etmişlerdir.

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (2.23.)$$

Hall-Petch bağıntısı diye anılan bu bağıntıda:

σ_y = alt akma gerilmesi

σ_i = iç yapıdaki sürtünme gerilmesi

k_y = dislokasyonların kilitlenmesine bağlı sabiti

d = ortalama tane çapı

olarak tanımlanır. k_y sabiti için de, bazı hallerde

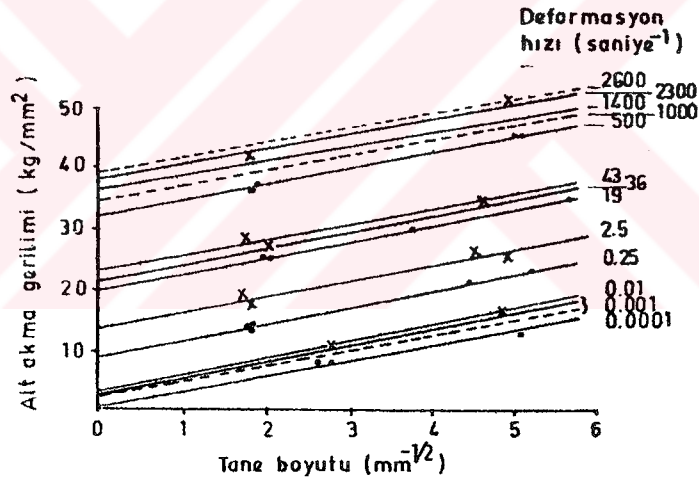
$$k_y = \sigma_d l^{1/2} \quad (2.24.)$$

bağıntısı yazılabilir. Ancak bu bağıntısı $d \gg l$ iken geçerli olup burada:

σ_d = bir dislokasyon kaynağını açacak gerilme (veya kilitlenmiş bir dislokasyonu serbest hale getirecek gerilme).

l = bir dislokasyon yığılması ile ona en yakın dislokasyon kaynağı arasındaki mesafe.

Tane boyutu küçüldükçe, alt akma geriliminin artacağı, başka araştırmacılar tarafından da deneylerle gözlenmiştir (Şekil 2.35.).



Şekil 2.35. Saf demirde tane boyutu ve deformasyon hızının alt akma gerilimine etkisi.

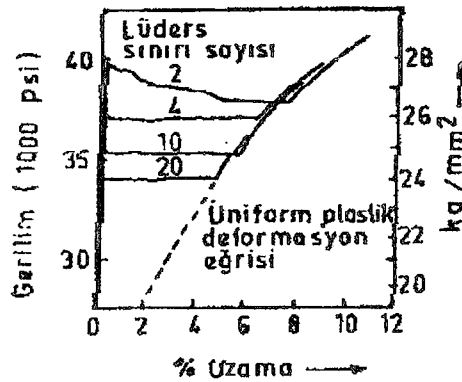
Bazı araştırmacılar, tane boyutu küçüldükçe, üst ve alt akma gerilmeleri arasındaki farkın arttığını görmüşlerdir. Bu olay, tane boyutu küçüldükçe dislokasyon çoğalmasının daha hızlı cereyan edeceği şeklinde açıklanmaktadır, zira ince taneli malzemede başlangıçta aktif dislokasyon kaynağının daha fazla olacağı, ileri dönemde ise tane sınırlarındaki dislokasyon yığılmalarının, sekonder dislokasyon kaynaklarına daha fazla sebebiyet verecekleri kabul edilmektedir.

Tane boyutunun akma uzamasına etkisi vardır. Örneğin, tane boyutu ASTM 12-13 olan yumuşak çeliklerde akma uzaması yaklaşık %9 iken, ticari kalitede yumuşak çeliklerde tane boyutu ASTM 7-8 bu değer %3 ile 6 arasında olur. Bu olay ise iri taneli yapıda, deformasyon sertleşmesinin ince taneli yapıya oranla daha hızlı olacağı şeklinde açıklanır. Bu konuda diğer bir açıklama, tane boyutu arttıkça, çekme deneyi esnasında Lüders bantları sayısının artacağı şeklindedir. İlerde görüleceği gibi, çekme deneyi esnasında Lüders bant sayısı arttıkça, akma gerilmesi daha düşük olmakta ve Lüders sınırları, çekme numunesini, daha kısa zamanda katettiklerinden akma uzaması azalmaktadır (Ensari 1977).

b) Deformasyon Hızının Etkisi

Çekme deneyi esnasında deformasyon hızı arttıkça, genellikle üst ve alt akma gerilmeleri ile akma uzaması artmaktadır. Ancak üst akma gerilimi daha fazla artış gösterdiğinden, deformasyon hızı arttıkça akma düşmesinin de arttığı görülür.

Bu arada, deformasyon hızı ile ilgili olarak, çekme deneyi esnasında numunede oluşan Lüders bandı sayısı ve buna bağlı olarak Lüders sınırı hızının da akma olayına etkisi görülmektedir. Şekil 2.36.'dan görülebileceği gibi, Lüders bandı sayısı arttıkça, akma gerilmesi ve akma uzamasında azalma kaydedilmektedir.



Şekil 2.36. Lüders sınırı sayısının akma gerilmesi ve akma uzamasına etkisi.

Akma uzamasındaki azalma, Lüders bandı sayısının artmasıyla, Lüders sınırlarının numuneyi daha kısa zamanda katetmelerine bağlanabilir. Akma

gerilmesindeki azalma ise, çok sayıda Lüders bandı oluşumuna uygun malzemede, plastik deformasyona geçişin de kolay olacağı şeklinde açıklanabilir.

c) Deney Sıcaklığının Etkisi

Süreksiz akma olayı gösteren malzemelerde deney sıcaklığı, oda sıcaklığının altına düştükçe akma gerilmesi (özellikle üst akma gerilmesi), akma düşmesi ve akma uzaması artmaktadır. Oda sıcaklığının üstüne çıkıldıkça, genellikle akma gerilmesi azalır ve süreksiz akma olayı kaybolur. Ancak bu son davranış, düşük karbonlu çeliklerde biraz farklı olmaktadır. Yaşlanmayan tipdeki düşük karbonlu çeliklerde, deney sıcaklığının artmasıyla akma geriliminin azalması, 200°C-250°C sıcaklıklara kadar görülebilir. Yaşlanabilen düşük karbonlu çeliklerde ise, deney sıcaklığının artışı dinamik deformasyon yaşlanmasını teşvik edeceğinden, akma gerilmesinde akma görülür.

Süreksiz akma olayına malzeme tane boyutu, deformasyon hızı ve deney sıcaklığının etkisi, Johnston-Gilman-Hahn modeline daha uygun düşmektedir (Ensari 1977).

2.7.4. Süreksiz Akma Olayının Giderilmesi

Düşük karbonlu çeliklerde süreksiz akma olayına ferrit fazındaki serbest N ve C atomları sebep olduğundan bu malzemelerde süreksiz akma olayını gidermek için akla gelen ilk çare, ferrit fazındaki çözünmüş N ve C atom sayısını azaltmaktır. Nitekim hidrojen atmosferi altında yapılan tavlamalarda, çözünmüş N ve C atomlarının azaldığı ve süreksiz akma olayının giderildiği deneylerle kanıtlanmıştır. Bu amaçla uygulanabilecek bir başka yol ise, uygun alaşım elementleri ilavesiyle serbest N ve C atomlarını bağlamaktır. Birinci şık, pratik ve ekonomik olmadığından uygulanamaz. İkinci şık ise, istenen durumu sağlayacak alaşım elementi ilavesi, söz konusu çeliğin diğer önemli özelliklerini bozacağından, pek elverişli sayılmaz. Bu durumda en uygun yol, malzemeyi belirli ön deformasyona uğratarak süreksiz akma olayını geçici olarak gidermektir. Burada en önemli husus, süreksiz akma olayını geri gelme zamanını mümkün mertebe uzatabilmektedir. Bunu sağlamak için, diğer özelliklere zarar vermeyecek oranda N ve C'nu bağlayan alaşım elementi ilavesine gidilir.

Malzemeye ön deformasyon verme, genellikle germe yoluyla, malzemeyi doğrultma haddesinden veya temper haddesinden geçirme yolu ile sağlanır. Bunlar içinde en etkili yöntem, temper haddesi olmaktadır. Zira değişik araştırmalar, temper haddesi ile yapılan işlemlerde süreksiz akma olayının geri gelme zamanının, diğer yöntemlere oranla, daha uzun olduğunu göstermektedir (Butler ve Wilson 1963).

Plastik ön deformasyon ile süreksiz akma olayının giderilmesi, değişik şekillerde açıklanmaktadır. Muhtemelen birbiriyle ilişkili olan bu araştırmalar arasında henüz bir korelasyon yapılmamıştır. Cottrell, ilk açıklamalarında ön deformasyonun, kilitlemiş haldeki dislokasyonları içinde buldukları atmosferden kurtarıp serbest hale gelmesiyle süreksiz akmanın giderildiği kabul edilmektedir. Daha sonra Johnston, Gilman ve Hahn'ın geliştirdikleri modelde ise, ön deformasyonla malzemede serbest dislokasyon yoğunluğunun arttığı ve daha sonraki deformasyonlarda, serbest dislokasyon sayısında ani ve önemli bir çoğalmanın olmayacağı belirtilerek süreksiz akma olayının giderildiği kabul edilmektedir. Bu görüş, sonraları Cottrell tarafından da benimsenmiştir (Cottrell 1963).

Daha sonraları yapılan bir araştırma sonucu (Young ve ark. 1975), düşük karbonlu çeliklerin 537°C-647°C arasında haddelenmesi (warm rolling) ile başlangıçtaki, süreksiz akma göstermeyen ve uzun süre yaşlanmayan bir malzemenin elde edilmesidir. Böyle bir işlemin uygulandığı malzeme elektron mikroskopunda incelenmiş, ince alt taneler (0,25µm) ve yoğun dislokasyon bölgeleri gözlenmiştir. Araştırmacılar ılık haddeleme (warm rolling) ile oluşan alttane sınırlarının, çözünmüş atomların tercihli yerleşme yerleri olacağını ileri sürmekte ve dislokasyonların alt tane içinde serbest hareket edebileceklerini düşünmektedirler. Yaşlanma süresinin çok uzun olması, alt tane sınırlarının çözünmüş atomlar için dislokasyonlara nazaran daha tercihli yerleşme bölgesi olmasına ve bütün çözünmüş atomlar için yeteri derecede alt tane sınırı bulunmasına bağlanmaktadır. Süreksiz akma göstermeyen bu tip malzemelerde, alt tane sınırlarındaki çökeltilerden dolayı akma gerilmesi nisbeten yüksek olmaktadır.

Bazı araştırmacılar, iç gerilim ile Lüders bantları arasındaki ilişkiye de değinmişlerdir. Wilson ve Butler (1963) deneylerinde iç gerilmenin, Lüders bandı oluşumu önlenemediğini, aksine iç gerilme mertebesi arttıka Lüders bandı sayısının arttığını ileri sürmüşlerdir. Daha önceki çalışmalarda, Lüders bandı sayısı arttıka, akma uzamasının azaldığı, hatta yaşlanma olayının daha yavaş cereyan ettiği gözlenmiştir.

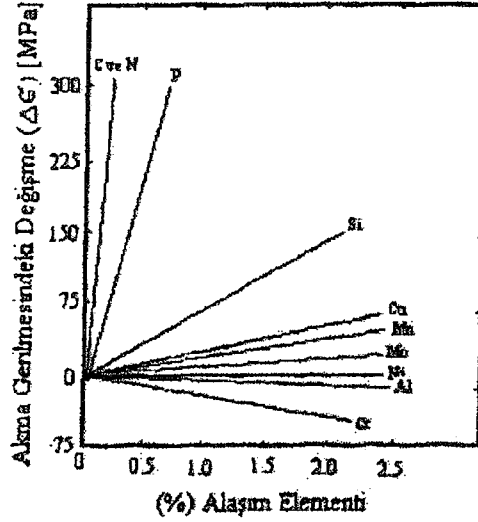
Paliwoda ve Bessende (1960) benzer sonuçlar elde etmişler, ayrıca söndürülmemiş çeliklerde süreksiz akmayı önlemenin, Lüders bandı yayılmasını saç kalınlığından daha dar bir bölgede sınırlandırmakla sağlandığını saptamışlardır. Nitekim temper haddesi uygulamalarında ezme oranı belirli bir miktara arttırıldıkça, süreksiz akma olayını önlemenin daha etkili olduğu görülmüştür. Zira ezme oranı arttıkça numunede, deforme olmuş ve olmamış alternatif bant sayısı artmakta, bant kalınlıkları azalmaktadır. Böylece ön deformasyondan hemen sonra çekilen numunede akma, deforme olmamış bölgede başlamakta, ancak bitişikteki önceden deformasyon sertleşmesine uğramış bölgede devam edebilmesi için gerilmenin artması gerekmektedir. Süreksiz akma olayı bu şekilde önlenmektedir. Temper haddesinin etkinliği yalnız ezme oranına değil, aynı zamanda merdane çapı, merdane yüzey pürüzlülüğü, merdane basıncı, haddeleme hızı, giriş-çıkış arası gerilme, yağlama, ortam sıcaklığı, malzeme tane boyutu ve malzeme yüzey kalitesi gibi faktörlere bağlıdır (Butler ve Wilson 1963).

Yukardaki tüm açıklamalardan, akma olayı ve süreksiz akmanın giderilme işleminin oldukça komplike olduğu ortaya çıkmaktadır. Birçok araştırmacı konuyu değişik açılardan bakmış, gayet iyi ve yararlı açıklamalar getirmişlerdir. Burada anlatılan çalışmalar daha sonraki yıllarda üretilmeye başlanacak olan sürekli akma gösteren dual-fazlı çeliklerin üretilmesi için bir temel oluşturmuştur.

2.8. DUAL FAZLI ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Dual fazlı çeliklerde alaşım elementlerinin rolü, ısıl işlem sırasında sertleşme kabiliyetini arttırmak, yani martenzitik dönüşümü kolaylaştırmaktır. Alaşım elementlerinin ikinci etkisi ise, ferriti katı eriyik sertleşmesi veya çökeltme sertleşmesi mekanizmaları ile sertleştirmektir (Marder 1977). Alaşım elementleri yer alan ve arayer halinde bulunur. Yer alan atomun sağlayacağı mukavemet değeri; alaşım elemanı ile ana metalin atom çapları arasındaki mesafe ve alaşım elemanı ile ana metalin atomlarının elektron uyuşumu ile bağlantılıdır. Yer alan atomlar büyük bir sertleşme sağlayamazlar. Arayer atomları yer alan atomlarına göre daha yüksek sertleştirme sağlarlar. Ticari

olarak üretilen çeliklere alaşım elemanları ancak sınırlı olarak katılmaktadır. Çünkü aşırı katkı süneklik üzerine olumsuz yönde etki etmektedir.



Şekil 2.37. Çeşitli alaşım elementlerinin ferritin akma gerilmesine etkisi (Piplani ve Raghavan 1981).

Bu kısımda bazı alaşım elementlerinin dual fazlı çeliklerin özelliklerine etkisi incelenmiştir.

2.8.1. Karbon

Dual fazlı çeliklerde ferrit ve martenzit fazlarındaki karbon miktarını kontrol etmek için karbon oranının %0,2 veya daha az olması arzu edilir. Martenzit fazının gevrek olmaması, bu faz içindeki karbon miktarının düşük olması ile (%0,3-0,4'den daha az) sağlanır (Piplani ve Raghavan 1981). Dual fazlı çeliklerin sünekliği yapıda %80 ferritin bulunması halinde yüksektir (Marder 1977). Ferrit+ostenit bölgesindeki tavlama sıcaklığı arttırıldığında, ostenitin karbon içeriği azalacağından dönüşümün daha dikkatli kontrol edilmesi gerekir (Rigsbee 1977), çünkü ostenitteki karbon miktarının azalması sertleşme kabiliyetini azaltmaktadır (Speich ve Miller 1985). Ayrıca çeliğin karbon miktarının artması, kaynak kabiliyetini ve darbe direncini azaltır (Ensari ve Kayalı 1977). M_s sıcaklığını düşürmek ostenitin kararlılığını arttırır (Rigsbee ve Van der Arend 1977).

2.8.2. Mangan

Mangan çeliğin A_1 ve A_3 sıcaklıklarını düşürür ve dönüşüm ürünlerinin tane boyutunu küçültür (Thomas ve Koo 1979). Manganın çözeltide bulunması, mukavemeti artırırken sünekliği azaltmaz. Mangan ostenitin sertleşme kabiliyetini arttırdığı için dual fazlı çeliklerde istenen alaşım elementidir (Davies 1978), fakat M_s sıcaklığını düşürerek osteniti kararlı yapar (Rigsbee ve Vanderarend 1977). Çeliklerin korozyon ve darbe dirençlerinin artmasına yardımcı olan mangan, kaynak kabiliyeti açısından sınırlı olarak kullanılır (Ensari ve Kayalı 1979). Mangan miktarındaki artış, deformasyon yaşanmasını geciktirici bir etken olan ince karbür dağılımına yol açar (Ensari 1977), ancak çeliklerde mangan ve karbonun segregasyonu bandlaşmaya sebep olmaktadır (Koo ve Thomas 1977). Dual fazlı çeliklerde bulunan mangan miktarı %1-1,5 mertebesindedir (Piplani ve Ragravan 1981).

2.8.3. Silisyum

Silisyum, çeliğin dönüşüm sıcaklıklarını arttırdığından, tavlama işlemlerinde ferrit tanelerinin irileşmesine yol açar (Ensari 1977). Silisyum katı eriyik sertleşmesine katkıda bulunarak mukavemet/süneklik ilişkisini geliştirir (Davies 1977). Dual fazlı çeliklerde sünekliğin artması, silisyumun ferritteki karbon miktarını azaltarak ferriti temizlemesi ile sağlanır (Piplani ve Ragravan 1981) ancak genel olarak, silisyumun geçiş sıcaklığını arttırdığı bilinmektedir. Silisyum sıcaklık-soğuma diyagramının ferrit oluşum burnunu sola kaydırır (Piplani ve Ragravan 1981) ve ostenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martenzitik dönüşümünü kolaylaştırır (Davies 1977). Ayrıca silisyum A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak, ısıl işlem alanını genişletmektedir (Thomas ve Koo 1979). Silisyum sementit çökelme hızını ve temperleme sırasındaki yumuşama hızını yavaşlatır ve temperlemeyi engeller (Piplani ve Raghavan 1981). Silisyum içeriğindeki azalma, çeliğin anayapısal özelliğini değiştirmemesine rağmen, ferrit/martenzit arayüzeyinde gevrek karbürlerin oluşmasına sebep olur (Koo ve Thomas 1977). Genel olarak silisyumun, çeliklerin soğuk deformasyonu esnasında şiddetle deformasyon sertleşmesine yol açtığı bilinmektedir. (Ensari 1977) Dual fazlı çeliklerde bulunan silisyum %(0,5-2) mertebesindedir (Piplani ve Raghavan 1981).

2.8.4. Niobyum

Niobyum, A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırır ve yapının küçük taneli olmasını sağlar. Niobyum karbür oluşturarak ferritin arayer içeriğini azaltır (Davies 1977). Bu elementin oluşturduğu karbonitrürler tavlama sıcaklığında çözeltiye girmezler. Niobyum, çeliğin mekanik özelliklerine büyük etkiler yapan bir elementtir. %0,02 Nb katkısı ile akma dayanımı $70-100\text{N/mm}^2$ artmasına neden olur. Çünkü Nb çeliğe önemli derecede tane küçülmesi etkisi yapar. Ayrıca akma dayanımı katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi ile de artar. Darbe direncinde meydana gelen azalma, alüminyum ilavesi veya karbon miktarının çok düşük tutulması sayesinde önlenebilir. Ayrıca karbon oranının mümkün mertebe düşük olması bu iki sakıncanın oluşmasını büyük ölçüde önler (Ensari 1979).

2.8.5. Molibden

Molibden dual-fazlı çeliklerin ($\alpha+\gamma$) bölgesinde tavlama ile oluşan ostenitin sertleşme kabiliyetini artırarak martenzitik dönüşümünü teşvik eder. Aynı zamanda sıcaklık-soğuma diyagramında perlit oluşum burnunu sağa kaydırarak soğuma esnasında perlit oluşma ihtimalini azaltır (Piplani ve Raghavan 1981), ayrıca A_3 sıcaklık eğrisinin eğimini artırarak ısıtma alanını genişletir (Thomas ve Koo 1979). Molibdenin çeliğin tane boyutuna etkisi yoktur, yani tane küçültücü bir element değildir. Molibden, ferrit fazında karbür oluşturur, ancak tavlama sıcaklığında bu karbürler çabuk erir. Aynı ısıtma koşullarında, molibden içeren çelik, vanadyum içeren çelikten daha yüksek sertleşme kabiliyetine sahiptir (Marder 1981). Dual fazlı çeliklerde %(0,1-0,5) mertebesinde molibden bulunur (Piplani ve Raghavan 1981).

2.8.6. Vanadyum

Vanadyum, ferrit tane boyutunu küçültür ve çözeltide iken ostenitin sertleşme kabiliyetini artırır (Nakagawa ve Koo 1981). Vanadyum, ferrit içinde ince çökeltilerin oluşmasına ve ferrit/ikinci arayüzeyinde süreksiz çökelmeye sebep olur ve ferrit içinde

titanyum ve niobyum gibi arayer elementlerinin çözünlüğü azaltır. Vanadyumun ostenit fazındaki çözünlüğü titanyum ve niobyumdan daha fazladır. Dual fazlı çeliklerde vanadyumun kesin rolü bilinmemekle beraber, ferrit ve perlit oluşumunu engellediği bilinmektedir (Piplani ve Raghavan 1981). Dual fazlı çeliklerin vanadyum içeriği, karbonitrür oluşumunu engellemek amacıyla mümkün olduğu kadar az olmalıdır ve çözültide %0,03 mertebesinde vanadyum akma gerilmesini arttırırken, darbe direnci ile kaynak kabiliyetini fazla etkilemez, ancak geçiş sıcaklığının artmasını önlediği gibi düşmesini de sağlar (Ensari 1979).

2.8.7. Krom

Krom, ostenitin sertleşme kabiliyetini ve martenzitin bağlantısını arttırır (Thomas ve Koo 1979). Sıcaklık-soğuma diyagramında beynit oluşumunu (başlama ve bitmeyi) geciktirir. Krom, küçük oranlarda bulunduğu zaman düşük karbonlu çeliğe genellikle iyi etkide bulunur, fakat fazla miktarda kullanıldığında derin çekme özelliğini azaltır (Ensari 1977). Genel olarak kromun çelikteki bakır ve fosfor elementleriyle birlikte korozyon direncini arttırdığı bilinmektedir (Ensari 1979).

2.9. DUAL FAZLI ÇELİKLERİN KULLANIM ALANLARI

Dual fazlı çelikler yüksek mukavemet ve yüksek şekillendirebilirliklerinin yanısıra kaynak kabiliyetlerinin iyi olması yüzünden konstrüksiyonlarda ideal bir malzemedir. Öncelikle hafif ve ucuz olmaları dolayısıyla, taşıtlarda yakıt tasarrufuna olanak sağlamaları, söz konusu çeliklerin son yıllarda oto sanayiinde ve dışında daha yaygın bir biçimde kullanılma şansını arttırmaktadır. Bunun yanında dual fazlı çeliklerin iyi uzama (süneklik) karakteristikleri göstermesi bu özel çeliklerin sürekli titreşim altında çalışan karmaşık yapıları parçalarının yapımında kullanımları yaygınlaşmaktadır.

Dual fazlı çelikler üzerinde yapılan araştırmaların çoğunluğu, sac malzemelerde yoğunlaşmıştır. Başka bir anlatımla dual fazlı çelikler sac konstrüksiyonlarda ve sacdan üretilen makine elemanlarının yapımında yeni bir malzeme olarak ortaya çıkmıştır.

Taşıtlarda kullanıldıklarında yüksek mukavemet nedeniyle taşıt ağırlığının düşmesine neden olurlar ve dolayısıyla yakıt tasarrufu sağlarlar. Dual fazlı çeliklerde

sünekliğin yüksek olması ise, bu çeliklerden yapılan otomobil parçalarının görece küçük kuvvetlerle biçimlendirilmesini sağlar. Kaporta, tampon, kapı panelleri, jant ve şasi iskeleti gibi presle biçimlendirilen çeşitli otomobil parçalarının yapımında kullanılan çift fazlı çeliklerle sağlanan ağırlık tasarrufu taşıt ağırlığının %10'una ulaştığında, yakıt tüketimi önemli oranda azalmakta ve taşıt daha ekonomik duruma gelmektedir.

Dual fazlı çelikler, yalnızca otomotiv sektöründe değil, (başka bir anlatımla hareketli donanımlarda değil) hareketsiz konstrüksiyonlarda da ağırlık tasarrufu sağlamaktadırlar. Dual fazlı çelikler otomotiv sanayii dışında, öncelikle ağırlığın birincil derecede önem taşıdığı makine imalat endüstrisinde ve makine konstrüksiyonlarında da, ağırlığın yenilmesi gereken tüm makine elemanlarında ve hareketli bütün konstrüksiyonlarda (örneğin vinç konstrüksiyonu) kullanılabilir. Benzer biçimde dual fazlı çelikler özgül dayanımın (mukavemet/ağırlık) çok yüksek olması istendiği yerlerde, örneğin kaldırma-iletme makinelerinde (konveyör, sürekli taşıyıcılar) kullanılmaktadır.

Dual fazlı çeliklerin uçak, gemi, tank ve benzeri yerlerde kullanımı artmaktadır. Uçaklarda kullanılan alüminyum alaşımlarının darbe mukavemetlerinin, elastik modüllerinin ve yüksek sıcaklıkta mukavemet özelliklerinin yeterli olmayışından dolayı geliştirilen yüksek mukavemetli dual fazlı çeliklerin, alüminyum alaşımlarının yerini alması beklenmektedir.

Son yıllarda dual fazlı yapısına sahip çelikler boru imalatı tekniğinde de kullanılma alanı bulmuştur.

Dual fazlı çeliklerin otomotiv sanayii dışında nerelerde kullanılabileceği üretimde kazanacağı boyutlara bağlı olarak kalacaktır. Dual fazlı çeliklerin günümüzdeki kullanımları şöyle sıralanabilir:

- Civata, somun gibi düşük zorlamalı parçalar, makine yapı elemanları ve bazı motor parçaları.
- Çelik konstrüksiyonlarda.
- Yüksek mukavemetli çelik şerit ve çelik teller.
- Dikişli çelik borular
- Kazan (buhar kazanı), petrol boru hattı (Sönmez ve Bakkaloğlu 1989).

3. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu çalışmada 4 mm kalınlığında sıcak haddelenmiş çelik sac kullanılmıştır. Bu çelik sacın kimyasal analizi Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Deneyde kullanılan çelik sacın kimyasal analizi (% ağırlıkça).

%C	%Mn	%Si	%Al	%Cu	%P	%S	%Fe
0,138	0,975	0.204	0,04	0,014	0,011	0,006	balans

3.1. Isıl İşlem Şartları

Isıl işlem programını belirlemeden önce deneysel kısım için çalışma sıcaklıklarının tesbiti için numuneler A_1 sıcaklığından başlamak üzere her defasında sıcaklık 5°C arttırılarak A_3 sıcaklığına ulaşıncaya kadar çeşitli sıcaklıklarda çok sayıda numune tavlansmıştır. 15 dakika tavlanan numuneler buz+su karışımında hızla soğutulularak metalografik incelemeye tabii tutulmuştur. $600\times$ büyütme ile optik mikroskopta martenzit oluşumu gözlenmiş, 740°C ’de martenzit tanelerinin belirgin hale gelmesi nedeniyle en düşük deney sıcaklığı olarak 740°C olarak alınmıştır. 840°C ’in üzerindeki sıcaklıklarda hem yapılan çekme deneyleri sünekliğin düşük, mukavemetin yüksek olmasından, hem de yapılan faz oranları incelemelerinde martenzit oranının birden çok yüksek artış göstermesi (%90 seviyesinde) A_{C3} sınır sıcaklığını tespit etmemizi sağlamıştır. Dolayısıyla A_{C3} sınır sıcaklığının altındaki 830°C maksimum sıcaklık olarak alınmıştır.

Tavlama işlemi yapılacağı ferrit+ostenit bölgesi sınır sıcaklıklarının (A_1 - A_3) tespit edilmesinde eşitlik 3.1. ve 3.2.’de verilmiş olan Andrews (Krauss 1980) formülü kullanılarak mevcut çelik sac için aşağıda verilen A_1 ve A_3 sıcaklık değerleri bulunmuştur.

$$A_{C3} = (910) - (203 \sqrt{C}) - (15,2\text{Ni}) + (44,7\text{Si}) + (104\text{V}) + (31,5\text{Mo}) + (13,1\text{W}) \quad (3.1.)$$

$$A_{C1} = (723) - (10,7\text{Mn}) - (16,9\text{Ni}) + (29,1\text{Si}) + (16,9\text{Cr}) + (290\text{As}) + (6,38\text{W}) \quad (3.2.)$$

$A_{C1} = 835^\circ\text{C}$, $A_{C3} = 718^\circ\text{C}$ ’dir.

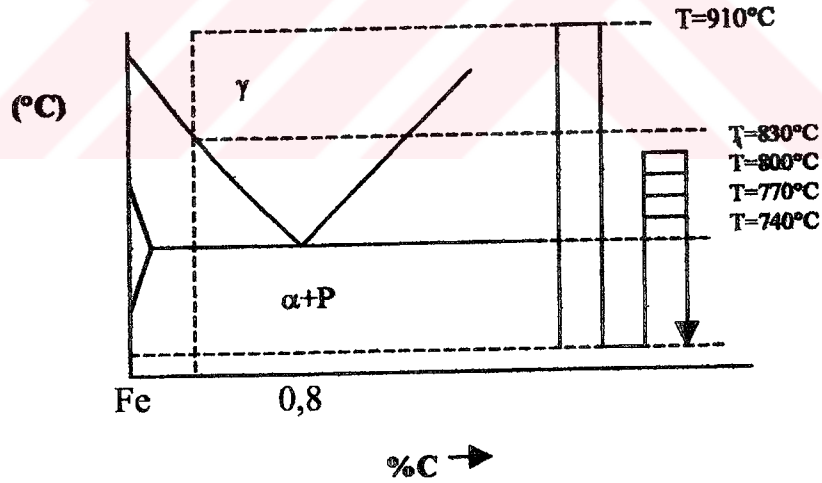
Bu da sınır sıcaklıkları seçimimizin hem teorik hem de deneysel yaklaşımla elde edilen sonuçların bir uyum içerisinde olduğunu göstermektedir.

Aynı başlangıç malzemesine ulaşmak için çelik numunelere önce 910°C'de 40 dakika normalizasyon tavlaması uygulandı. Normalize edilmiş çeliklere, farklı martenzit hacim oranları oluşturmak üzere aşağıdaki ısı işleme programları uygulandı.

I. grup: Normalize edilmiş numuneler 910°C (γ) bölgesinde 45 dakika tutularak suda (buz+su) su verildi. Daha sonra ($\alpha+\gamma$) bölgesinde 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C tavlama sıcaklıklarında 15 dakika tutuldu ve suda (buz+su) su verildi. (Intermediate quenching- Ara su verme).

II. grup: Normalize edilmiş numuneler 910°C (γ) bölgesinde 45 dakika tutularak suda (buz+su) su verildi. Daha sonra ($\alpha+\gamma$) bölgesinde 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C tavlama sıcaklıklarında 30 dakika tutuldu ve suda (buz+su) su verildi. (Intermediate quenching- Ara su verme).

III. grup: Normalize edilmiş numuneler 910°C (γ) bölgesinde 45 dakika tutularak suda (buz+su) su verildi. Daha sonra ($\alpha+\gamma$) bölgesinde 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C tavlama sıcaklıklarında 60 dakika tutuldu ve suda (buz+su) su verildi. (Intermediate quenching- Ara su verme). Isıl işlemler Şekil 3.1.'deki Fe-C diyagramında şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Fe-C diyagramında numunelere uygulanan ısı işleme programının şematik olarak gösterilişi.

3.2. Tav Fırını

Isıl işlemlerde kullanılan tav fırını, Maktav marka olup elektrik direnci ile çalışan, $\pm 5^\circ\text{C}$ duyarlılıkta ve 0-1100°C 'ler arasında tavlamanın yapıldığı bir fırındır. Tavlama işlemi

hava ortamında yapılmıştır. Fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, fırın içindeki sıcaklık, fırın içinde bulunan ısı çifti (Cr-CrAl thermocouple) vasıtasıyla dışardaki dijital sıcak göstergesi üzerinden sürekli kontrol edilmiştir.

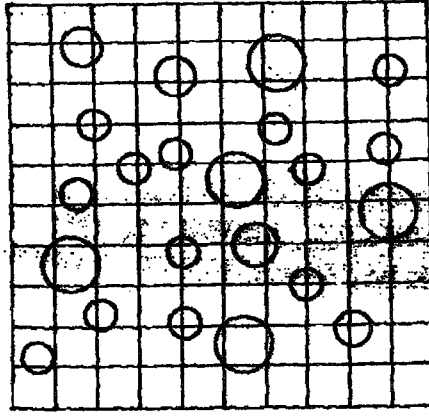
3.3. Metalografik Çalışmalar

Normalize edilmiş numuneler 910°C (γ) bölgesinde 45 dakika tutularak suda (buz+su) su verildi. Daha sonra ($\alpha+\gamma$) bölgesinde 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C tavlama sıcaklıklarında 15, 30 ve 60 dakika tutuldu ve suda (buz+su) su verildi. Çekme numunelerinin baş kısmından kesilen numuneler standart metalografik yöntemlerle bakalite alınıp, değişik zımpara kademelerinden (800,1000) geçirildikten sonra, bez üzerine alümina pastası konarak parlatılıp, %5'lik nital ile dağlanmıştır. Nikon marka optik mikroskop altında 600× büyütmede mikroyapılar incelenerek fotoğrafları çekilmiştir. Nicel metalografi yönteminden nokta sayım yöntemi seçilerek, çekilen fotoğraflar bilgisayara aktarılarak fotoğraflar üzerinde değişik beş bölgeden yüzey kare şeklinde ızgaralara (bilgisayar programı vasıtasıyla) ayrılarak nokta sayımı yapılmış ve martenzit hacim oranı tespit edilmiştir. Ayrıca malzeme tane boyutu için yine mikroskopta çekilen ve bilgisayara aktarılan fotoğraflar üzerinde birçok tane ölçülerek (bilgisayar programı içinde bulunan bir cetvel vasıtasıyla) ortalama tane boyutu tespit edilmiştir.

3.3.1. Nicel Metalografi Yöntemiyle % Martenzit Miktarının Bulunmasının Detayı

Nicel metalografinin amacı, metal ve alaşımlarının üç boyutlu gerçek yapıları hakkında nicel bilgi toplamaktır. Bunu gerçekleştirmek için çok çeşitli deney yöntemleri vardır. Fakat hepsinde izlenen yol temelinde şudur: İki boyutlu görüntülerin ayrıntılı olarak çözümlenip ölçülmesi ile elde edilen değerlerden üç boyutlu gerçek yapılara özgü değerler çıkarılır. Tane büyüklüğü, ikinci fazın hacim oranı, çökelti parçacıklarının anayapı içinde dağılımı gibi nicelikler hep iki boyutlu görüntüler üzerinden yapılan ölçüm ya da sayımlardan hesaplanarak bulunur.

Nicel metalografideki yöntemler nokta sayımı, çizgi uzunluğu ve yüzey alanı yöntemleridir.



Şekil 3.2. Görülen küresel parçacıklar içeren bir yapının rastgele bir kesit alanı.

Şekil 3.2.'de görülen küresel parçacıklar içeren bir yapının rastgele bir kesit alanı olsun. Çapları değişik bir dizi daire, önceden seçilmiş kare-ağ içine yerleşmiş durumdadır. Bu dairelerin temsil ettiği kürelerin hacim oranını saptamak için (3.3., 3.4., 3.5.) şu bağıntıyı yazabiliriz.

$$\frac{\text{Dairelerin içinde kalan noktaların sayısı}}{\text{Kare - ağız toplam nokta sayısı}} = \frac{\sum N}{\sum N_k} \quad (3.3.)$$

$$\frac{\text{Dairelerin içinde kalan toplam kiris uzunluğu}}{\text{Kare - ağız toplam doğru uzunluğu}} = \frac{\sum L}{\sum L_k} \quad (3.4.)$$

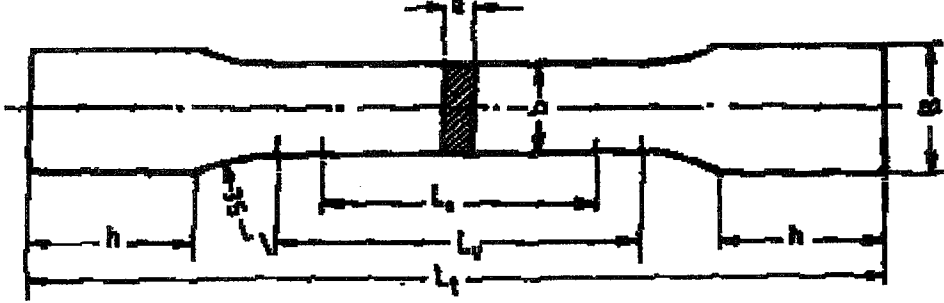
$$\frac{\text{Dairelerin alan toplamı}}{\text{Kare - ağız toplam alanı}} = \frac{\sum A}{\sum A_k} \quad (3.5.)$$

Her üç yöntemle elde edilen sonuçlar birbirine çok yakın değerlerdir.

3.4. Çekme Testi

Çekme testlerinde kullanılan deney numunesi boyutları TSE-138'e göre (hadde yönünde) hazırlanmış olup teknik çizimi Şekil 3.3'de verilmiştir. Isıl işlem uygulanmış numunelerin çekme özelliklerini belirlemek amacıyla bilgisayar destekli 10 ton kapasiteye sahip Zwick marka test cihazında 5 mm/dak çene hızında oda sıcaklığında

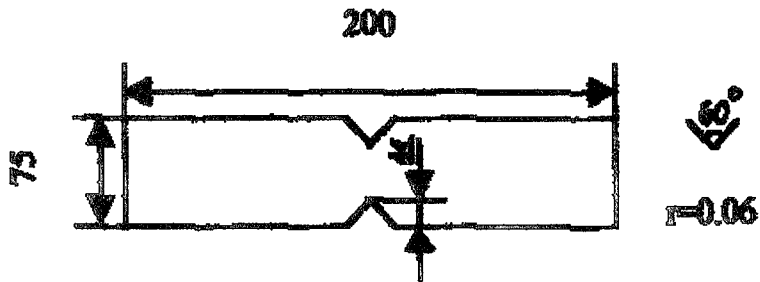
çekme deneyleri yapılmıştır. Çekme deneyinde her ısıl işlem şartı için 4 numune kullanılmıştır. Bu dört numune için tespit edilen mekanik özelliklerin ortalaması ve standart sapması alınarak, o ısıl işlem için mukavemet ve süneklik özellikleri bulundu.



Şekil 3.3. TSE 138'e göre hazırlanmış çekme deneyi numunesinin boyutları (Çekme çubuğunun ölçüleri : $a= 4\text{mm}$, $b= 8\text{mm}$, $B= 15\text{mm}$, $h= 25\text{mm}$, $L_c= 140\text{mm}$, $L_v= 80\text{mm}$, $L_o= 65\text{mm}$).

3.4.1 Çentikli Çekme Deneyi

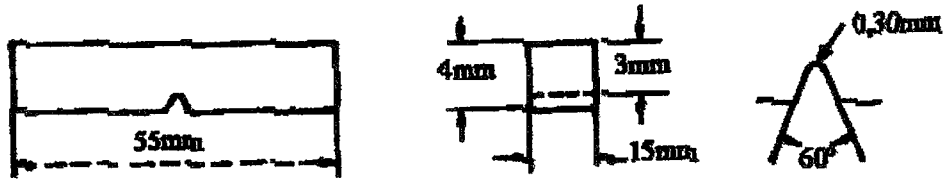
Çentikli çekme testinde kullanılan deney numuneleri ASTM E338'e göre (hadde yönünde) hazırlanmıştır. Deney numunesi boyutları Şekil 3.4.'te verilmiştir. Isıl işlem uygulanmış numunelerin çentikli çekme mukavemet değerlerini belirlemek amacıyla 60° tepe açısına sahip numuneler 40 ton kapasiteye sahip MAB-SKF marka test cihazında 2 mm/dak çene hızında oda sıcaklığında çekme deneyleri yapıldı. Çentikli-çekme deneyinde her ısıl işlem için 3 numune kullanılmıştır. Bu üç numune için tespit edilen mekanik özelliklerin ortalaması ve standart sapması alınarak, o ısıl işlem için mukavemet değerleri bulunmuştur.



Şekil 3.4. ASTM E338'e göre hazırlanmış çentikli-çekme deneyi numunesinin boyutları.

3.5. Çentik-Darbe Deneyi

Çentikli-darbe değerlerinin tespitinde, SKF marka 0-30 kgm'ye kadar değer gösterebilen $\pm 0,1$ kgm hassasiyete sahip ve pandül açısı 130° olan cihaz kullanılmıştır. Charpy yöntemiyle numuneler kırılmıştır. Çentik-darbe numuneleri malzememizin kalınlığının az olmasından dolayı ilgili standartta hazırlanamamıştır. Çentik-darbe numunelerinin teknik çizimi Şekil 3.5.'te verilmiştir.



Şekil 3.5. Çentik-darbe numunesinin boyutları.

3.6. Sertlik Ölçümü

Dual fazlı çeliklerin sertliklerinin ölçümünde Wilson marka Rockwell sertlik cihazı, Rockwell-A'ya göre 120° tepe açılı elmas uç kullanılarak sertlik ölçümü yapıldı. Herbir numuneden 10 sertlik değeri alınarak bunların ortalaması alındı.

3.7. Metalografik Muayene

3.7.1. Hassas Kesme Cihazı

Çekme numuneleri Buehler marka kesme cihazına bağlanıp baş kısmından metalografik analiz için elmas kesici kullanılarak orijinal mikroyapıyı bozmamak için düşük devirde kesme işlemi uygulanarak numune çıkartılmıştır.

3.7.2. Bakalite Alma Cihazı

Kesilen numuneler elle tutulacak kadar büyük olmamasından dolayı parlatma öncesi Metapress marka bakalite alma cihazında Phenolic-29 bakalite tozu kullanılarak,

numuneler 150°C sıcaklıkta 15 dakika süre ile 300 kg/cm² basınç uygulanarak sinterlenerek 1 cm kalınlığında 30 mm çapında örnekler elde edilmiştir.

3.7.3. Parlatma Çarkı

Bakalite alınan numuneler Struers marka cihazla 800, 1000 numaralı zımparalar ile kalın taneli zımparadan başlanıp ince taneli zımparaya doğru gidilerek ve her defasında numune 90° çevrilerek zımparalanmış, malzemede kesme ile oluşan deformasyon giderilip orijinal mikroyapıya ulaşılmış ve numuneler üzerinde bez olan iki çeşit parlatma çarkına (önce kısa tüylü ve sonra uzun tüylü bez kullanılarak) alümina pastası tatbik edilerek parlatılmıştır.

3.7.4. Optik Mikroskopi

Metalografik muayene için polarize ışıkla çalışan Nikon marka metal mikroskobu kullanılmıştır. Fotoğraflar 600× büyütmede çekilmiştir.

3.7.5. Elektron Mikroskopisi

SEM çalışmaları için Jeol-JXA 840A marka elektron mikroskobu kullanılmıştır. Elektron mikroskobunun teknik özellikleri, Uyarma Gerilimi : 0,2-40 KeV, Çözünürlük Gücü : 40Å, Büyültme Gücü : 10-300.000×, Sayısal Görüntü Çözümlemesi : max. 256×256'dır.

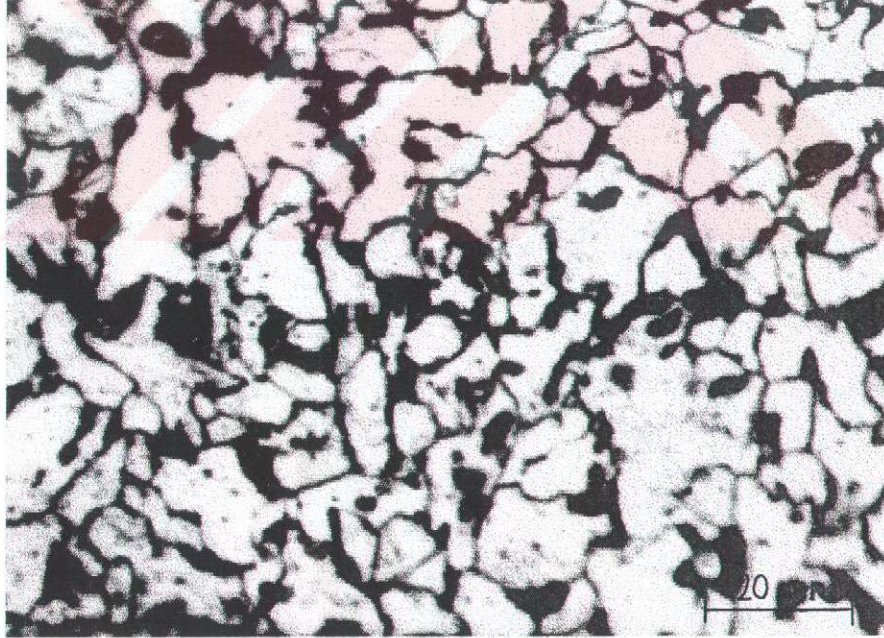
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. METALOGRAFİK DENEY SONUÇLARI

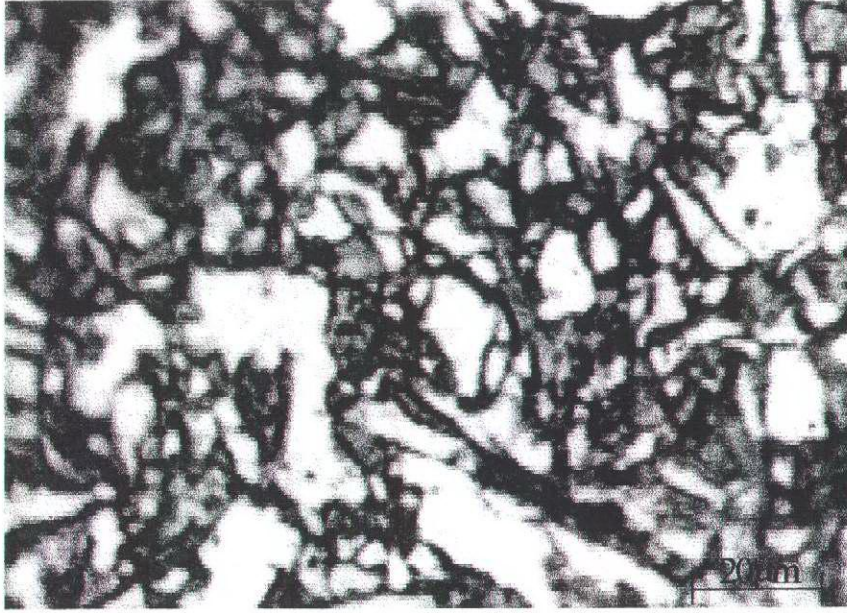
Ara suverme (IQ) metoduyla farklı sıcaklıklarda değişik sürelerde tavlansak hızla soğutulan numunelerden elde edilen içyapılar Şekil 4.1. (b,c,d,e,f,g,h,i,j,k,l)'ye kadar gösterilmiştir.

Açık alanlar ferrit, koyu alanlar martenzit olmak üzere "dual faz" yapısı elde edilmiştir. İçyapı fotoğraflarından görüldüğü gibi tavlama sıcaklığı ve bekleme süresi arttıkça martenzit taneleri çoğalmakta ve ferrit tanelerini saran bir şekil aldığı görülmektedir. Martenzit taneleri iğnesel karakterde olup literatürde fiberli martenzit olarak adlandırılmaktadır.

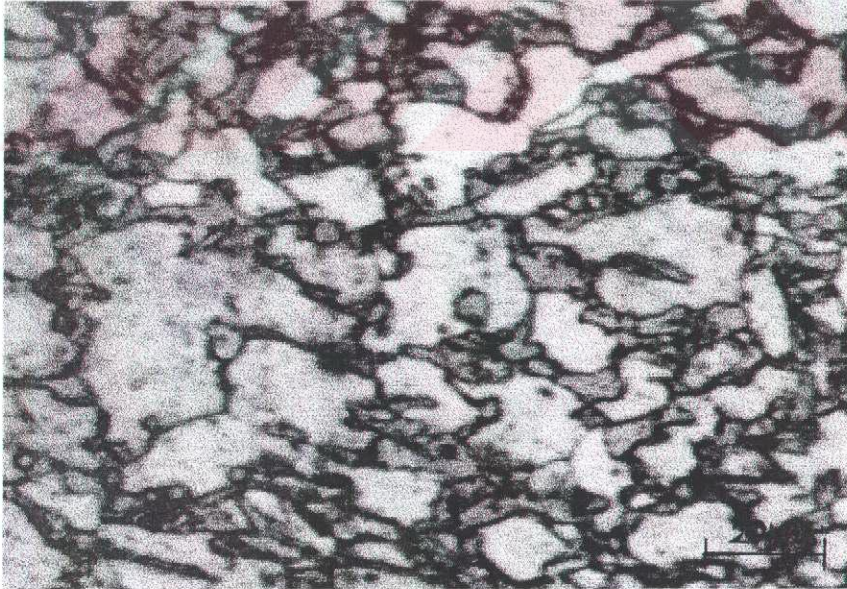
Şekil 4.1. a)'da görülen içyapı fotoğrafında ise çelik sacın normalize edilmiş hali olan ferritik-perlitik yapısı görülmektedir. Açık alanlar ferrit, koyu alanlar perlit yapısını göstermektedir.



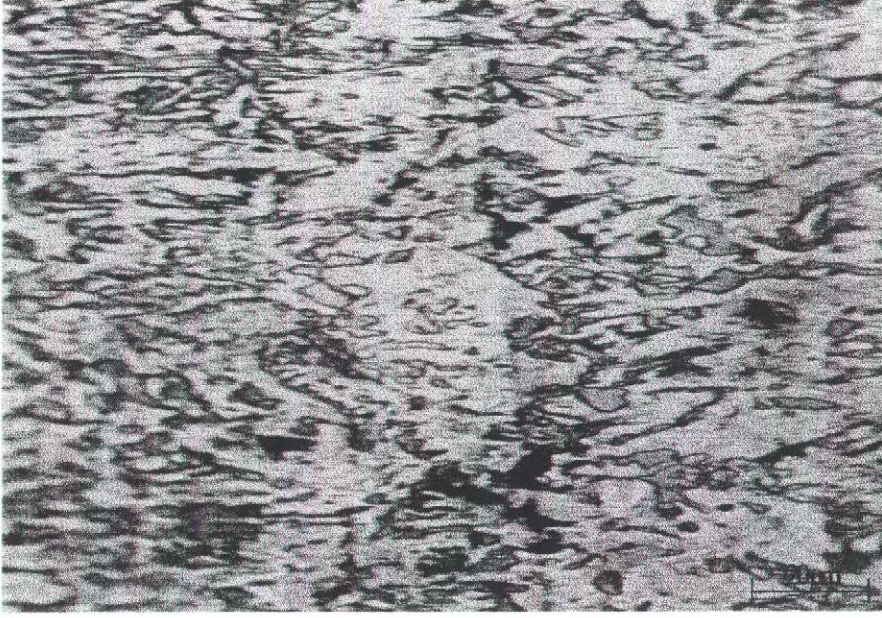
Şekil 4.1. a) Normalize edilmiş numunenin (ferrit-perlit) mikroyapısı.



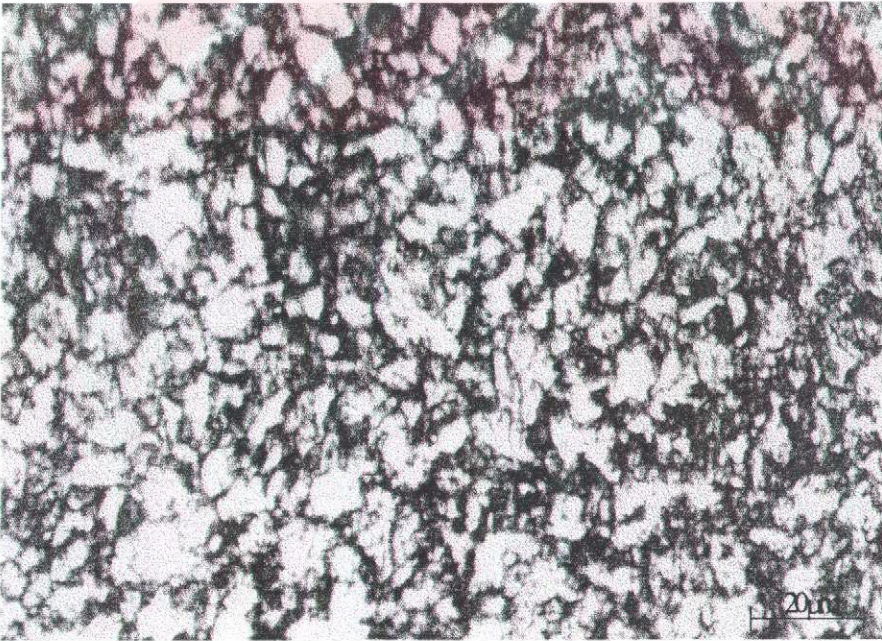
Şekil 4.1. b) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C’de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 39,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



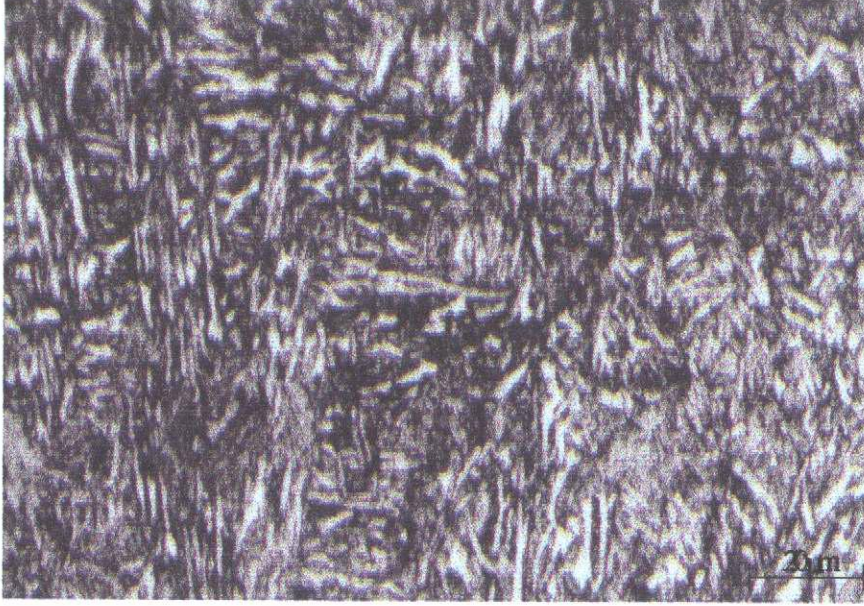
Şekil 4.1. c) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C’de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 28,4 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



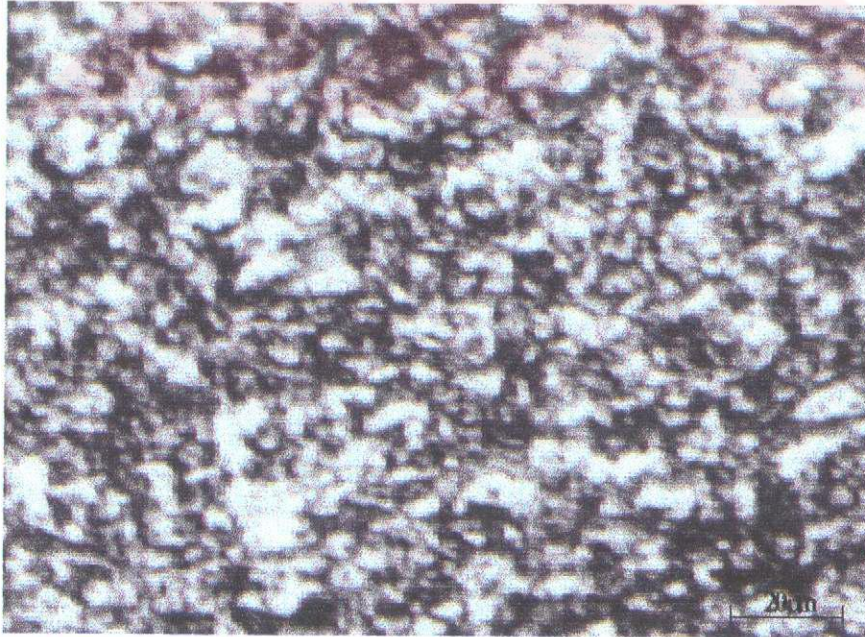
Şekil 4.1. d) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 20,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



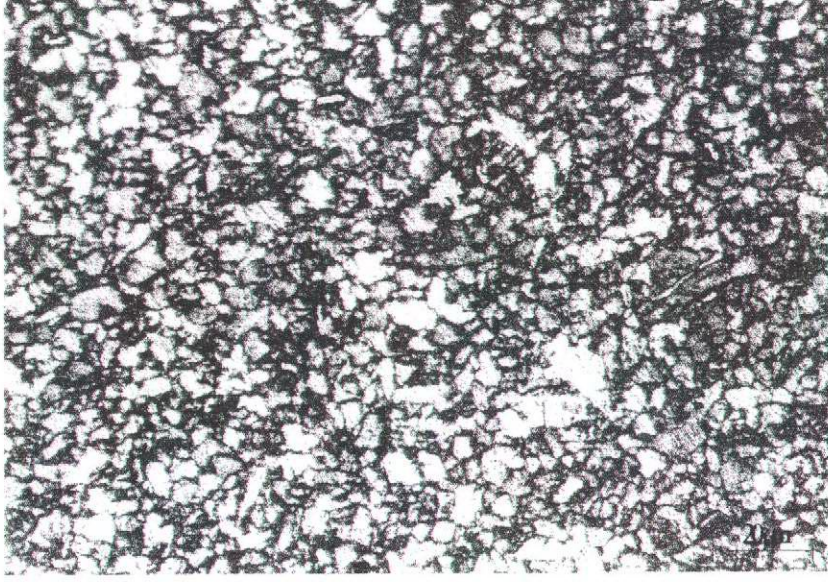
Şekil 4.1 e) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 17,6 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



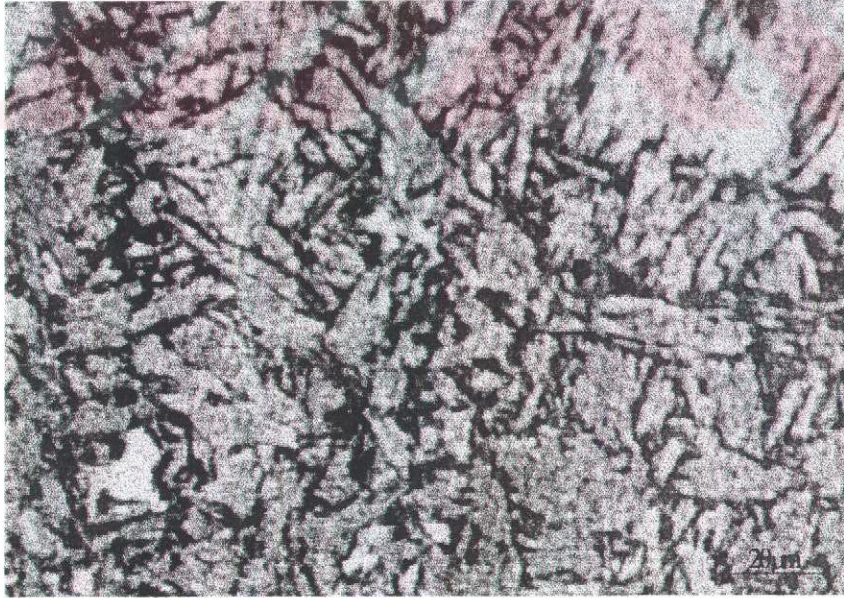
Şekil 4.1. f) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce % 46,8 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.1. g) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %39,4 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.1. h) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %29,1 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



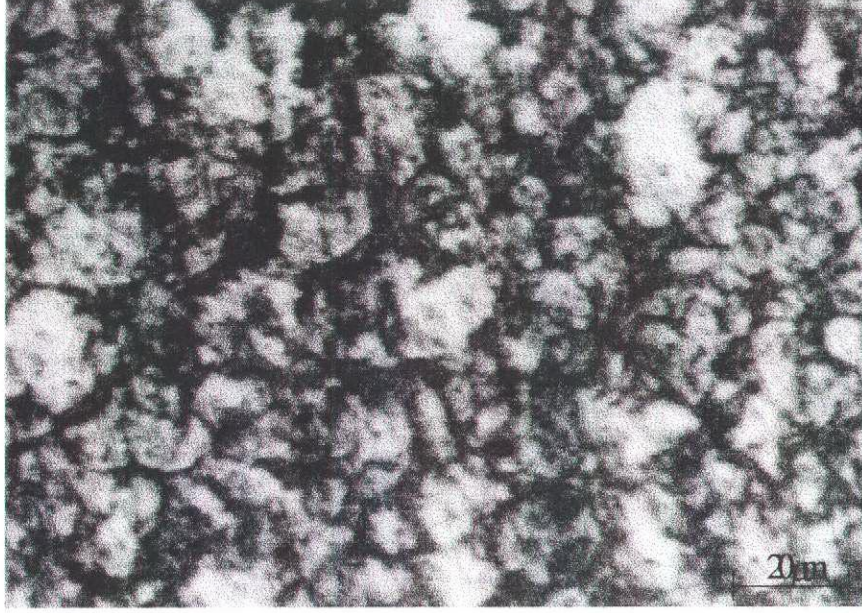
Şekil 4.1.i) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %24,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.1. i) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %52,3 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.1. j) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 800°C’de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %43,2 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



Şekil 4.1. k) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %30,5 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.



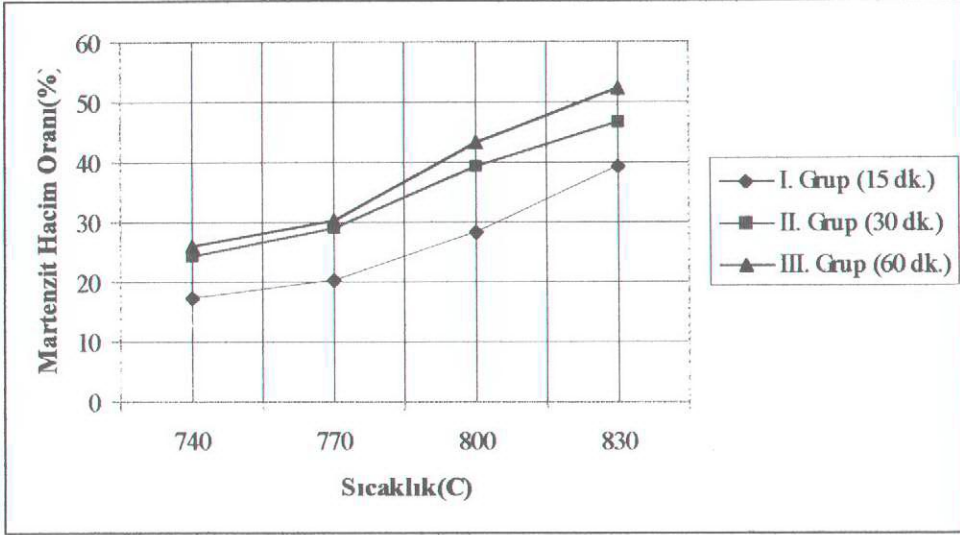
Şekil 4.1. l) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen hacimce %26,1 martenzit içeren numunenin mikroyapısı.

Martenzitin dual fazlı çelikte mekanik özelliklere olan etkisini incelemek için nicel metalografik-yöntemle bulunan martenzit hacim oranı (%V_m) Çizelge 4.1.'de verilmiştir.

Çizelge 4.1. Isıl işlem sıcaklığı ve zamana bağlı olarak oluşan martenzit hacim oranı(%V_m).

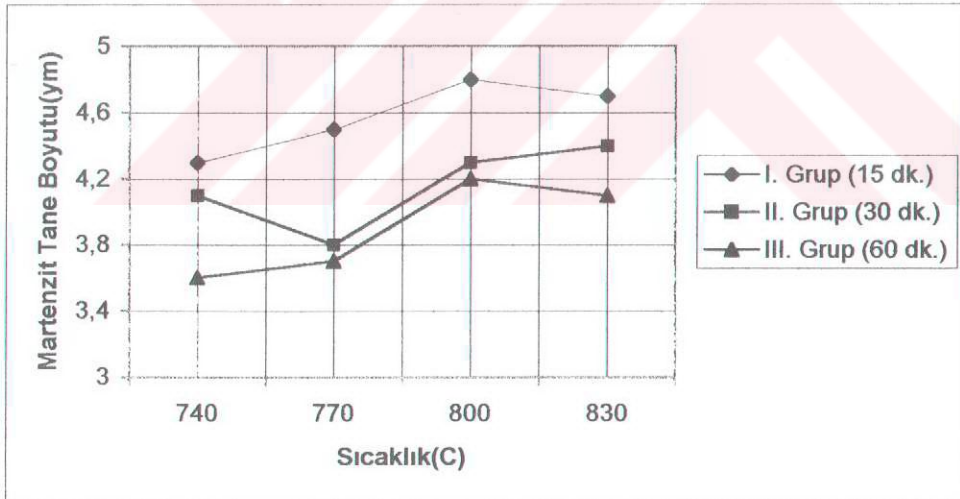
Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Martenzit Hacim Oranı (%V _m)
Normalize Edilmiş (910°C)	40 dk.	35-perlit
830°C- I. Grup	15 dk.	39,3
800°C- I. Grup	15 dk.	28,4
770°C- I. Grup	15 dk.	20,3
740°C- I. Grup	15 dk.	17,4
830°C- II. Grup	30 dk.	46,8
800°C- II. Grup	30 dk.	39,4
770°C- II. Grup	30 dk.	29,1
740°C- II. Grup	30 dk.	24,3
830°C- III. Grup	60 dk.	52,3
800°C- III. Grup	60 dk.	43,2
770°C- III. Grup	60 dk.	30,5
740°C- III. Grup	60 dk.	26,1

Çizelge 4.1.'de verilen ölçüm değerleri ve Şekil 4.2'deki grafikte görüldüğü üzere tavlama sıcaklığı ve süresi arttıkça % martenzit miktarının arttığı görülmektedir. Şekil 4.1.'deki içyapı fotoğrafları incelenecek olursa koyu alanların fazla olması martenzit miktarının arttığını göstermektedir. Buna yanında aynı miktar martenzit elde etmek için düşük sıcaklıklarda daha uzun süre, yüksek sıcaklıklarda daha kısa süre ile tavlamanın yapılabileceği görülmektedir. Örneğin; 830°C'de 15 dakikada %36,3 martenzit oluştuğu halde 740°C aynı tavlama süresinde %17,4 martenzit teşekkül etmiştir.



Şekil 4.2. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak martenzit hacim oranı değişiminin grafiği.

Çizelge 4.2.'den verilerden görüleceği üzere her grup için azalan tavlama sıcaklığı ile martenzit (Şekil 4.3.) ve ferrit tane boyutunun genel olarak küçüldüğü görülmektedir.



Şekil 4.3. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak martenzit tane boyutunun değişim grafiği.

Elde edilen dual fazlı çelik yapısında martenzit miktarı arttıkça bu özel ısıl işleme has fiberli martenzit boyutunun küçüldüğü ve bir ağ gibi ferrit tanelerini sardığı, ferrit tanelerinde küçülmenin martenzit fazında artışa bağlı olarak martenzitin ferriti sıkıştırarak ferrit tanelerinin küçülmesini ve uzamasını sağladığı içyapı

incelemelerinde tespit edilmiştir. Kimyasal kompozisyonu bilinen bu çeliği dikkate alarak demir-karbon diyagramını analiz edersek artan sıcaklıkla birlikte ferrit miktarı azalacak ostenit taneleri çoğalacaktır. Ostenit taneleri su verme sonucu martenzite dönüşeceği için ferrit tanelerine baskı uygulanacağı açıktır. Ferrit fazında Çizelge 4.2’de görülen bazı tanelerin irileşmesinin mekanik özelliklere negatif bir etkisi olmadığı mekanik test sonuçlarından (Çizelge 4.3.) görülmektedir. Bu da bize mekanik özelliklerde asıl belirleyici fazın martenzit fazı olduğunu önermektedir.

Çizelge 4.2. Sıcaklık ve zamana bağlı olarak oluşan ferrit ve martenzit tane boyutu(μm).

Tavlama Sıcaklığı ($^{\circ}\text{C}$)	Tavlama Süresi (dk.)	Martenzit Tane Boyutu(μm)	Ferrit Tane Boyutu(μm)
Normalize Edilmiş (910 $^{\circ}\text{C}$)	45 dk.	11,7(perlit)	16,6
830 $^{\circ}\text{C}$ - I. Grup	15 dk.	4,7	8,3
800 $^{\circ}\text{C}$ - I. Grup	15 dk.	4,8	9,5
770 $^{\circ}\text{C}$ - I. Grup	15 dk.	4,5	7,9
740 $^{\circ}\text{C}$ - I. Grup	15 dk.	4,3	6,8
830 $^{\circ}\text{C}$ - II. Grup	30 dk.	4,4	6,9
800 $^{\circ}\text{C}$ - II. Grup	30 dk.	4,3	6,5
770 $^{\circ}\text{C}$ - II. Grup	30 dk.	3,8	6,3
740 $^{\circ}\text{C}$ - II. Grup	30 dk.	4,1	10,2
830 $^{\circ}\text{C}$ - III. Grup	60 dk.	4,1	6,7
800 $^{\circ}\text{C}$ - III. Grup	60 dk.	4,2	8,4
770 $^{\circ}\text{C}$ - III. Grup	60 dk.	3,7	6,1
740 $^{\circ}\text{C}$ - III. Grup	60 dk.	3,6	5,8

4.2. Mekanik Deneyler

4.2.1. Çekme Özellikleri

Numuneler çekme testlerinde sabit akma noktası (üst ve alt akma noktası) göstermemiş olup bu da dual fazlı çelikler için karakteristik bir özelliktir. Ferrit-ostenit bölgesindeki sıcaklık aralığında oluşan ostenitin martenzite dönüşümü sırasında meydana gelen %2-4 mertebesindeki hacim genişlemesi, ferrit fazının plastik

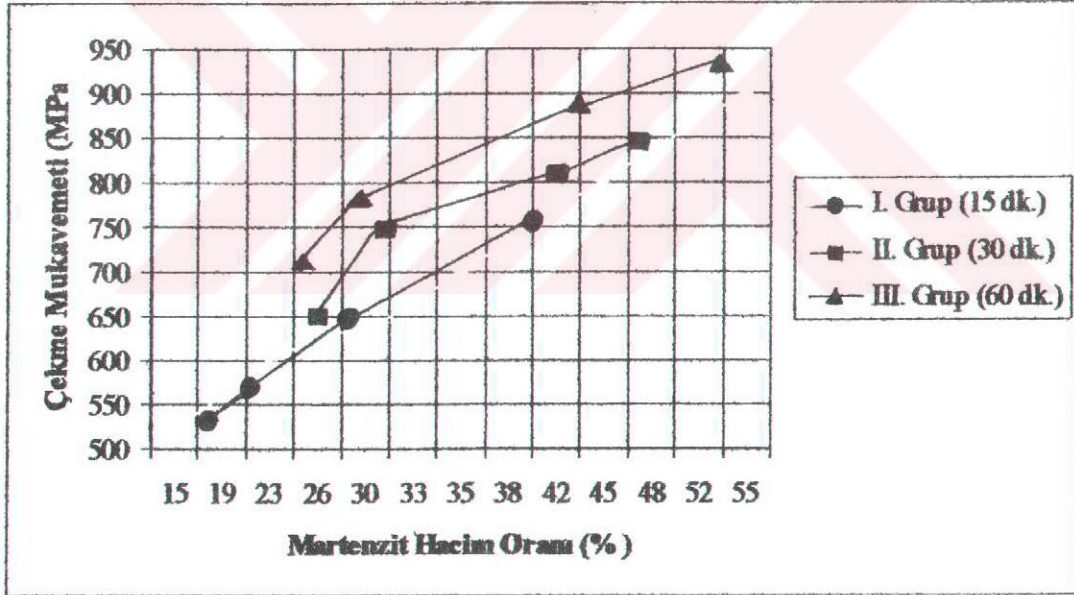
deformasyonuna sebep olduğundan, ferrit tanelerinin ferrit-martenzit arayüzeyine yakın bölgelerinde serbest dislokasyonlar ve kalıntı gerilmeler oluşmaktadır. Bu serbest dislokasyonlar, kalıntı gerilmelerin tesiri ile dislokasyon yoğunluğu düşük olan ferrit tanelerinin iç bölgelerine kolayca ilerleyebildiklerinden, dual fazlı çeliklerin süreksiz akma olayı giderilmiş olmaktadır (Mould 1977).

Çizelge 4.3.'te gerekse Şekil 4.4., Şekil 4.5., Şekil 4.6., Şekil 4.7., Şekil 4.8.'de görüleceği üzere artan tavlama süresi ve sıcaklığına paralel olarak (martenzit miktarı arttıkça) mekanik özelliklerden akma, çekme ve kopma mukavemetinin arttığı, % kesit daralması ve toplam uzama özelliklerinin azaldığı görülmektedir. Bu durum mekanik özelliklerin mikroyapı ile çok yakın ilişkisi olduğunu göstermektedir.

Çizelge 4.3. Ara suverme (IQ) yöntemiyle dual-faz elde edildikten sonra çentiksiz-çekme numunelerine uygulanan çekme testine göre elde edilen mekanik özellikler.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Akma Mukavemeti (σ_{Akma})	Çekme Mukavemeti ($\sigma_{Çekme}$)	Kopma Mukavemeti (σ_{Kopma})	% Kesit Daralması	% Toplam Uzama
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	330±12 MPa	447±5,1 MPa	340±5,1 MPa	25,6±0,5	28±0,3
830°C- I	15 dk.	480±9,7 MPa	761±8,5 MPa	532±1,2 MPa	13,2±0,4	15±0,2
800°C- I	15 dk.	440±8,4 MPa	650±10 MPa	395±6,7 MPa	14,8±0,3	17±0,3
770°C- I	15 dk.	410±8,9 MPa	580±11 MPa	372±3,8 MPa	17,15±0,3	19±0,3
740°C- I	15 dk.	380±9,8 MPa	528±10 MPa	361±1,2 MPa	20,80±0,4	21±0,2
830°C- II	30 dk.	521±3,6 MPa	875±7,8 MPa	736,8±5 MPa	10,5±0,3	12±0,2
800°C- II	30 dk.	450±7,4 MPa	810±9,6 MPa	696,2±6 MPa	10,98±0,2	13±0,3
770°C- II	30 dk.	414±12 MPa	760±7,1MPa	687,2±4 MPa	12,38±0,4	14±0,2
740°C- II	30 dk.	401±6,2 MPa	644±10 MPa	605,6±2 MPa	13,81±0,5	15±0,3
830°C-III	60 dk.	505±5,6 MPa	936±12 MPa	754,9±5 MPa	6,56±0,4	8±0,3
800°C-III	60 dk.	412±11 MPa	825±5,3 MPa	737,8±5 MPa	7,33±0,3	10±0,6
770°C-III	60 dk.	395±16 MPa	784±6,4 MPa	690,7±3 MPa	10,78±0,2	12±0,3
740°C-III	60 dk.	375±15 MPa	718±8,1 MPa	594,2±3 MPa	12,27±0,4	14±0,2

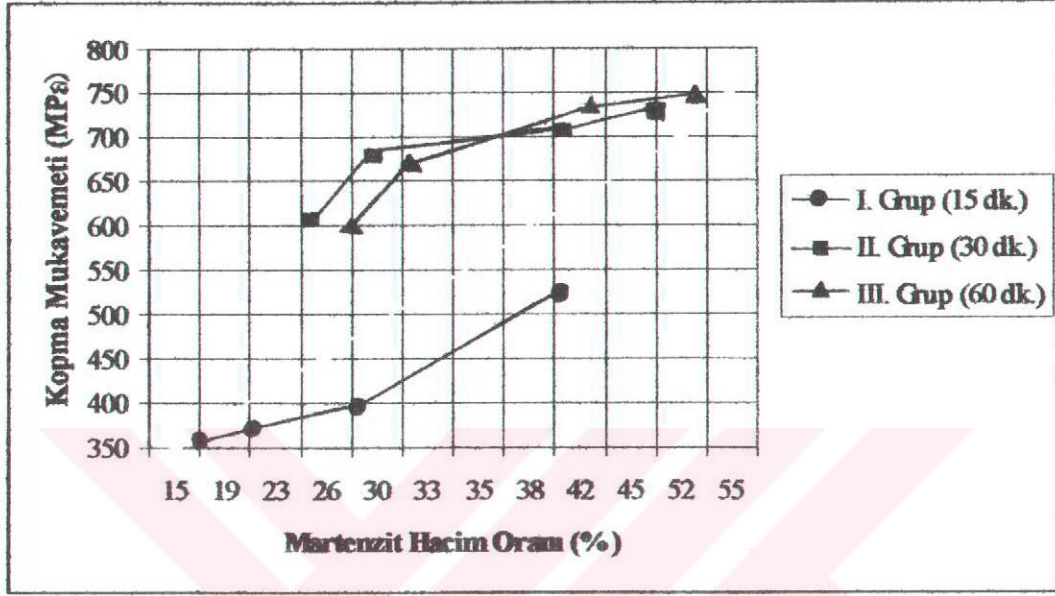
İzah etmek gerekirse, süneklik özelliği yüksek ve dayanım değerleri düşük (ferrit fazı) lifler, süneklik özelliği düşük dayanım değerleri yüksek (martenzit fazı) lifleri birbirine bağlanmış ağ şeklinde düşünelim. Söz konusu bu ağlardan meydana gelmiş olan yapı çekme deneyine tabi tutulursa liflerdeki gerilmeler eşit, uzamalar farklı olacak ve uzama her iki lifteki toplam uzama kadar olacaktır. Ancak uzama özelliği düşük martenzit lifleri kopacaktır. Bu durumda uzama özelliği iyi olan ferrit lifleri gerilmeleri taşımak zorunda kalacak ve dayanım değerleri düşük, süneklik özelliği yüksek bir yapı elde edilmiş olacaktır (Aksakal ve Arıkan 1988). Burada belirtilen durum ferrit miktarının (Çizelge 4.1.) fazla olduğu I. grup numunelerde açıkça görülmektedir. Şekil 4.4'teki I. grup çekme mukavemeti değerlerini diğer gruptaki verilerle karşılaştırdığımızda çekme mukavemetleri değerlerinin düşük olduğu, fakat Şekil 4.6.'da görüldüğü üzere I. gruptaki çekme numuneleri toplam uzama miktarlarının diğer gruptaki numunelerle karşılaştırıldığında yüksek olduğu açıkça görülmektedir.



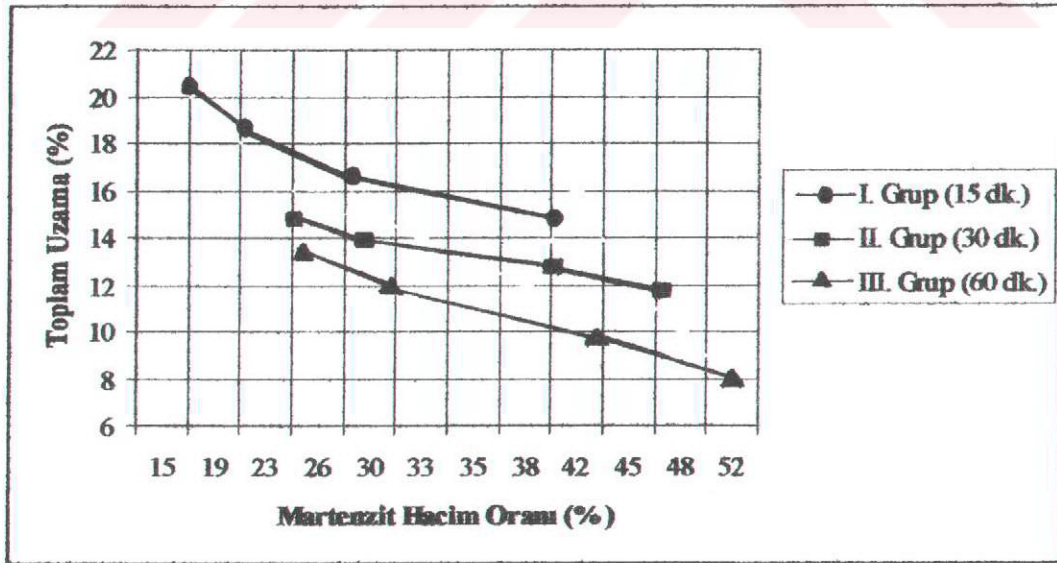
Şekil 4.4. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için aşağıdan yukarı sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) çekme mukavemetinin değişiminin grafiği.

Martenzit miktarının fazla olması durumunda ise yukarıda bahsedilen ağimsı yapıyı tekrar çekme işlemine tabi tuttuğumuzu düşünelim. Martenzit fazının artması ile yapıda ferriti çepeçevre saran martenzit ağının kuvvetlenmesi çekme sırasında ferritin uzamasına engel olacak yönde bir etki yapar. Böylece dayanım değerleri yüksek

süneklik özelliği düşük bir yapı elde edilmiş olur. Deneysel verilerimizi incelediğimizde martenzit miktarının (Çizelge 4.1.) en fazla olduğu numunelerin III. grup olduğu açıktır. Şekil 4.6.'da görüldüğü üzere III. gruptaki çekme numuneleri toplam uzama(süneklik) miktarlarının diğer gruptaki numunelerle ile karşılaştırıldığında düşük kaldığı görülmektedir.

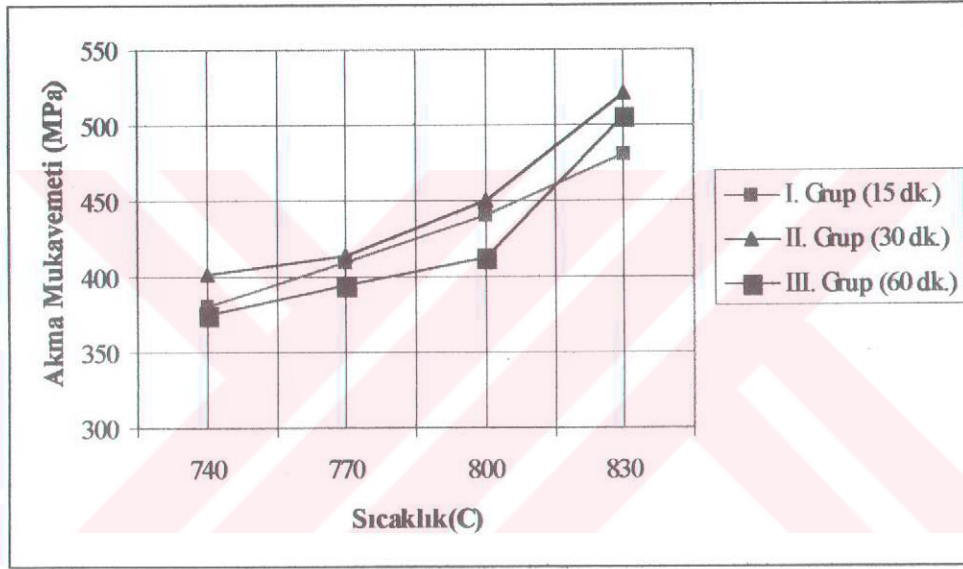


Şekil 4.5. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için aşağıdan yukarı sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) kopma mukavemetinin değişiminin grafiği.



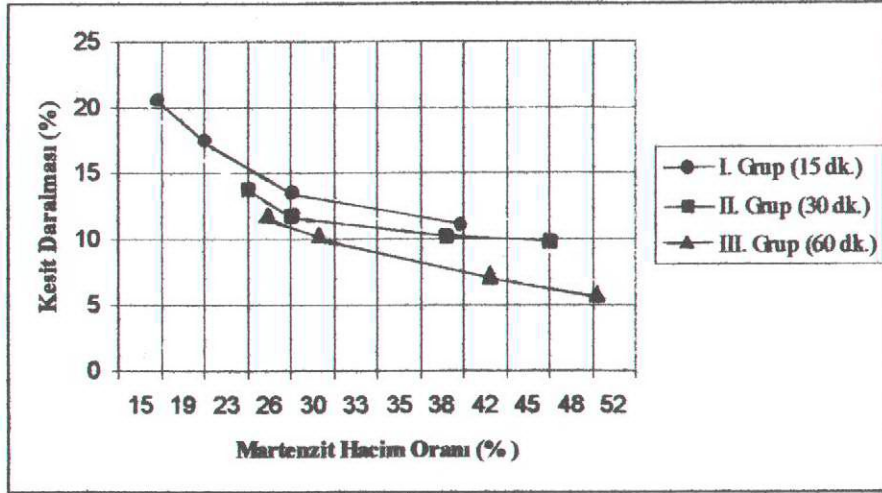
Şekil 4.6. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) toplam % uzama değişiminin grafiği.

Akma mukavemeti değerlerinin çekme mukavemeti değerlerine göre (Çizelge 4.3.) oldukça düşük değerlerde olduğu göze çarpmaktadır. Malzemelerin akma mukavemetlerinin düşük olması, plastik şekil verme işlemi sırasında uygulanan kuvvetle daha fazla bir deformasyon gerçekleştirilmesi veya aynı deformasyon işlemi için daha az bir kuvvet gerekmesi açısından istenilen bir özelliktir. Ostenitin martenzite dönüşümü esnasında oluşan dislokasyonlar ve yumuşak ferritin düşük akma mukavemetine yolaçtığı bilinmektedir (Furukuva 1983). Şekil 4.7.'de de azalan ısı işlem sıcaklığı ve süresi ile akma mukavemetinin genel olarak düştüğü görülmektedir.



Şekil 4.7. Isıl işlem sıcaklığına olarak akma mukavemetinin değişiminin grafiği.

Martenzit dual fazlı çeliklerde boyun verme direncinin yüksek olmasına, deformasyon esnasında şekil değişiminin yapıda uniform olarak dağılımı sebep olmaktadır. Çünkü büyük şekil değişimlerinde, ferrit şekil değiştirdikten sonra, şekil değişimi ferrit martenzit arayüzeyine iletilerek martenzitin de şekil değişimi sağlanır (Marder 1982). Boyun vermeden sonraki birim şekil değişimi, ferritik olmayan fazın (veya fazların) özelliklerine bağlıdır. Yapıda ferrit ile beraber sadece sert martenzit fazının bulunması ve bu fazın miktarının (deneysel çalışmamızda görüldüğü üzere) artması boyundan sonraki % kesit daralmasını Şekil 4.8.'de görüldüğü üzere azaltmıştır.



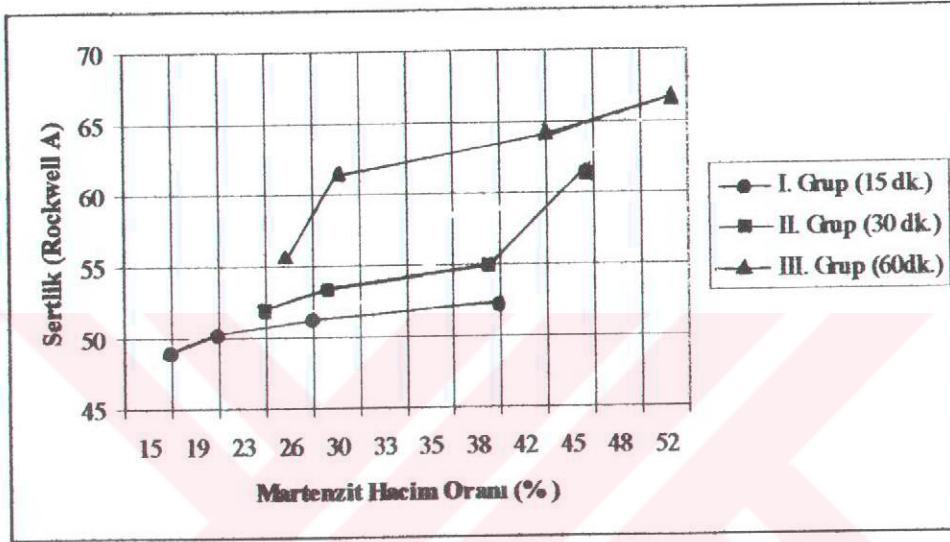
Şekil 4.8. Martenzit miktarına bağlı olarak (her grup için yukarıdan aşağıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) % kesit daralmasının değişiminin grafiği.

4.2.2. Sertlik

Çizelge 4.4. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen sertlik değerleri.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Rockwell A Sertlik Değeri
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	45
830°C-I. Grup	15 dk.	52
800°C-I. Grup	15 dk.	51
770°C-I. Grup	15 dk.	50
740°C-I. Grup	15 dk.	49
830°C-II. Grup	30 dk.	62
800°C-II. Grup	30 dk.	55
770°C-II. Grup	30 dk.	53
740°C-II. Grup	30 dk.	52
830°C-III Grup	60 dk.	66
800°C-III. Grup	60 dk.	64
770°C-III. Grup	60 dk.	62
740°C-III. Grup	60 dk.	56

Çizelge 4.4.'te görüldüğü üzere sertlik değerleri her grup içinde artan ısı işlem sıcaklığıyla artmaktadır. Artan sıcaklık ve süreyle birlikte martenzit hacim oranının arttığı Çizelge 4.1.'de görülmektedir. En yüksek sertlik değeri 66R_A ile 830°C 60 dakikada(IQ) %52,3 martenzit hacim oranında elde edilmiştir. En düşük sertlik değeri 49R_A ile 740°C 15 dakikada(IQ) %17,4 martenzit hacim oranıyla (en sünek bir yapıya sahip) elde edilmiştir. Bu da bize sertlik artışında (Şekil 4.9.) belirleyici faktörün martenzit fazı olduğunu göstermektedir.



Şekil 4.9. Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için aşağıdan yukarıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) sertlik değişiminin grafiği.

4.2.3. Çentikli Çekme ve Çentik Hassasiyeti

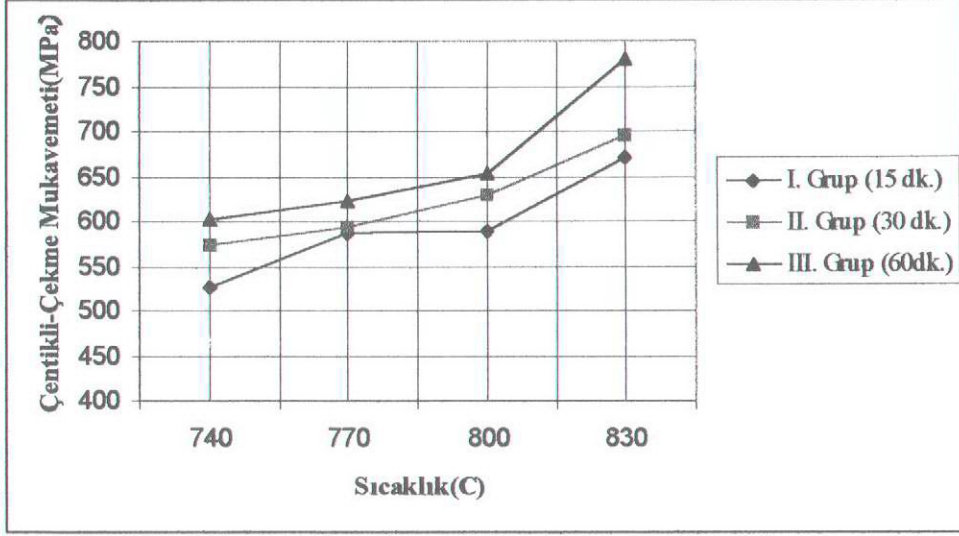
Çentikli-çekme numunelerinin çekme mukavemeti değerleri Çizelge 4.5.'te görüldüğü üzere maksimum yükün çentik dibi kesitine bölünmesiyle elde edilmiştir. Çentikli numune kullanılmadaki amaç bilindiği üzere çentik dibinin bir çatlak etkisi yaratmasıdır ve bu etkiyi kullanarak kırılma mekaniği yönünden elde edilen dual fazlı çelik yapısının davranışını incelemektir.

Çizelge 4.5'teki değerleri ve Şekil 4.10.'u irdelersek artan sıcaklık ve süre ile çentikli-çekme mukavemeti değerlerinin arttığı görülmektedir. Çizelge 4.3.'teki çentiksiz-numune çekme mukavemeti değerleri ile karşılaştırdığımızda çentiksiz-çekme mukavemeti değerlerinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Çentik dibi bir çatlak etkisi yaratarak başlangıçta bu bölgede lokal bir deformasyon oluşturur. Gerilmenin ileriki aşamalarında ise çentik dibinde hasar başlar ve malzeme kırılmaya (deneysel

çalışmalarımızda gözlenmiştir) gider. Çentikli numunelerdeki bu mukavemet düşüşüde bu mekanizmaya bağlıdır.

Çizelge 4.5. Arasuverme (IQ) yöntemiyle dual-faz yapıldıktan sonra çentikli-çekme numunelerine uygulanan çekme testine göre elde edilen tavlama sıcaklığına göre çentikli-çekme mukavemeti ve çentik hassasiyeti değerleri ve ASTM göre kırılma görünüşü tanımı.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Çentikli-Çekme Mukavemeti ($\sigma_{ÇÇM}$)	Çentik Hassasiyeti (NSR)	Kırılma Görünüşü (Makroskobi)
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	504,3±7 MPa	1,12	Çoğunluğu Eğimli
830°C-I. Grup	15 dk.	670,6±7 MPa	1,03	Tamamen Eğimli
800°C-I. Grup	15 dk.	588,4 ± 9 MPa	0,90	Tamamen Eğimli
770°C-I. Grup	15 dk.	586,3±8 MPa	1,01	Tamamen Eğimli
740°C-I. Grup	15 dk.	525,8 ±7 MPa	0,99	Tamamen Eğimli
830°C-II. Grup	30 dk.	696,2 ±6 MPa	0,79	Tamamen Eğimli
800°C-II. Grup	30 dk.	628,1±8 MPa	0,77	Tamamen Eğimli
770°C-II. Grup	30 dk.	592,6 ±5 MPa	0,77	Tamamen Eğimli
740°C-II. Grup	30 dk.	572,5±4 MPa	0,88	Tamamen Eğimli
830°C-III. Grup	60 dk.	780,5±6 MPa	0,83	Tamamen Eğimli
800°C-III. Grup	60 dk.	653,6 ±8 MPa	0,79	Tamamen Eğimli
770°C-III. Grup	60 dk.	621,6±5 MPa	0,79	Tamamen Eğimli
740°C-III. Grup	60 dk.	601,5±9 MPa	0,83	Tamamen Eğimli



Şekil 4.10. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak çentik- çekme mukavemeti değerlerinin grafiği.

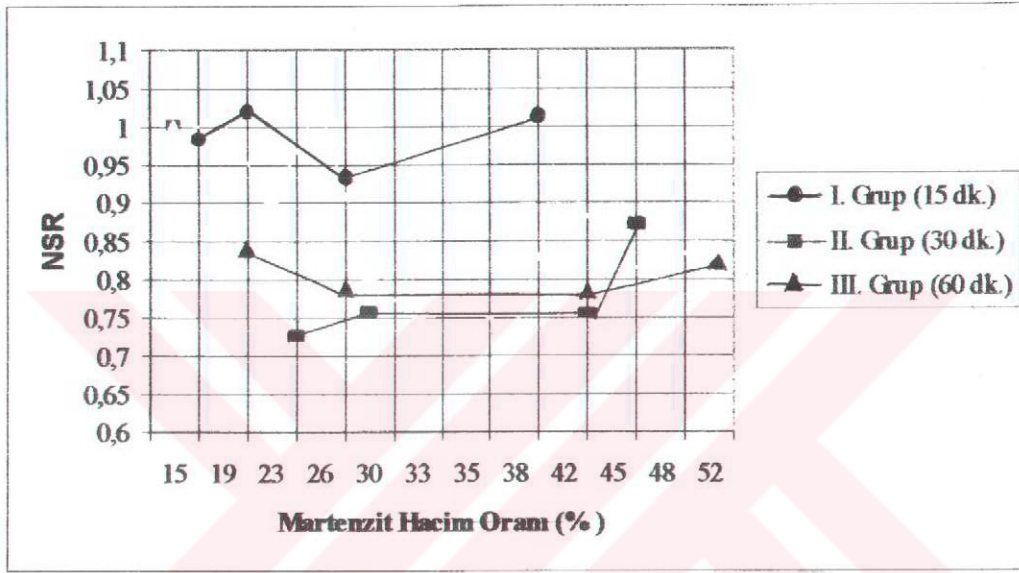
Çizelge 4.5.'te görüldüğü üzere çentik hassasiyeti değeri çentik mukavemeti oranı olarak belirlenir. Çentik hassasiyeti (NSR) çentikli çekme mukavemetinin çentiksiz çekme mukavemetine oranıdır.

$$NSR = \frac{\sigma_{\text{Çentikli Çekme}}}{\sigma_{\text{Çekme}}} \quad (4.1.)$$

Çentik hassasiyetinin değerleri 1'den daha yüksek ise malzeme önemli ölçüde plastik özellik gösterir ve 1'den küçük ise malzeme kırılmandır denir.

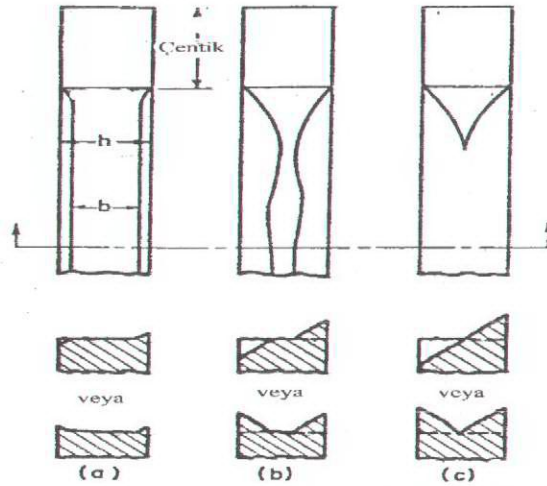
Çizelge 4.5. gerekse Şekil 4.11'deki grafikten görüldüğü üzere çentik hassasiyeti değerlerinin I. Grupta 1 civarında II. ve III. Gruptaki değerlerin ise 1 küçük olduğu görülmektedir. Çizelge 4.1'de görüleceği üzere I. Gruptaki numunelerin martenzit hacim oranı düşük olmasında dolayı diğer bir ifade ile daha sünek olmasından dolayı deformasyona daha fazla cevap verir. Keza Çizelge 4.3.'de toplam uzama değerlerinin çok yüksek olduğu görülmektedir. Buradan da sünekliği fazla olan malzemenin NSR değerinin daha yüksek olduğunu genel olarak söylenebiliriz. Fakat III. Gruptaki NSR değerlerinin II. Gruptaki nazaran daha yüksek olduğu Şekil 4.11.'de görülmektedir. Bu da bize çentik hassasiyetinde belirleyici faktörün süneklik olmadığını ya da diğer bir ifadeyle martenzit hacim oranı olmadığını göstermektedir. Bunun yanında ferrit ve martenzit fazlarının morfolojisi, yapıda dağılımı NSR'i etkileyen parametreler

arasındadır. Özellikle daha belirgin olarak Şekil 4.1.f)'de görüldüğü üzere ferrit tanelerinin inceldiği ve iğnesel bir karakter aldığı içyapı fotoğrafında görülmektedir. İğnesel yapıya sahip ferrit fazının mukavemeti arttırdığı bilinmektedir. İğnesel karaktere sahip ferrit fazı ile martenzit fazının (kompozit yapı) bir arada bulunması sonucu Çizelge 4.3. II. Grup'taki çekme mukavemeti değerlerinin III. Gruptaki çekme mukavemet değerlerine göre yüksek olmasını açıklamaktadır. Bu da NSR'yi düşürücü bir etki yapmaktadır.



Şekil 4.11. Martenzit hacim oranına bağlı (her grup için aşağıdan yukarıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) olarak çentik-hassasiyeti değişiminin grafiği.

Çizelge 4.5.'te görüldüğü üzere deney numuneleri ASTM-E388'de (Yüksek mukavemetli sac malzemelerde çentikli numunelerin çekme testlerinde kullanılan standart metodlar) bulunan genel kırılma görünüşleri kriterleri dikkate alınarak makroskobik yönden incelenmiştir. Ara suverme(IQ) işlemi uygulanmış dual fazlı çentikli numunelerde Şekil 4.12.'deki genel kırılma şekillerinden görüldüğü üzere tamamen eğimli bir yapıya sahip kırılma gözle ve büyüteç ile yapılan inceleme çalışmalarında elde edilmiştir. Normalize ısıtma işlemi uygulanmış ferritik-perlitik yapıya sahip çeliğimizde (Şekil 4.1.a) çoğunluğu eğimli bir yapı görülmüştür. Bu da dual fazlı çeliklerin ferritik-perlitik iç yapıya sahip çeliklere göre daha sünek olduğunun bir belirtisidir. Dual fazlı çeliklerde kap-koni şeklinde (tamamen eğimli) kırılma söz konusudur.

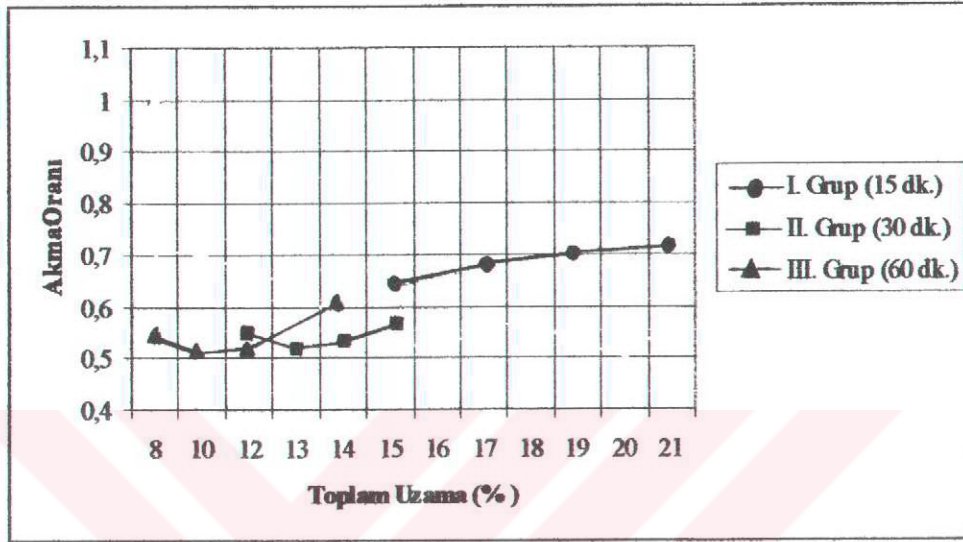


Şekil 4.12. ASTM(E388) göre kırılma görünümleri a) Düz kırılma b) Çoğunluğu eğimli c) Tamamen Eğimli.

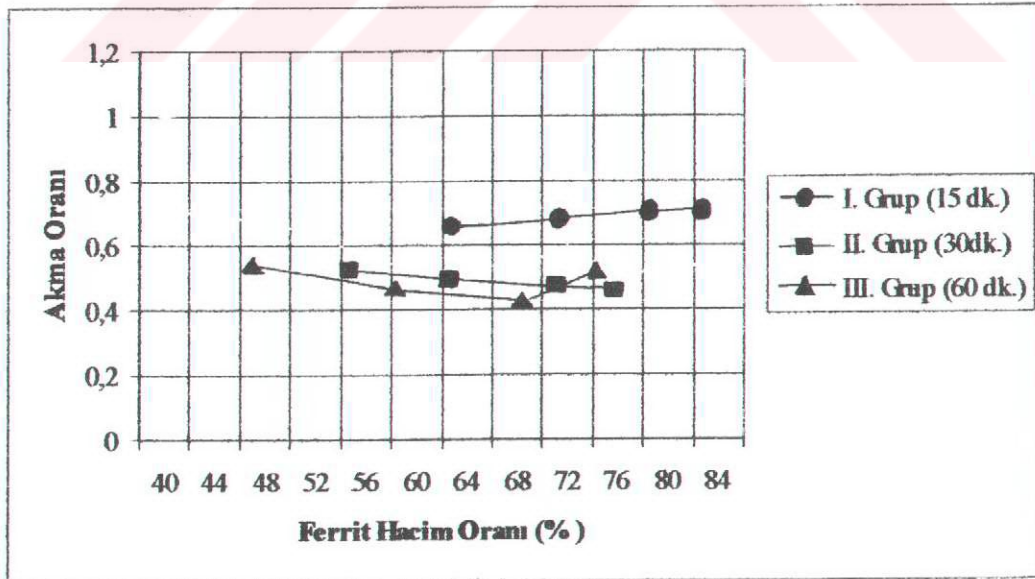
Çizelge 4.6. Arasuverme (IQ) yöntemiyle dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı akma oranı değerleri.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Akma Oranı ($\sigma_{Akma}/\sigma_{Çekme}$)
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	0,74
830°C-I. Grup	15 dk.	0,64
800°C-I. Grup	15 dk.	0,67
770°C-I. Grup	15 dk.	0,70
740°C-I. Grup	15 dk.	0,71
830°C-II. Grup	30 dk.	0,56
800°C-II. Grup	30 dk.	0,51
770°C-II. Grup	30 dk.	0,52
740°C-II. Grup	30 dk.	0,58
830°C-III. Grup	60 dk.	0,55
800°C-III. Grup	60 dk.	0,52
770°C-III. Grup	60 dk.	0,53
740°C-III. Grup	60 dk.	0,56

Yukarıdaki Çizelge 4.6.'dan görüldüğü üzere akma oranı akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranıdır. Şekil 4.13 a)'da görüldüğü üzere akma oranı değerlerinin artan süneklığe bağlı olarak (sıcaklık azaldıkça) arttığı görülmektedir. Şekil 4.13 b)'de ise artan ferrit hacim oranı ile azaldığı görülmektedir. Dual fazlı çeliklerde akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranının düşük ve şekillendirebilme kabiliyetinin yüksek olduğu bilinmektedir (Rashid 1977, Furukuwa 1983).



Şekil 4.13. a) Toplam uzamaya (%) bağlı olarak akma oranının değişim grafiği.



Şekil 4.13. b) Ferrit hacim oranına (%) bağlı olarak akma oranının değişim grafiği.

4.3.3. Çentik-Darbe Dayanımı

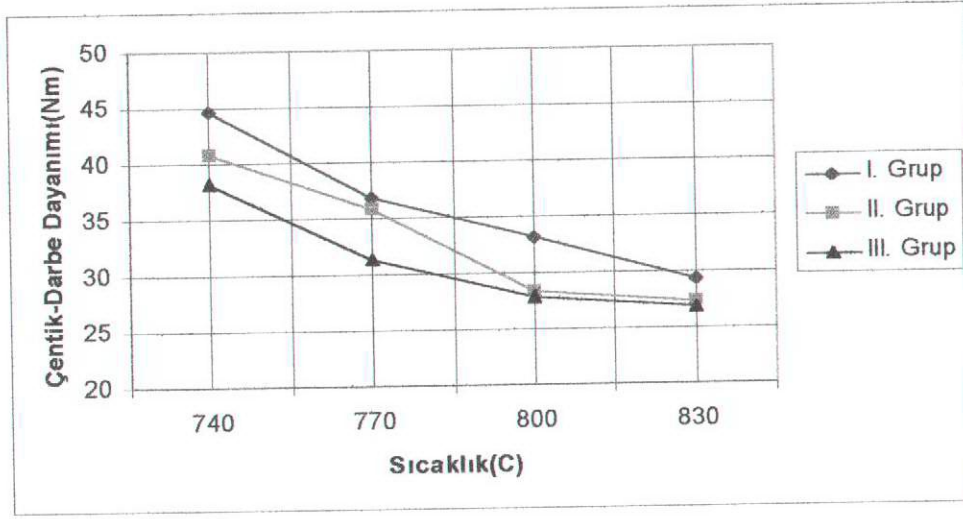
Çizelge 4.7. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen çentik-darbe değerleri.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Çentik-Darbe Dayanımı(Nm)
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	49,05±0,5
830°C-I. Grup	15 dk.	29,43±0,3
800°C- I. Grup	15 dk.	33,15±0,3
770°C-I. Grup	15 dk.	36,82±0,2
740°C- I. Grup	15 dk.	44,61±0,2
830°C- II. Grup	30 dk.	27,46±0,3
800°C- II. Grup	30 dk.	28,44±0,2
770°C- II. Grup	30 dk.	35,80±0,4
740°C- II. Grup	30 dk.	40,90±0,2
830°C- III. Grup	60 dk.	26,93±0,4
800°C- III. Grup	60 dk.	27,92±0,3
770°C- III. Grup	60 dk.	31,39±0,3
740°C- III. Grup	60 dk.	38,25±0,3

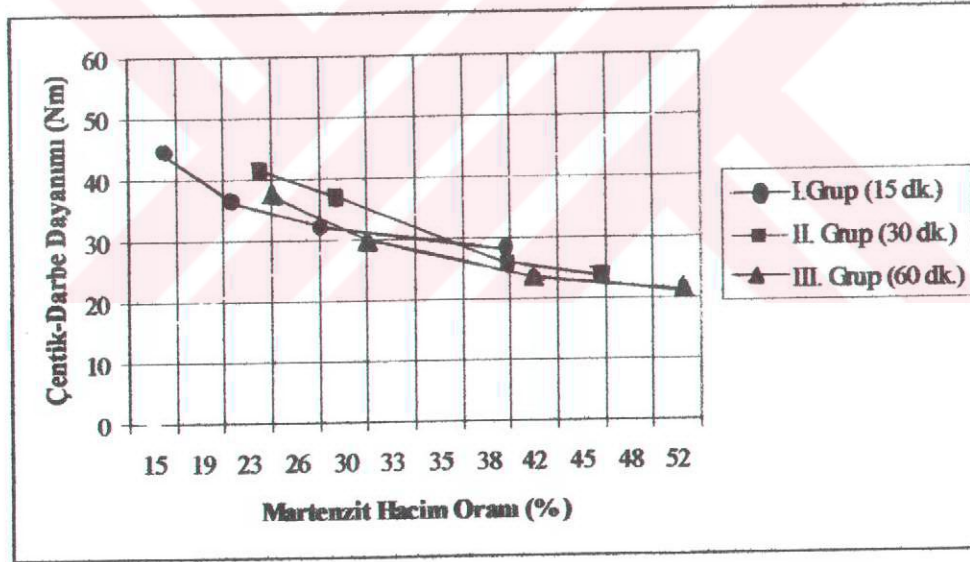
Şekil 4.14 a)'da ve Çizelge 4.7.'de görüldüğü üzere her grup içinde düşük sıcaklıkta yüksek çentik-darbe dayanımı göstermektedir. Bunun sebebinin yapının düşük sıcaklıkta daha az martenzit hacim oranına (Çizelge 4.2.) sahip olmasındandır.

Çizelge 4.7.'de en düşük çentik-darbe dayanımı 26,93 Nm değeri ile 830°C sıcaklık 60 dakika sürede III. Grupta, en iyi çentik-darbe dayanım değeri ise 740°C sıcaklık 15 dakikada 44,61 Nm ile I. Grupta elde edilmiştir. Karşılaştıracak olursak çentik-darbe dayanımının %75 arttığı görülmektedir. Martenzit hacim oranının I. Grupta 740°C %17,4 olduğu, III. grupta 830°C'de ise %52,3 olduğu görülmektedir. Bu da bize sünek olan yapının daha geç kırıldığını göstermektedir. (Şekil 4.14. b)) Bu numunelerden çekilen elektron mikroskobu fotoğraflarında da en iyi çentik-darbe

dayanımı gösteren numuneler de daha sünek bir tarz kırılma görülmüş olup elde ettiğimiz sayısal verilerle büyük bir uyum içerisinde (Şekil 16. a,b).



Şekil 4.14. a) Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak çentik-darbe dayanımı değişiminin grafiği.



Şekil 4.14. b) Martenzit hacim oranına bağlı olarak (her grup için aşağıdan yukarıya sırasıyla 740°C, 770°C, 800°C ve 830°C sıcaklıklarında) çentik-darbe dayanımı değişiminin grafiği.

4.3.4. Kırılma Tokluğu

Çizelge 4.18'de görüldüğü üzere kırılma tokluğu değerleri aşağıdaki formül (Uğuz 1996) kullanılarak elde edilmiştir. Gerilme değeri olarak çentikli numune için kırılma gerilmesi değerleri kullanmıştır. (Çizelge 4.8.)

Çift taraflı çentikli numuneler için kullanılan formül aşağıdadır:

$$K_I = C\sigma\sqrt{\pi a} \quad (4.2.)$$

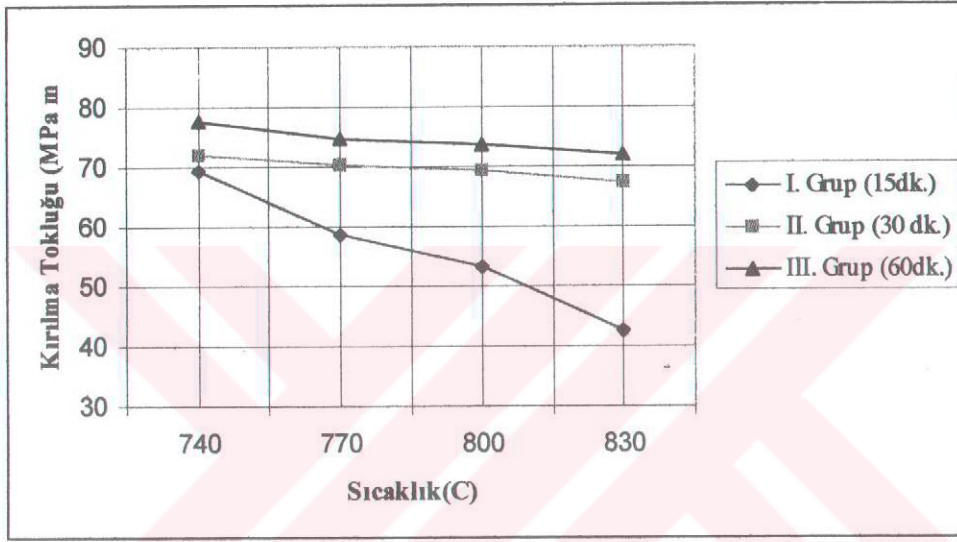
Çok küçük çatlaklar ($a \ll W$) için, $C = 1,12$

$$C = \frac{1.122 - 0,561\left(\frac{a}{w}\right) - 0,205\left(\frac{a}{w}\right)^2 + 0,471\left(\frac{a}{w}\right)^3 - 0,19\left(\frac{a}{w}\right)^4}{\sqrt{1 - \frac{a}{w}}}$$

Çizelge 4.8. Arasuverme (IQ) dual-faz yapılan çeliklerin tavlama süresine bağlı olarak elde edilen kırılma tokluğu değerleri.

Tavlama Sıcaklığı (°C)	Tavlama Süresi (dk.)	Çentikli Numuneler İçin Kırılma Gerilmesi (MPa)	Kırılma Tokluğu (MPa \sqrt{m})
Normalize Edilmiş (910°C)	45 dk.	212,2±5	47,95
830°C- I. Grup	15 dk.	188,6±8	42,64
800°C- I. Grup	15 dk.	235,8±3	53,30
770°C- I. Grup	15 dk.	259,4±2	58,63
740°C- I. Grup	15 dk.	306,6±5	69,29
830°C- II. Grup	30 dk.	299,5±2	67,46
800°C- II. Grup	30 dk.	306,6±6	69,29
770°C- II. Grup	30 dk.	311,3±5	70,35
740°C- II. Grup	30 dk.	318,3±7	71,90
830°C-III. Grup	60 dk.	318,5±4	71,98
800°C- III. Grup	60 dk.	325,4±2	73,55
770°C- III. Grup	60 dk.	330,1±3	74,62
740°C- III. Grup	60 dk.	344,3±5	77,82

Çizelge 4.8. ve Şekil 4.15.'de görüldüğü üzere gruplar içinde artan sıcaklık ve tavlama süresi ile kırılma tokluğu değerleri düşmektedir. Artan sıcaklıkla birlikte martenzit miktarının artması ve martenzit fazının gevrek olmasından dolayı fazla plastik şekil değişimi olmadan numune kırılmaktadır. Kırılma tokluğu yukardaki formülden görüleceği üzere çentik uzunluğu ve kırılma gerilmesine bağlı olduğundan bize kabaca dual fazlı numunelerin tokluğu hakkında bilgi vermektedir. Daha sünek içyapıya sahip numunelerde ferrit miktarındaki artışa paralel olarak yapının daha tok olduğu Şekil 4.16.'da 740°C sıcaklıkta her grup için daha iyi gözükmemektedir.



Şekil 4.15. Isıl işlem sıcaklığına bağlı olarak kırılma tokluğu değişiminin grafiği.

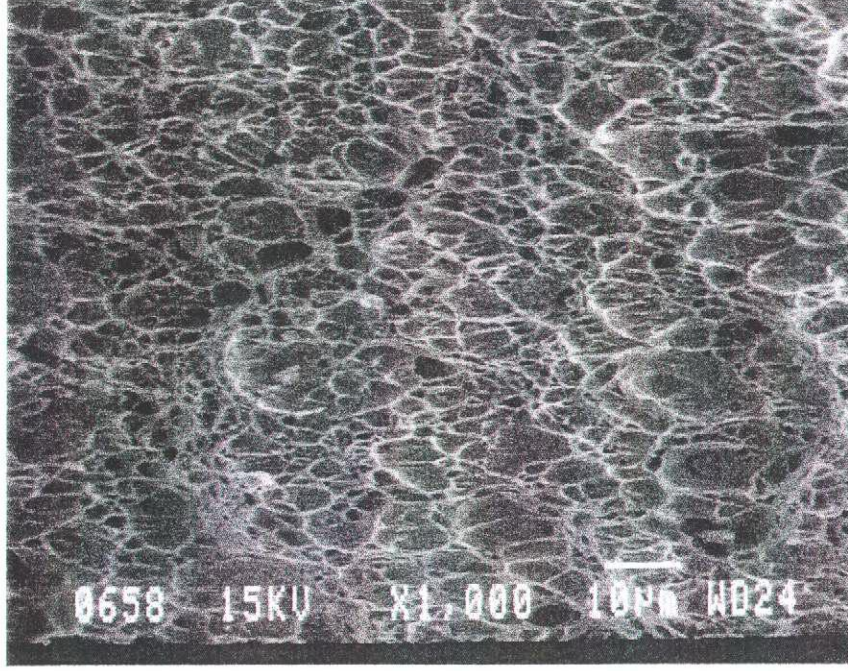
4.3.5. Fraktografi

Çentik-darbe numunelerinin kırılma yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları Şekil 4.16.a), b)'de görülmektedir. Çentik-darbe numuneleri seçilirken bir tanesi en yüksek çentik-darbe mukavemetine sahip olan ara suverme ısıl işlemi uygulanmış I. Grup 740°C sıcaklık 15 dakikadaki numune seçilmiştir. Bu numunenin çentik-darbe mukavemeti $44,61 \pm 0,2$ Nm'dir. Diğeri ise en düşük çentik-darbe mukavemetine sahip olan III. Grup 830°C sıcaklık 60 dakikadaki numune seçilmiştir. Bu numunenin çentik-dayanımı $26,93 \pm 0,4$ Nm'dir. (Çizelge 4.7.) Değerlerden de görüldüğü üzere aradaki mukavemet farkı %80 seviyesindedir. Kırılma yüzeyleri

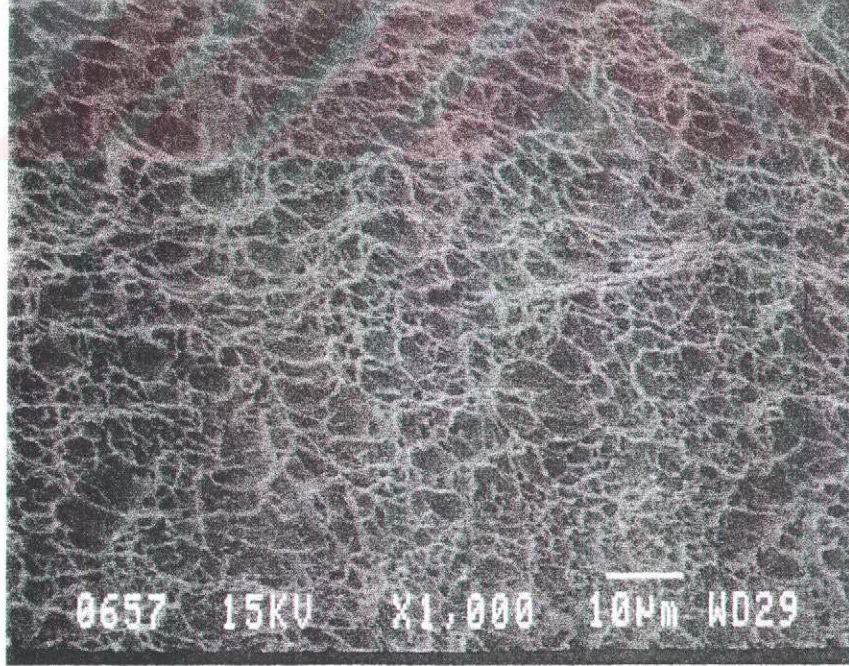
mikrograflarını inceleyecek olursak Şekil 4.16. a)'da az miktarda klivaj kırılma olmak üzere genel olarak sünek kırılma görülmektedir. Şekil 4.16. b)'de ise tamamen çukurcuk oluşumu ile sünek tarzda kırılma mevcuttur. En düşük çentik-darbe dayanımına sahip olan numune en yüksek martenzit oranına sahip olup değeri %52,3'tür. Bunun yanında en yüksek çentik-darbe mukavemetine sahip olan numune ise en düşük martenzit hacim oranına sahip olup değeri % 17,4'tür. (Çizelge 4.1.) Elektron mikroskobu fotoğrafları ve elde ettiğimiz deney sonuçlarını birleştirdiğimiz de çentik-darbe numunlerinde az da olsa numunenin sünek olmayan tarzda kırılmaya yüksek martenzit hacim oranı yol açmıştır. Şekil 4.16 .b)'de görülen tamamen sünek kırılma ise martenzit hacim oranının az olmasından dolayı kırılmanın yönünü belirleyen yumuşak ferrit fazı olmuş ve kırılma sünek tarzda olmuştur. Bunun yanında numuneyi kırmak için gereken darbe enerjisinin %80 artması yapının sünek olduğunun bir ifadesidir.

Çentiksiz-çekme numunelerinin kırılma yüzeylerine ait taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları Şekil 4.17.a),b),c),d),e)'de görülmektedir. Şekil 4.17.e)'de görülen mikrografta kırılmanın tamamen sünek tarzda homojen olarak bütün yüzeye dağıldığı görülmektedir. Çizelge 4.1.'deki deney verilerine baktığımızda martenzit hacim oranının en düşük seviyede olduğu (%17,4) görülmektedir. Çentiksiz-çekme numunesi yukarıda bahsi geçen çentik-darbe numunelerine (I. Grup 15 dakika) uygulanan aynı ısıl işleme tabi tutulmuş olup benzer tarz kırılma söz konusudur. Bu da bize yapılan ısıl işlemin mikroyapı yönünden bir uyum içerisinde olduğunu göstermektedir. III. gruptan iki ayrı ısıl işlem sıcaklığından alınan kırılma yüzeyi örneklerinde ise Şekil 4.17.c)'da çok az miktarda gevrek kırılma olmak üzere tamamen sünek tarzda kırıldığı görülmektedir. Şekil 4.17.d)'deki numuneyi incelediğimizde kırılmanın tamamen sünek (çukurcuk oluşumu ile) tarzda olduğu görülmektedir. Bu gruptaki numunelere ait martenzit hacim oranlarını karşılaştıracak olursak tamamen sünek tarzda kırılan (Şekil 4.17.d) numunede %30,5 oranında martenzit bulunmakta, çok az miktarda gevrek kırılma gösteren numunede ise %52,5 oranında martenzit mevcuttur. Bu da bize martenzit miktarı arttıkça az da olsa sünek olmayan tarzda kırılma eğiliminin arttığını buraya kadar genel bir değerlendirme olarak söyleyebiliriz. II. grupta iki ayrı ısıl işlem sıcaklığından alınan numunelerin kırılma yüzeyleri incelendiğinde, Şekil 4.17.a)'da az miktarda klivaj kırılma dışında tamamen sünek tarzda olduğu görülmüştür. Şekil 4.17. b)'de ise mikrografın bazı bölgelerinde görülen

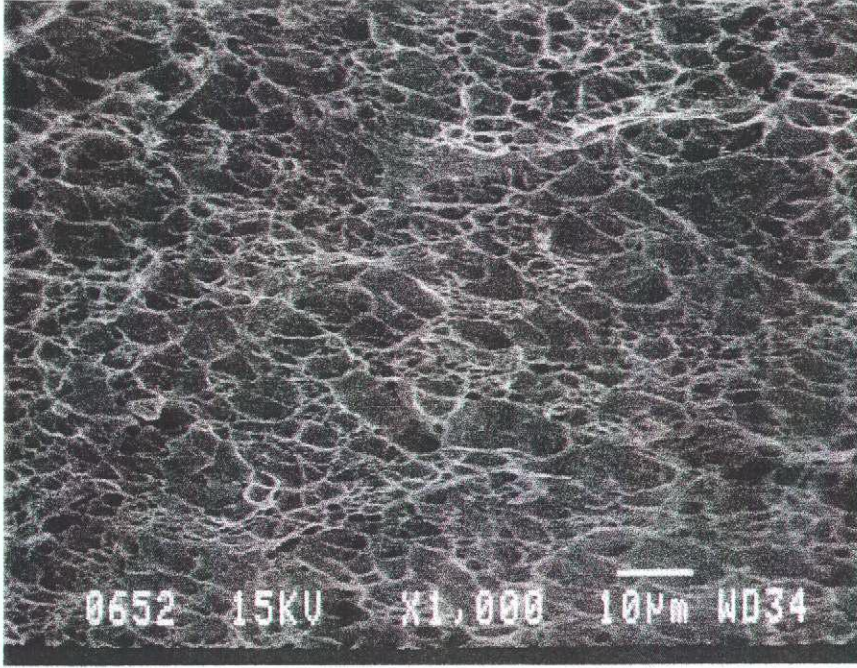
klivaj kırılma yüzey yapısı dışında sünek tarzda kırıldığı görülmüştür. Klivaj kırılma miktarının aynı gruptaki Şekil 4.17.a)'daki mikrografa göre daha yoğun olduğu görülmektedir. Şekil 4.17.a)'daki numunenin martenzit hacim oranı %46,8 olup aynı gruptaki diğer numune (Şekil 4.17.b) %24,3 martenzit hacim oranına sahiptir. Fakat martenzit miktarında azalışa rağmen Şekil 4.17. b)'de kırılma tarzının beklenen yapı olan tamamen sünek kırılma gerçekleşmemiştir. Şekil 4.17.b)'deki kırılma yüzeyi detaylı incelendiğinde, klivaj kırılma bölgelerinde kırılma yüzeylerinin bazılarının içinde çok küçük çapta partiküllerin (karbür oluşumu) olduğu görülmektedir. Bu partiküllerin (karbür) oluşmasında kullanılan çeliğin kimyasal analizi incelendiğinde iki alaşım elementi (Çizelge 3.1.) göze çarpmaktadır. Bu iki element mangan ve silisyumdur. Mangan miktarındaki artış ince karbür dağılımına yol açtığı bilinmektedir (Ensari 1977). Silisyum içeriğindeki azalma, çeliğin anayapısal özelliğini değiştirmemesine rağmen, ferrit/martenzit arayüzeyinde gevrek karbürlerin oluşmasına sebep olur (Koo ve Thomas 1977). Dual fazlı çeliklerde bulunan silisyum %0,5-2 mertebesinde (Piplani ve Raghavan 1981). Kimyasal analizde de görüldüğü üzere mangan miktarının yüksek (%0,975), silisyum miktarının düşük (%0,204) değerlerde olması karbür oluşumunu sağlayacak iki faktör olarak göze çarpmaktadır. Yapı içinde oluşan bu sert parçacıklar kırılmanın sünek yerine gevrek tarzda olmasını sağlamaktadır. Çektiksiz-çekme numuneleri mikrografları genel olarak değerlendirildiğinde sünek tarzda kırılma gözlenmiş olup dual fazlı çelik elde edilmesinde kullanılan ara suverme metodunun kırılma yönünden başarılı olduğu söylenebilir.



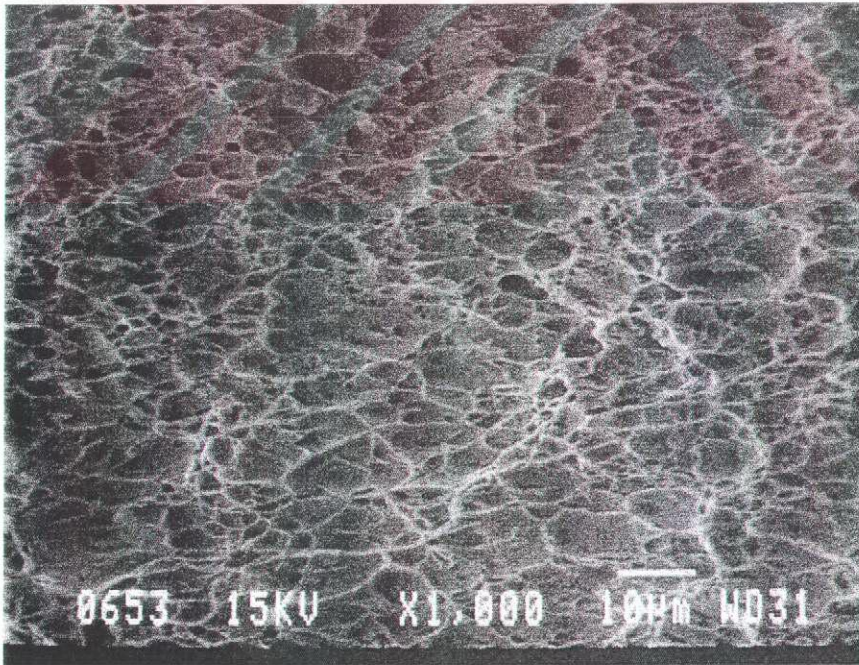
4.16. a) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %52,3 martenzit içeren çentik-darbe numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı (çentik-darbe mukavemeti $26,93 \pm 0,4$ Nm).



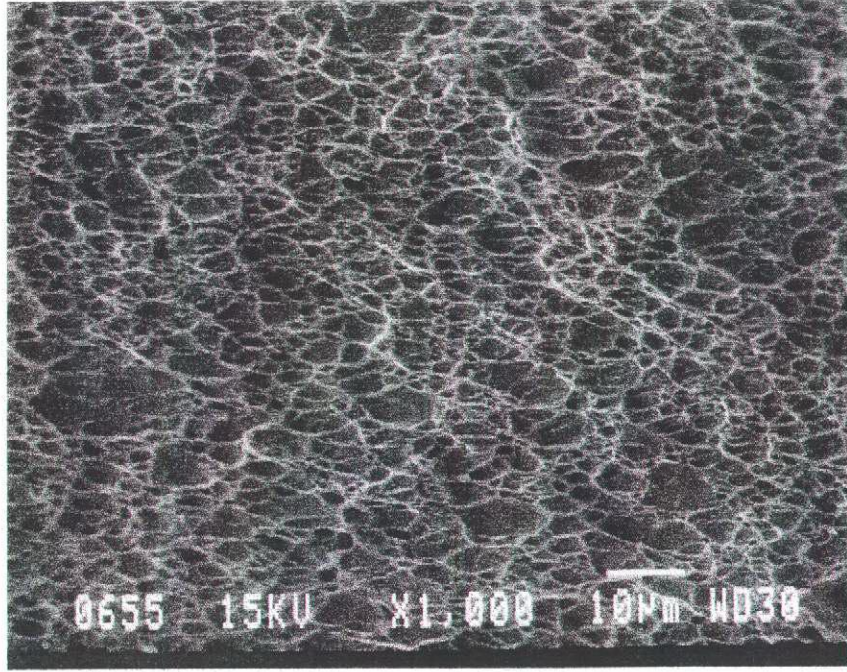
4.16. b) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C'de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen % 17,4 martenzit içeren çentik-darbe numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı (çentik-darbe mukavemeti $44,61 \pm 0,2$ Nm).



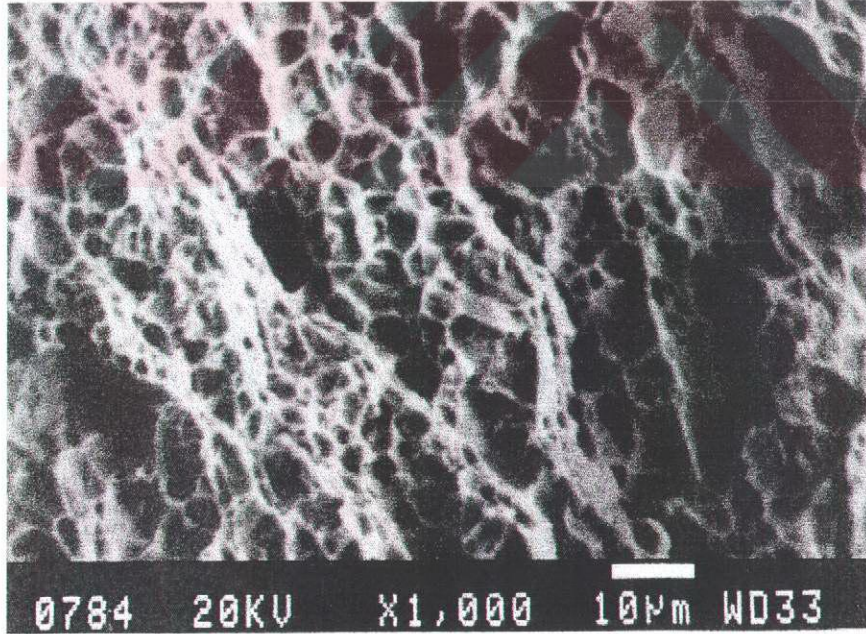
4.17.a) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen %46,8 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.



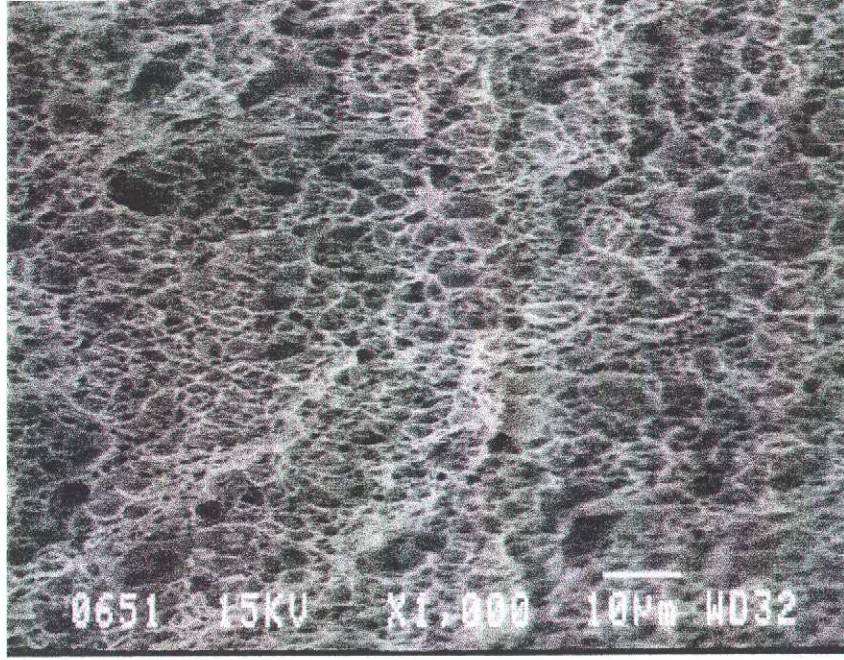
4.17.b) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C’de 30 dakika süre ile tavlanan su verilen %24,3 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.



4.17.c) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 830°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %52,3 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.



4.17.d) 910°C'de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 770°C'de 60 dakika süre ile tavlanan su verilen %30,5 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.



4.17. e) 910°C’de 40 dakika tutulup su verilmiş daha sonra 740°C’de 15 dakika süre ile tavlanan su verilen %17,4 martenzit içeren çekme numunesinin kırılma yüzeyi fotoğrafı.

5. SONUÇLAR

Yapılan bu çalışmada, dual fazlı çelik üretiminde kullanılan özel bir metod olan ara suverme ısıl işlemiyle mekanik özellikler geliştirilmeye çalışılmıştır. Ayrıca bu özelliklerin mikroyapıya bağlı etkisi incelenmiştir. Şu sonuçlar verilebilir:

1- Ferrit-perlit yapısından başlayarak elde edilen dual fazlı çeliklerde ferrit fazının martenzit fazı tarafından çevrelendiği ve martenzitin bu ısıl işleme özel fiberli mikroyapıda olduğu gözlenmiştir.

2- Çekme deneyleri sırasında dual fazlı çeliklerin gerilme-birim şekil değiştirme eğrilerinde süresiz akma (alt ve üst akma noktaları) görülmemiş ve akma mukavemeti değerinin çekme mukavemeti değerine göre oldukça düşük değerlerde olduğu gözlenmiştir.

3- Elde edilen dual-faz yapıdaki fazların hacim oranları tavlama sıcaklığı ve tavlama süresine bağlı olarak değişmektedir. Artan tavlama sıcaklığı ve süresiyle martenzit hacim oranı artmakta, ferrit hacim oranı azalmaktadır.

4- Ara suverme ısıl işlemi ile elde edilen dual fazlı çeliklerde tavlama sıcaklığının artmasına ve süresine bağlı olarak martenzit hacim oranının artması ile, çeliğin akma, çekme, kopma mukavemeti artmış, toplam uzama değerleri azalmıştır. Bu durum bize mekanik özelliklerin mikroyapı ile çok yakın ilişkisi olduğunu göstermektedir. Bu nedenle ferrit-ostenit bölgesinde tavlama sıcaklığını arttırarak daha yüksek mukavemete sahip fakat daha düşük süneklikte dual-faz çelik üretmek mümkündür. Tavlama sıcaklığı ve süresi düşürülürse mukavemette azalma, süneklikte artış meydana gelmektedir.

5- Dual-faz çeliklerde boyun verme miktarı (% kesit daralması) artan %martenzit miktarı ile azalmaktadır.

6- Dual-faz çeliklerde darbe mukavemeti (tokluk) değeri artan tavlama sıcaklığı ve süresi ile orantılı olarak (artan martenzit hacim oranı ile) tokluk azalmaktadır. Bunun nedeni martenzit miktarının artması ile bu fazda başlayan çatlağın ferrit fazı tarafından engellenememesi ve hızla ilerlemesinden kaynaklanmaktadır (Aksakal ve Arıkan 1988).

7- Artan tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak artan martenzit hacim oranı ile kırılma tokluğu azalmaktadır.

8- Elde edilen dual fazlı çelik yapısında artan tavlama süresi ve sıcaklığına bağlı olarak artan martenzit hacim oranı ile sertlik değerinin arttığı görülmüştür.

9- Elde edilen dual fazlı çelikte akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranının düşük ve şekillendirebilme kabiliyetinin (uzama miktarının) yüksek olduğu bulunmuştur.

10- Çentik hassasiyeti değerlerinin azalan ısı işlem sıcaklığı ve süresiyle 1'e yakın değerlere ulaşmakta olup bu da, elde edilen dual fazlı çelik yapısının belli oranda plastik deformasyon gösterdikten sonra kırıldığına bir belirtisidir.

11- Çentik-darbe ve çentiksiz-çekme numunelerinin kırılan yüzeylerin taramalı elektron mikroskopunda (SEM) çekilen fotoğraflarından kırılmanın genel olarak (bu ısı işlem yöntemine özel) sünek tarzda başlayıp sünek tarzda son bulduğu ve artan tavlama sıcaklığı ve süresiyle (artan martenzit miktarı) bir miktar klivaj kırılma (ferrit üzerinden) gözlenmiştir. Artan martenzit hacim oranı ile ferritin mukavemeti artmakta, martenzitin mukavemeti (artan tavlama sıcaklığıyla) düştüğü bilinmektedir. Artan ferrit mukavemetiyle ferrit fazında dislokasyon yoğunluğu artmakta ve ferrit üzerinden mikrograflarda da görüldüğü üzere bazı bölgelerde ayrılma kırılması meydana gelmektedir (Bayram ve ark. 1999).

Elde edilen sonuçlar incelenirse, dual-faz çeliğin mekanik özelliklerinin, ısı işlem şartları değiştirilerek kullanım amacına uygun olarak geliştirilebileceğini göstermektedir. Elde edilen dual fazlı çelikte orta düzeyde çekme mukavemeti, yüksek süneklik ve kırılma tokluğu değerleri sağlanmıştır. En optimum sonuçlar II. grup 30 dakika tavlama sıcaklığı (özellikle 740°C, 770°C) süresinde elde edilmiştir.

KAYNAKLAR

AKSAKAL, B., ARIKAN, R. 1988. Dual-faz Çelikte Mekanik Özellik-Mikroyapı İlişkisinin İncelenmesi, Gazi Üniversitesi Müh.-Mim. Fak. Der., s. 27-50.

ARAKI, K., FUKUNAKA, S., UCHIDA, K. 1971. Development of Continuously Annealed High-Strength Colled Rolled Sheet Steels, Transactions Isij, vol. 21, p. 701-709.

ASAMURA, S. 1978. Automotive HSLA Steels Produced by Nippon Steels, Paper Presented at Vanitec Dual-Phase Steels Seminars at Berlin.

BALL, A., CHAUHAN, Y., SCHAFFER, G. B. 1987. Microstructure, Phase Equilibria, and Transformations in Corrosion Resistant Dual Phase Steel Designated 3CR12, Mater. Sci. Technol. 3: p.189-196.

BALLIGER, N.K., GLADMAN, T. 1981, Work Hardening of Dual-Phase Steels, Met. Sci., vol. 15, p. 95-108.

BAUCHER, J.H., HAMBURG, E.G. 1977. High Strength Formable Sheet Steel, SAE preprint, p.730-731.

BAYRAM, A., UĞUZ, A., ULA, M. 1999. Microstructure and Notch Effects on the Mechanical Properties of Dual Phase Steels, Materials Characterization, 43, p. 259-269.

BERNARD, S.J., SMITH, G.D.W., SARIKAYA, M. 1981. Carbon Atom Distribution in a Dual Phase Steel an Atom Probe Study, Scripta Metall, p.35-46.

BHATTACHARYYA, T., SAKAKI, T., WENG, G.L. 1993. The Influence of Martensite Shape, Concentration and Phase Transformation Strain on the Deformation Behaviour of Stable Dual-Phase Steel, Metallurgical Transactions A., 24, p. 301-314.

BUCK, R.M. 1980. Commercial Development of Dual-Phase Steels in the United States, The Journal of Molybdenum Technology, vol. 4, no:3, p. 6-7.

BUTLER, R.D., WILSON, D.V. 1963. The Mechanical Behaviour of Temper-Rolled Steel Sheets, Jour. of Iron and Steel Inst. 201, p. 6-18.

CAI, X.L., FENG, J., OWEN, W.S. 1985. The Dependence of Some Tensile and Fatigue Properties of a Dual-Phase Structures from Different Starting Microstructures, Metallurgical Transactions A, 16, p. 543-557.

CHANG, P.H., PREBAN, A.G. 1985. The Effect of Ferrite Grain Size and Martensite Volume on the Tensile Properties of Dual-Phase Steel, Acta Metall. Mater., 33, p. 897-903.

CHANG, W.J., KIM C.H. 1985. Ferrite Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual-Phase Steel, Scripta Met., vol. 118, p.37-42.

- CHIHARA, T. 1980. Commercial Development of Dual-Phase Steels in Japan, Journal of Molybdenum Technology, vol. 4, p. 10-12.
- CHEN, H.C., CHENG, G.H. 1989. Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual Phase Steels, Journal of Mater. Sci., 24, p.1991-1994.
- COLDREN, A.P., ELDİS, G.D. 1980. The Journal of Molybdenum Technology, p.2-5.
- COTTRELL, A.H., BILBY, B.A., 1948. Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron, Proc. Phys. Soc., 62, I-A, p.35-49.
- CRIBB, W.R., RIGSBEE, J.M. 1979. Work Hardening Behaviour and Its Relationship to the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels, Structure and Properties of Dual-Phase Steels, p. 91-117.
- ÇİMENOĞLU, H. 1984. Alaşimsız Dual-Fazlı Çeliklerde Mikroyapı-Mekanik Özellik İlişkileri, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- ÇİMENOĞLU, H. 1988. Çift Fazlı Çeliklerin Deformasyon Davranışı, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.
- DAVIES, R.G. 1977. On the Ductility of Two-Phase Steels, Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by: Davenport A.T., AIME, p. 25-39.
- DAVIES, R.G. 1978. Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual-Phase Steel, Met. Trans., vol. 9, p. 671-679.
- DEMİR, B. 1997. Çift Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı ve Morfolojisinin Çekme Özellikleri Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi.
- DEMİRKOL, M. 1991. Mekanik Metalurji Ders Notları, İ.T.Ü. Makine Fakültesi, İstanbul.
- DIETER, G.E. 1988. Mechanical Metallurgy, SI Edition, Mc Graw-Hill, Singapore.
- ELDIS, G.T. 1980. Physical Metallurgy of the Dual-Phase Steels, The Journal of Molybdenum Technology, vol. 4, no:3, p. 2-5.
- ENSARİ, C. 1977. Düşük Karbonlu Çeliklerde Üretim Koşullarının ve Bileşimin Deformasyon Yaşlanmasına Etkileri, Doktora Tezi, İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü.
- ENSARİ, C., KAYALI, E.S. 1979. Yüksek Dayanımlı Az Alaşımli Çeliklerin Özellikleri ve Kullanım Alanları, 2. Demir-Çelik Sanayi, Karabük, Aralık.
- EMBURY, J.D., DUNCAN, J.L. 1981. Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R.A. Kot, B. L. Bramfit, AIME, p. 333-346.

GEÇKİNLİ, A.E., 1976. Elastik Deformasyondan Plastik Deformasyona Geçiş-Akma Olayı, Metalurji Dergisi, sayı 11.

GRANGE, R.A. 1970. Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing, Proceedings 2nd, ASM, Cleveland, p. 861-876.

FURUKUVA, T. 1983. Deformation for Manufacture: Forming and Shaping, Strength of Metals and Alloys, ed. by: R.C. Gifking, Pergamon Press, New York, p. 1165-1179.

HAHN, G.G., 1962. A model for Yielding with Special Reference to the Yield Point Phenomena of Iron and Related BCC Metals, Acta Metallurgica, 10, p.716-727.

HARDING, J. 1969. The Effect of Grain Size and Strain Rate on the Lower Yield Stress of Pure Iron at 288°K, Acta Metallurgica., 17, p. 939-949.

HASHIGUCHI, K., KATO, T., NISHIDA, M., TANAKA, T., 1980. Effects of Alloying Elements and Cooling Rate After Annealing on Mechanical Properties Dual-Phase Sheet Steel. Kawasaki Steel Technical Report, No:1, September, p.70-78.

HAYAMI, S., FURUKUWA, T. 1975. A Family of Strength Cold Rolled Steels, Proceedings of Micro-Alloying (International Symposium on HSLA) Washington D.C., p. 311-320.

HUSSEIN, A.A., EL-MEIVATI, L.L., EL-BRADIE, Z.M. 1985. Effect of Prior Cold Work on Dual-Phase Steels, Strength of Metals and Alloys, vol. 1, ed. by: H.J., MC Queen, J.P. Bailon, J.I. Dickson, J.J. Jonas, M.G. Akben, Pergamon Press Ltd., Oxford, p.123-128.

IMMURA, J., FURUKUWA, T., 1977. Development of High Strength, Dual-Phase Steel Sheet, Nippon Steel Technical Report. Overseas no:10, p.103-113.

IRVIN, K.S., PICKERING, F.B. 1963. Low Carbon Steels with Ferrite-Pearlite Structures, Jour. of Iron and Steel Inst. 201, p.15-27.

ISHIHARA, T. 1983. Microstructural Effect of Fatigue Crack Growth in a Two-Phase Steels, Journal of Mater. Sci. 18, p. 103-108.

IZAR, N. 1971. Çelik Seçimi ve Sertleşebilme, M.M.O. Yayın No:58.

KAYALI, E.S., ENSARİ, C. 1991. Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları, İ.T.Ü., Kimya-Metalurji Fakültesi, p. 110-114.

KIM, N.J., THOMAS, G., 1981. Effects of Morphology on the Mechanical Behaviour of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel, Met. Trans., vol.12, p. 483-489.

KIMARA, T., 1980. Commercial Development of Dual Phase Steels in Japon, The Journal of Molybdenum Technology, vol. 4, no:3, p. 10-12.

KOO, J., BAMGURU, V., RAU, N., THOMAS, G., 1979. Designing High Performance Steels, Metal Progress, p. 66-70.

KOO, J.Y., THOMAS, G. 1977. Design of Duplex Low Carbon Steels for Improved Strength: Weight Applications, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed by Davenport A.T., AIME, p. 38-40.

KORZEKWA, D.A., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G. 1984. Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel, Met. Trans., vol.15, 1221-1228.

KRAUSS, G., 1980. Principles of Heat Treatment of Steels, AIME, p.43-80.

KUNIO, T., SHIMIZO, M., YAMUDA, K., SUZUKI, H. 1975. An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels, Engineering Fracture Mechanics, vol. 7, p. 411-432.

LIU, J., JIANG, Z., LIAN, J. 1991. Influence of Predeformation on Microstructure and Mechanical Properties of 1020 Dual Phase Steel. Mater. Sci. Technol. 7:527:532.

LLEWELLYN, D.T., HILLIS, D.J. 1996. Dual-Phase Steels Review, Ironmaking and Steelmaking, vol. 23, p. 471-478.

MARDER, A.R. 1977, Factors Affecting The Ductility of Dual-Phase Alloys, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by: Davenport A.T., AIME, p 87-89.

MATLOCK, D.K., KRAUSS G., RAMOS, L.F., HUPPI, G.S. 1979. A Correlation of Processing Variables with Deformation Behaviour Dual-Phase Steels, AIME, p.62-90.

MOULD, P.R., SKENA, C.C. 1977. Structure and Properties of Cold-Rolled Ferrite-Martensite Steels, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by: Davenport A.T., AIME, p. 128-143.

NAKAGAWA, A., KOO, T.Y., THOMAS, G. 1981. Effect of Vanadium on Structure-Property Relations of Dual Phase Fe/Mn/Si/0.1C Steels, Met. Trans., vol. 12A., p.1965-1972

OKOMAMOTO, A., HAYASHI, Y., TAKASHI, M., SUGISAWA, S. 1982. Bake Hardenable Al-Killed Steel for Automotive Body Panels, SAE Technical Paper Series, 820018.

PARUZ, H., 1989. The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel, Mat. Sci. and Eng., A132, p. 67-74.

PICKERING, F.B., GLADMAN, T. 1963. Iron and Steel Inst. Spec. Rep., no:18, p.10-16.

PIPLANI, R.K., RAGHAVAN, G. 1981. Microstructure and Its Correlation with Properties in Dual-Phase Steels, Steel India, vol. 4, p. 1-21.

RASHID, M.S. 1977. Relationship Between Steel Microstructure and Formability, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by: Davenport A.T., AIME, p. 1-26.

RASHID, M. S., RAO, B.N.Y. 1981. Tempering Characteristics of A Vanadium Containing Dual-Phase Steel, Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R.A.Kot and B. L. Bramfit, Aime, p. 249-264.

RAMOS L.F., MATLOCK, D.K., KRAUSS G. 1979. On the Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels, Met. Trans., 10 A, p. 259-261.

RIGSBEE, J.W., VAN DER AREND, D.J. 1977. Laboratory Studies of Microstructures and Structure Property Relationships in Dual-Phase HSLA Steels, Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by: A.T. Davenport, AIME, p. 56-86.

RIZK, A., BOURREL, D.L. 1981. Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase Steel India, vol. 4, no:1, p. 1-21.

JOHNSTON, W.G., GILMAN, J.J., 1959. Dislocation Velocities, Dislocation Densities and Plastic Flow in Lithium Fluoride Crystals, Journal of Applied Physics 30, p.119-129.

SARWAR, M., PRIESTNER, R. 1996. Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile Properties of Dual-Phase Steel, Journal Mat. Sci., 31, p. 2091-2095.

SAKUMA, Y., MATLOCK, D. K., Krauss G. 1992. Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0.15 pct C Steels Containing 1.2 pct Si-1.5 pct Mn and 4 pct Ni: Part I. Transformation, Microstructure, and Room-temperature Mechanical Properties. Metall. Trans. A 23:1221-1232.

SPEICH, G.R., MILLER, R.L. 1979, Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels, ed. by: R.A. Kot, J.W. Morris, AIME, p. 145-181.

SPEICH, G.R. 1981. Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels, Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by: R.A. Kot, B.I. Bramfit, AIME, p. 279-304.

SPEICH, G.R, DEMAREST V.A., MILLER R.L. 1981. Formation of Austenite during Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, Met. Trans. A, p. 320-329.

SMITH, W. F. 1993. Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, p. 28-30.

SOUZA, M.M., GUIMARAES J.R.C., CHAWLA K.K. 1982. Intercritical Austenization of Two Fe-Mn-C Steels, Met. Trans.A., vol. 13A, p. 575-579.

SÖNMEZ, N., BAKKALOĞLU, A. 1989. Çift Fazlı Çeliklerin Makine Konstrüksiyonlarında Kullanabilirlik Sınırları, 3. Denizli Malzeme Sempozyumu, s. 29-31.

TALLIGER, N.K., GLADMAN, T., 1981. Work Hardening of Dual-Phase Steels, *Metal Science*, p. 95-108.

TAMURA I., TOMATA, Y., AKAO, A., 1973. On the Strength and Ductility of Two Phase Iron Alloys, *Transactions of ISIJ*, 13, p. 283-296.

TANAKA, T., NISHIDA, M., HASHIGURCHI, K., KATO T., 1979. Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Structures, *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, ed. by R. A. Kot, J.W. Morris, AIME, p. 221-241.

TEKİN, A., 1981. Çeliklerin Metalurjik Dizaynı, Doyuran Matbaası, İstanbul.

TIETHER, G., BOUSSEL, P. 1980. Commercial Development of Dual-Phase Steels in Europe, *The Journal of Molybdenum Technology*, vol. 4, no:3, p.8-9.

THOMAS, G., KOO, J.Y. 1979. Developments in Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels, ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, AIME, p. 183-201.

TOMITA, Y. 1990. Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels, *Journal of Mater. Sci.*, 25, p. 5179-5184.

TOPBAŞ, M.A. 1993. Isıl İşlemler, Yıldız Teknik Üniversitesi, Metalurji Müh. Bölümü, İstanbul, s. 166-177.

ULA, M. 1999. Dual Fazlı Çeliklerde İkinci Faz Martenzit Morfolojisinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, U.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü.

YANG, J.R., CHEN, L.J. 1991. Dual ferrite-martensite treatments of a high-strength low-alloy ASTM A588 steel., *J. Mater. Sci.* 26:889-898.

YÜKLER, A.İ., 1983. Alaşımız Dual Fazlı Çeliklerin Mekanik ve Nokta Kaynağı Özellikleri, Doktora Tezi, İ.T.Ü. Sakarya Mühendislik Fakültesi Matbaası.

YÜKLER, İ., ÜÇİŞİK, A.H., SAFOĞLU, R.A. 1981. Çeliklerde Dual Faz Yapısı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, *S.D.M.M.A Dergisi*, s. 61-72.

YOUNG, C. M., WALSER, B., ABRAHAMSON, E.P., SHERBY, O.D. 1975. Elimination of Yield Point Phenomena in Mild Steel by Warm Working, *Scripta Metalurgica*, 9, p. 27-35.

TEŞEKKÜR

Bu çalışmada her konuda bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım yardımlarını esirgemeyen Sayın Hocam Doç. Dr. Agah Uğuz'a, deneysel çalışmalarım sırasında çekme, çentikli-çekme, çentik-darbe numunelerin hazırlanmasında bana yardımcı olan Makine Mühendisliği Atölyesi Teknisyeni Ferhan Neydim, Malzeme ve Metalurji Laboratuvarı Teknisyeni Adnan Kaygısız'a, Mikrontaş A.Ş.'den Serkan Yenertürk'e, Orsez A.Ş.'den Özgür Yaşar'a, mekanik özelliklerin tespitinde test cihazlarından yararlanmamı sağlayan Oyak Renault Otomobil Fabrikası Malzeme Laboratuvarından Nurettin Özyayla'ya, elektron mikroskobu (SEM) çalışmalarında Tübitak Marmara Araştırma Merkezi MKTAE'den Doç. Dr. Ali Arslan Kaya'ya, Dilek Abanoz'a ve bana en büyük desteği veren aileme teşekkürü bir borç bilirim.



ÖZGEÇMİŞ

Kıvanç Arıdağ 1973 yılı Bursa doğumludur. İlkokulu Osmangazi İlkokulu, orta öğrenimini Bursa Anadolu Lisesinde tamamladı. 1998 yılında U.Ü. Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümünden mezun olarak Makine Mühendisliği ünvanını aldı. 1998 yılında başladığı U.Ü. Makine Mühendisliği Bölümü Konstrüksiyon ve İmalat Anabilim dalında halen Araştırma Görevlisi olarak çalışmaktadır.

