

133479

**EREĞLİ DEMİR VE ÇELİK FABRİKALARI SÜREKLİ TAVLAMA
HATLARINDA ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN
İNCELENMESİ**

BİLGE DEMİR

**DOKTORA TEZİ
(METAL EĞİTİMİ)**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Mayıs 2003
ANKARA**

**TC YÜKSEKÖĞRETİM KURULU
BİLİMSEL ARAŞTIRMA MERKEZİ**
133479

Bilge DEMİR tarafından hazırlanan EREĞLİ DEMİR VE ÇELİK FABRİKALARI
SÜREKLİ TAVLAMA HATLARINDA ÇİFT-FAZLI ÇELİK
ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ adlı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun
olduğunu onaylarım



Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Tez Yöneticisi



Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI

Tez Yöneticisi

Bu çalışma jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında Doktora tezi olarak
kabul edilmiştir.

Başkan

: Prof. Dr. Mehmet TÜRKER



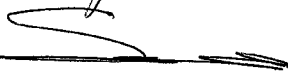
Üye

: Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN



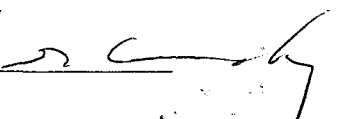
Üye

: Doç. Dr. Süleyman TEKELİ



Üye

: Doç. Dr. Erhan CANDAN

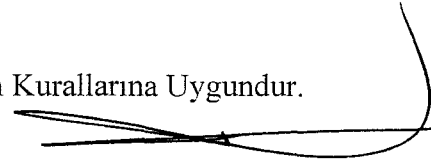


Üye

: Doç. Dr. Ramazan ÇİTAK



Bu Tez Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına Uygundur.



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	v
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. TİCARİ ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	4
2.1. Sıcak Haddeleme Sırasında Üretim.....	4
2.1.1. Erken üretim denemeleri ve kimyasal kompozisyonun modifikasyonu.....	7
2.1.2. CCT diyagramlarının kullanımı ve soğuma penceresi.....	8
2.2. STH ve Çift-Fazlı Çelik Üretimi.....	11
2.2.1. Sürekli tavlama işlemin tanımlanması.....	14
2.2.2. STH’da çift-fazlı çelik üretimi.....	15
2.3. Kutu Tavlama.....	20
2.3.1. Kutu tavlama ile çift fazlı çelik üretimi.....	21
2.4. ERDEMİR Sürekli Tavlama Hatları (CAL, STH).....	21
3. KRİTİK SICAKLIKLARDA TAVLAMA VE SOĞUTMA SIRASINDA MİKROYAPI OLUŞUMLARI.....	24
3.1. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Kısmi Östenitleme).....	25
3.1.1. Östenitin çekirdeklenmesi.....	26

3.1.1. Östenitin büyümesi.....	28
3.2. Soğutma Hızı, Mikroyapı Haritaları ve Östenit Dönüşüm Ürünler	33
3.2.1. Östenitin martensite dönüşümü (Sertleşebilirlik).....	35
3.2.2. Östenitin yeni ferrit, perlit veya beynite dönüşmesi.....	38
3.2.3. Kalıntı östenit.....	42
4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ.....	44
4.1. Çekme ve Akma Dayanımı.....	45
4.1.1. Martensit hacim oranı (MHO) ve karbon içeriği.....	50
4.2. Pekleşme (deformasyon sertleşmesi).....	60
4.3. Süneklik.....	65
4.3.1. Ferrit fazı özellikleri ve hacim oranı.....	66
4.4. Kırılma.....	70
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	73
5.1. Malzeme.....	73
5.2. Isıl İşlemler.....	75
5.2.1. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi.....	76
5.2.2. Mikroyapı haritaları.....	78
5.3. Metalografi.....	82
5.4. SEM Çalışması.....	83
5.5. Çekme Deneyi.....	83
6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	87
6.1. Isıl İşlemler ve Metalografik İncelemeler.....	87
6.1.1. Kritik tavlama sıcaklığına göre martensit hacim oranının değişimi.....	87

6.1.2. Mikroyapı haritaları ve soğuma hızına bağlı olarak gerçekleşen östenit dönüşüm ürünleri.....	90
6.1.3. Kalıntı östenit.....	107
6.2. Çekme Özellikleri.....	111
6.2.1. Akma ve çekme dayanımları.....	127
6.2.2. Düzgün ve toplam uzama.....	132
6.2.3. Pekleşme davranışı.....	133
6.2.4. Kırılma.....	138
7. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	147
KAYNAKLAR.....	149
ÖZGEÇMİŞ.....	159

**EREĞLİ DEMİR VE ÇELİK FABRİKALARI SÜREKLİ TAVLAMA
HATLARINDA ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN
İNCELENMESİ
(Doktora Tezi)**

BİLGE DEMİR

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Mayıs 2003**

ÖZET

Bu çalışmada, %0,064xC, %1,72Mn, %0,46Si, %0,67Ni ve %0,0617C, %1,89Mn, %0,363Si, %0,85Ni olmak üzere iki farklı kimyasal kompozisyona sahip çelik tipleri kullanılmıştır. İnce ve kaba olmak üzere iki farklı östenit dağılımı oluşturularak ve üç farklı kritik tavlama sıcaklıklarından (KTS) (ferrit+östenit bölgesi, A₁-A₃ arası) farklı soğutma hızlarında östenitten dönüşen fazların hacim oranları belirlenmiştir. Sonuçlar KTS'dan soğutulan bütün numunelerde, 0.01°C/sn soğuma hızında (fırında soğutma) dahi beynit veya perlit oluşmadığını göstermiştir. A₁ sıcaklığına yaklaşan KTS'dan soğutulan, kritik tavlama sırasında mevcut olan östenitin, martensite dönüşüm miktarının arttığı tespit edilmiştir. Bu artış, kritik tavlama sırasında ince östenit dağılımına sahip numunelerde daha fazla olmuştur. Martensit hacim oranının (MHO) artması ile akma ve çekme dayanımları artarken düzgün ve toplam uzama azalmıştır. Sabit MHO'larında (%15-25) ince yapıya sahip numuneler kaba yapıya sahip numunelerden daha yüksek akma ve çekme dayanımı sergilemişlerdir. Numunelerin genelinde yeni ferrit hacim oranının artması ile uzama değerleri artmıştır. İnce yapı daha yüksek akma ve çekme dayanımı gösterirken kaba yapı az da olsa daha yüksek süneklik göstermiştir. Mikroboşluklar boyun bölgesi içerisinde martensit, inklüzyon ve martensit-ferrit arayüzeyinde çekirdeklenmiştir. Kırılma yüzeyine yaklaştıkça

mikroboşluk yoğunluğu artmıştır. Mikroboşluklar, ince yapıda daha küçük boyutlarda ve çok sayıda oluşmuş ve mikroboşlukların artması ile kırılmayı gerçekleştirmiştir.

Bilim Kodu : 710

Anahtar Kelimeler : Çift-Fazlı Çelik, Östenit Dağılımı, Sertleşebilirlik, Martensit Hacim Oranı, Yeni Ferrit

Sayfa Adedi : 159

Tez yöneticisi : Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN

Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI



**AN INVESTIGATION OF PRODUCABILITY OF DUAL-PHASE STEEL AT
THE CONTINUOUS ANNEALING LINE OF EREGLI IRON AND STEEL
PLANT**

(Ph. D. Thesis)

BİLGE DEMİR

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

May 2003

ABSTRACT

In this study, two different chemical composition of steels having 0,0640 C%, 1,72 Mn%, 0,46Si%, 0,67 Ni%, and 0,0617C%, 1,89Mn%, 0,363Si%, 0,85Ni% were used. The volume fraction of transformed phases from austenite were determined by intercritical annealing of steels having fine and coarse austenite dispersions at three different intercritical annealing temperatures (ICAT) and then cooling at various rates. The results showed that pearlite or bainite were absent in all samples cooled from ICAT even at 0,01°C/s (furnace cooling) cooling rate. It was found out that martensite volume fraction (MVF) transformed from austenite present during ICAT increased on approaching A_1 temperature. This increment was higher in samples with fine austenite dispersion during ICAT. By increasing MVF yield and tensile strength increased while uniform and total elongation decreased. At constant MVF (15-25%) specimen with fine structure exhibited higher yield and tensile strength than coarse ones. Generally, strain values increased with increasing volume fraction of ferrite. Fine structures showed higher yield and tensile strength than coarse ones which exhibited slightly higher ductility. Microvoids were found to be nucleated on the martensite particles, inclusions or martensite-ferrite interface in the neck. The density of microvoids increased near to fracture surface. They were smaller in fine structure than that of coarse

ones The coalescence of microvoids were dominant form of fracture in both structure.

Science Code : 710

**Key word : Dual-Phase Steels, Ostenite Dispersion, Hardenability,
Martensite Volume Fraction, New Ferrit**

Page number : 159

**Adviser : Assoc. Prof. Mehmet ERDOĞAN
Assist. Prof. Elmas SALAMCI**



TEŞEKKÜR

Çalışmalarım boyunca değerli katkı ve yardımları ile beni yönlendiren hocalarım Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN ve Yrd. Doç Dr. Elmas SALAMCI'ya, yine kıymetli yardımlarından faydalandığım GÜTEF Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Prof. Dr. Mehmet TÜRKER, Doç. Dr. Ramazan ÇITAK ve Süleyman TEKELİ'ye, hiç bir zaman yardımlarını esirgemeyen çalışmalarımın her aşamasında istifade ettiğim sevgili arkadaşlarım Yrd. Doç. Dr. Süleyman GÜNDÜZ ve Yrd. Doç. Dr. Mustafa ACARER'e, manevi desteklerini her zaman hissettiğim sevgili arkadaşlarım Arş. Gör. Ahmet DURGUTLU, Arş. Gör Kubilay KARACİF, Arş.Gör. Bülent BOSTAN, Arş. Gör. Ahmet GÜRAL ve Yunus TÜREN'e, değerli katkı ve yardımlarından dolayı ERDEMİR AR-GE müd. Erol BAŞ, baş müh. Özlem BAYDAR, Dr. Oktay Elkoca, Dr. Mustafa ARIKAN ve Gökhan KINALIR'e, huzurlu bir çalışma ortamı sağladıkları için ZKÜ KTEF Dekanı Prof. Dr. Ethem Sait ÖZ, Dekan Yrd. Yrd. Doç Dr. Mustafa YAŞAR'a ve aynı zamanda yardımlarını da hiçbir zaman esirgemeyen Metal Eğitimi Bölüm Başkanı Doç. Dr. Ercan CANDAN'a ve soğuk haddeleme işleminin yapılması için yapmış olduğu girişimlerden dolayı Prof. Dr. Sedat ÖZBİLEN'e, sıcak haddeleme işleminin yapılması için yapmış olduğu katkılardan dolayı proje çalışanlarından Yrd. Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e teşekkürü bir borç bilirim. Döküm işlemi için, kendisinden kaynaklanmayan sebeplerden dolayı planlanan zamanda yapılamadığını bildiğim, samimi yardımlarından dolayı TÜBİTAK MAM araştırmacısı Dr. Serdar SEVİK'e ve literatür şekillerinin çizilmesindeki yardımlarından dolayı Doç. Dr. Kerim ÇETİNKAYA'ya teşekkür ederim.

Ve aileme gösterdikleri sabır ve destek için sonsuz teşekkürler...

Hunhar bir saldırı sonucu öldürülen sevgili Arş. Gör. Bayram AYDIN'ın anısına ithaf olunur. Toplumumuzdaki yaraların dinmesi, sarılması ve kurutulması dileklerimle....

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Tipik ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları [21].....	4
Çizelge 5.1. Deneylerde kullanılan 1 nolu malzemenin kimyasal kompozisyonu (%ağırlık).....	73
Çizelge 5.2. Deneylerde kullanılan 2 nolu malzemenin kimyasal kompozisyonu (%ağırlık).....	73
Çizelge 5.3. 1 ve 2 nolu malzemelerin A_1 ve A_2 kritik sıcaklıkları.....	75
Çizelge 6.1. 1. grubun çekme deneyi ve metalografik ölçüm sonuçları (ortalama değerler).....	121
Çizelge 6.2. 2. grubun çekme deneyi ve metalografik ölçüm sonuçları (ortalama değerler).....	122
Çizelge 6.3. 1. grup numunelerde, deformasyon aşamalarına göre eğim, kesişme ve gerçek gerinim değerleri (ortalama).....	137

üzerinde östenitin çekirdeklenmesi, d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesi [45].....	26
Şekil 3.2. Farklı çift-fazlı çelik ısıtma işlemlerinin şematik gösterimi [50].....	27
Şekil 3.3. Farklı çeliklerde ısıtma hızına bağlı olarak A_1 sıcaklığının değişimi [57].....	28
Şekil 3.4. Ferrit+perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının şematik gösterimi [44] 1) Perlitin çözünmesi, 2a) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi, 2b) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, 3) Östenit içerisine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması	30
Şekil 3.5. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izotermeler (730°C'de östenitin üç aşamalı olarak oluşum mekanizması) [59].....	31
Şekil 3.6. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile manganın paylaşımı [60].....	32
Şekil 3.7. %0.12C, %1.5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı [44].....	32
Şekil 3.8. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725°C'de tavlama sırasında östenit oluşum kinetikleri [41].....	33
Şekil 3.9. Soğuma hızının çift-fazlı çeliklerin mikroyapısı ve çekme özellikleri üzerindeki etkisi [62].....	35
Şekil 3.10. Fe-Fe ₃ C denge diyagramı (kesik çizgili) ve iki sistematik TTT diyagramı: C_{γ} T ₁ kritik sıcaklığındaki östenitin karbon miktarı (kesik çizgi), soğuma sırasında yeni ferrit oluşumu ve östenitin karbonca zenginleşmesi (sürekli çizgi) [70].....	38
Şekil 3.11. Yeni ferritin östenit çevresinde kenar şeklinde oluşması, %0,6C-1,5Mn-0.05Nb çeliği, 810°C'de 4 dk tavlama ve 1000°C/Sn hızla soğutulmuş, eski ferrit: gri, yeni ferrit: beyaz ve martensit: siyah renkli olarak görülmektedir [62].....	40
Şekil 3.12. Tavlama sıcaklığının fonksiyonu olarak, sabit soğuma hızlarında oluşabilecek fazların hacim oranlarının şematik gösterimi [56].....	41
Şekil 3.13. Gerinim miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşen hacim oranı [77].....	42
Şekil 4.1. Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE 950X ve M 980X (çift-fazlı) çeliklerinin mühendislik gerilme-%uzama eğrileri [7].....	44

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Sıcak haddeleme ile üretim yapan levha çelik fabrikasındaki çift-fazlı çelik üretiminin şematik olarak gösterimi [3].....	5
Şekil 2.2. Mikroyapı ve mekanik özellikler (M= martensit, F=ferrit, KB= küresel beyrit) [22] a) Kritik tavlama, b) Sıcak haddeleme.....	7
Şekil 2.3. Mo'li çeliklerin CCT diyagramlarının üst kısmı. Nominal temel kompozisyon: %0.05C, %0.9Mn, %1.2Si, %0.5Cr. PF: poligonal ferrit, P:perlit, Crmax ve Crmin: çift-fazlı çelik mikroyapısını elde edebilmek için gerekli minimum ve maksimum soğuma hızları [9].....	10
Şekil 2.4. Si, Mn ve Mo'in soğuma penceresi üzerindeki etkileri [9].....	11
Şekil 2.5. a) Kutu ve sürekli tavlama işlemlerinin şematik gösterimi, b) Termal profilleri (kutu tavlamada olduğu gibi sürekli tavlama sıcaklığı 675°C gibi düşük bir sıcaklık olabilir. Bununla birlikte kritik şekillendirme ürünleri için tavlama sıcaklığı 750-850°C arasında değişmektedir) [10].....	12
Şekil 2.6. Betlehem çelik firmasının Burn Harbur çelik fabrikasında kullanılan STH sisteminin şematik gösterimi [25].....	13
Şekil 2.7. Sürekli ve kutu tavlama ile üretilen çelik sacların yüzeylerindeki karbon kirlenmelerinin (kontaminasyonlarının) karşılaştırılması [10]....	14
Şekil 2.8. Sürekli tavlama hattı tipik profilleri, GJ: Gaz-jet soğutma, HS:Hadde soğutma, SS: Suda suverme [27].....	15
Şekil 2.9. Mn içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısının oluşumu [10].....	19
Şekil 2.10 Çift-fazlı çelik üretebilmek için Mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki [27] A) Temperleme gereklidir, B) Temperleme gerekli değildir.....	20
Şekil 2.11. ERDEMİR sürekli tavlama hatlarının şematik gösterimi.....	23
Şekil 3.1. Ferrit+perlit mikroyapısının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu a) Ferrit+perlitten oluşan başlangıç mikroyapısı, b) Ferrit-ferrit faz tane sınırında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıkların büyümesi, c) Ferrit-ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları	

Şekil 4.2. Sade karbonlu çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme (σ)-%uzama (ϵ) eğrileri üzerinde, gerilme gevşemesi sonrası akma noktasının görülmesi ($\Delta\sigma_f$ - $\Delta\sigma_r$ akma gerilmesi ve gevşetilmiş gerilmedeki biri diğerinin bir sonucu olarak görülen artış ayrıca gösterilmiştir) [68].....	46
Şekil 4.3. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımının suverme sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak değişmesi [1].....	47
Şekil 4.4. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde, MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımlarının değişimi [1].....	48
Şekil 4.5. Sürekli tavlama hatlarında çift-fazlı çelik üretimi sırasında Mn miktarı ve suverme sıcaklığına bağlı olarak çekme dayanımı, akma oranı ve ferrit içerisinde karbon miktarının değişimi [27].....	49
Şekil 4.6. %1,5 Mn'lı kritik tavllanmış çeliklerin MHO'nın kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi [70].....	50
Şekil 4.7. Kısmi Fe-C denge diyagramı.....	52
Şekil 4.8. Kangal sarım sıcaklığı ile çekme özelliklerinin değişimi [3].....	53
Şekil 4.9. MHO'na bağlı olarak %düzgün uzama değerlerinin değişimi [70].....	55
Şekil 4.10. %0.2, % 0.4 C içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklerin %1 uzamadaki pekleşme hızları [91].....	56
Şekil 4.11. MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımları [50].....	58
Şekil 4.12. MHO'nın fonksiyonu olarak düzgün ve toplam uzama değerleri [45]....	59
Şekil 4.13. Martensit parçacık boyutunun ferrit tane boyutuna oranının akma oranı ve uzaması üzerindeki etkisi [27].....	59
Şekil 4.14. Swift eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J.C. analizleri [93].....	63
Şekil 4.15. Ludwick eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J.C. analizleri	63
Şekil 4.16. Pekleşme üssü 'n'in çift-fazlı ve diğer çeliklerde çekme dayanımı ile ilişkisi [21].....	64
Şekil 4.17. Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak %düzgün zamanın değişimi [1].....	65

Şekil 4.18. Ferrit hacim oranının %uzama üzerine etkisi [89].....	67
Şekil 4.19. %Atomik Si miktarının fonksiyonu olarak ferritin akma dayanımının değişimi [85].....	68
Şekil 4.20. Kritik bölgeden soğutulan %0,12C, %1,28Mn, %0,51Si, %0,13Mo'li çeliğin CCT diyagramı: T_A =östenitleme sıcaklığı, γ = östenit, α = poligonal ferrit, α' = iğnesel ferrit, B= beynit, M-A= martensit-östenit [74].....	70
Şekil 4. 21. ÖÇF ve KÇF numunelerinde kırılma işleminin mikroskopik olarak şematik gösterimi [36].....	72
Şekil 5.1. 1 nolu malzemenin sıcak haddelemeden sonraki mikroyapısı, dağlama: %2 Nital.....	74
Şekil 5.2. 2 nolu malzemenin sıcak haddelemeden sonraki mikroyapısı, dağlama: %2 Nital.....	74
Şekil 5.3. Isıl işlem sıcaklık ölçüm ve kayıt sistemi 1) Kayıt cihazı, 2) Kompensasyon kablosu, 3) Klemens, 4) Sabitleme çubuğu, 5) Isıl çift (termokapıl), 6) Seramik koruyucu, 7) Deney numunesi.....	76
Şekil 5.4. 1 nolu malzemede MHO'nın kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	78
Şekil 5.5. 2 nolu malzemede MHO'nın kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi.....	78
Şekil 5.6. 1. grubun başlangıç mikroyapıları.....	80
Şekil 5.7. 2. grubun başlangıç mikroyapıları.....	81
Şekil 5.8. Çekme deney numunesi boyutları [93].....	84
Şekil 5.9. 1 nolu çekme deney numunelerine uygulanan ısı işlemlerin özeti (*kritik tavlama sıcaklığı, °C).....	85
Şekil 5.10. 2 nolu çekme deney numunelerine uygulanan ısı işlemlerin özeti (* kritik tavlama sıcaklığı, °C).....	86
Şekil 6.1. Farklı KTS'lerinden suda su verilen 1. grup numunelerde KTS'na bağlı olarak MHO'nın değişimini gösteren mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 nital+sodyum metabisülfid, (levye kuralı gereğince KTS yükseldikçe MHO da artmaktadır).....	88
Şekil 6.2. Farklı KTS'lerinden suda su verilen 2. grup numunelerde KTS'na	

bağlı olarak MHO'nın değişimini gösteren mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 nital+sodyum metabisülfite, (levye kuralı gereğince KTS yükseldikçe MHO da artmaktadır).....	89
Şekil 6.3. 735 °C'de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	92
Şekil 6.4. 735 °C'de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	92
Şekil 6.5. 755 °C'de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	93
Şekil 6.6. 755 °C'de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	93
Şekil 6.7. 815 °C'de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	94
Şekil 6.8. 815°C'de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	94
Şekil 6.9. 717°C'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	95
Şekil 6.10. 717 °C'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	95
Şekil 6.11. 737 °C'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası....	96
Şekil 6.12. 737 °C'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	96
Şekil 6.13. 795 °C'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası....	97
Şekil 6.14. 795 °C'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası.....	97
Şekil 6.15. Farklı yeni ferrit hacim oranına sahip numunelerin kaynar haldeki alkali kromat solüsyonunda dağlama sonrası optik görüntüleri (Eski ferrit gri, yeni ferrit beyaz ve martensit siyah).....	99
Şekil 6.16. Farklı başlangıç yapılarına sahip 1.grup numunelerde, farklı KTS'lerinden soğuma hızına bağlı olarak östenitin martensite % dönüşüm miktarı.....	102
Şekil 6.17. Farklı başlangıç yapılarına sahip 2. grup numunelerde farklı KTS'lerinden soğuma hızına bağlı olarak östenitin martensite % dönüşüm miktarı.....	103
Şekil 6.18. 2 S 795 numunesinin X-ray difraksiyonu paterni.....	109
Şekil 6.19. 1 B 735 numunesi, soğuma hızı: 4,3°C/sn, dağlama: %2 Nital + sodyum metabisülfite, KÖ: kalıntı östenit	110
Şekil 6.20. 1 grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları , dağlama: %2 Nital+ sodyum metabisülfite.....	112

Şekil 6.21. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	113
Şekil 6.22. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	114
Şekil 6.23. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	115
Şekil 6.24. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	116
Şekil 6.25. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	117
Şekil 6.26. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	118
Şekil 6.27. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid.....	119
Şekil 6.28. 1 (a) ve 2. (b) grupların normalleştirilmiş numunelerinin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital.....	120
Şekil 6.29. 1.grup B serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)...	123
Şekil 6.30. 1.grup S serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)....	124
Şekil 6.31. 2.grup B serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)...	125
Şekil 6.32. 2.grup S serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)....	126
Şekil 6.33. 1 B 735 15 numunesinin Jaould-Crossard analizi.....	133
Şekil 6.34. 1 B 735 25 numunesinin Jaould-Crossard analizi.....	134
Şekil 6.35. 1 B 815 15 numunesinin Jaould-Crossard analizi.....	135
Şekil 6.36. Numunelerin sünek kırılma modunu (çanak ve koni) gösteren fotoğraflar.....	140
Şekil 6.37. Numunelerin sünek kırılma modunu (çanak ve koni) gösteren fotoğrafları	141
Şekil 6.38. Çeşitli numunelerde boyun bölgelerinde mikroboşluk oluşumları.....	142

Şekil 6.39. Çeşitli numunelerde kırılma yüzeyine yakın mikroboşlukların çekme yönünde birleşerek ilerlemesi.....	142
Şekil 6.40. Kırılma yüzeyine yakın martensit ferrit ve mikroboşlukların çekme yönünde büyüyerek ilerlemesi.....	143
Şekil 6.41. Çeşitli numunelerde sünek çukurcuklar (dimples) ve büyük delik görüntüleri.....	144
Şekil 6.42. Sünek çukurcuklar (dimples) ve büyük inklüzyon görüntüleri.....	145
Şekil 6.43. 1 B 815 15 numunesinin büyük delik ve delik boyunca dalgalı yapı gösteren kırılma yüzeyi.....	146



SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simge	Açıklama
α (F)	Ferrit
γ (Ö)	Östenit
M	Martensit
P	Perlit
T_{erg}	Ergime sıcaklığı
$Mn_{eş}$	Mangan eş değeri
σ	Gerilme
$\% \epsilon$	% gerçek gerinim
n	Pekleşme katsayısı
$\% e$	Mühendislik % uzaması

Kısaltmalar	Açıklama
STH (CAL)	Sürekli tavlama hatları
ST	Sürekli tavlama
S.H ($^{\circ}C/sn$)	Soğuma hızı
MHO	Martenzit hacim oranı
YMDA (HSLA)	Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
KTS	Kritik tavlama sıcaklığı
BS	Başlangıç (işlemsiz)+Suda Suverme
SS	Suda suverme + Suda Suverme

ÖÇF	Östenit Çift-Faz
KÇF	Kritik Çift-Faz
SSD (CCT)	Sürekli Soğuma Dönüşüm diyagramı
CQ	(Commercial quality) Ticari kalite
DQ	(Drawing quality) Çekme kalitesi
DDQ	(Deep drawing quality) Derin Çekme kalitesi
EDDQ	(Extra deep drawing quality) Ekstra derin Çekme kalitesi
KT	Kritik tavlama
KÖ	Kalıntı östenit
GJ	Gaz-jet soğutma,
HS	Hadde soğutma

1. GİRİŞ

Malzeme kullanan bütün endüstriyel alanlarda üreticiler, üstün özelliklere sahip hafif, dayanımı yüksek, şekillendirme kabiliyeti ve şekillendirme sonrası dayanımı iyi olan malzeme kullanmayı arzu ederler. Bu arzu, kullanıcılar açısından da geçerlidir. Özellikle otomotiv endüstrisinde taşıt ağırlığının azaltılması yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için en büyük hedeflerden biridir. Enerji krizlerinin yaşandığı zamanlarda bu konu daha da ön plana çıkmaktadır. Yine bir enerji krizinin yaşandığı 70'li yıllarda, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA veya HSLA) çeliklerinin yerine kullanılabilecek ve bu çeliklerden üretilen çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir. Çift fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmaları otomotiv üreticileri desteklemiş ve bu doğrultuda çelik üreticileri de yoğun araştırmalar yapmışlardır (1,2).

Esasen 50'li yıllarda, sade karbonlu çeliklerin yerine YMDA çeliklerinin kullanılması taşıt ağırlığının azaltılması açısından çok önemli bir avantaj sağlamıştır. Bununla birlikte şekillendirilme kabiliyetlerinin iyi olmaması bir dezavantaj oluşturmuştur. Bu çeliklerden üretilen çift-fazlı çelikler süper dayanım-süneklik kombinasyonları ve dolayısıyla iyi şekillendirilme kabiliyetleri ile özellikle otomotiv endüstrisinde YMDA çeliklerinin yerini almıştır (1,3).

Çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerinden kritik tavlama-su verme ısıl işlemi ile üretilmektedirler. Mikroyapıları yumuşak ferrit anayapı içerisinde dağılmış martensit fazlarından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda kalıntı östenit, beynit veya perlit içerebilmelerine karşın çift-faz terimi esas fazları oluşturan ferrit ana yapı ve ikinci faz martensitten ileri gelmektedir. Bu çelikler üretildikleri YMDA çelikleri ile kıyaslandığında pek çok şartlar için ideal olarak ifade edilebilecek özelliklere sahiptirler. Bunlar sürekli akma davranışı, düşük akma dayanımı, yüksek pekleşme hızı, düzgün ve toplam uzama ve düşük akma oranı gibi özelliklerdir (1-7).

Çift-fazlı çelikler üzerine çalışmaların 1970'li yıllarda başlamasına karşın (4), 1975'te Hayami and Furukawa (5) ve Rashid (6)'in çalışmaları ile tanınmıştır.

Bugüne kadar da pek çok çalışma yapılmıştır. Çift-fazlı çelikler halen Amerika, Japonya ve Avrupa'da değişik otomobil parçalarının (kaporta sacı, jant vb.) imalatında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.

Çift-fazlı çeliklerin dayanımları büyük oranda martensit fazı hacim oranı (MHO) ve %C içeriğine bağlıdır. Martensitin olabildiğince sert olması gereklidir. Bunun yanında süneklik ise ferrit fazı hacim oranı ve özelliklerine bağlıdır. Ferritin en önemli aranan özelliği ise saf (katı eriyik atomları ve çökelekler gibi etkenlerden arınmış) olmasıdır. Terazi kuralı gereğince faz hacim oranlarının ayarlanarak istenilen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi çift-fazlı çelikler için önemli bir avantajdır (1,2). İdeal çift-fazlı çelik özellikleri için, ticari çift-fazlı çeliklerde en fazla %0.3C ve %15-25 MHO arzu edilir. Soğutma sonrasında ikinci fazı oluşturan martensit haricinde beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin elde edilememesine sebep olur. Dolayısıyla ideal çift fazlı-çelik özelliklerini sağlamak için kimyasal kompozisyonun yanında üretim şartlarının ve ısıtma rotalarının belirlenmesi gereklidir (3,8-12).

Çift-fazlı çelik üretim ısıtma işleminin esasını kritik sıcaklıklarda (ferrit+östenit bölgesi, A_1 - A_2 sıcaklıkları arası) tavlama+su verme oluşturmaktadır. Farklı ısıtma rotaları izlenerek üretilen farklı başlangıç mikro yapılarından farklı faz morfolojilerine ve farklı sıcaklıklarda kritik tavlama yapılarak da farklı MHO'na sahip çift-fazlı çelikler üretilir. Buda mikroyapı-mekanik özelliklerin ayarlanması açısından çok önemli bir avantajdır (1).

Ticari çift-fazlı çelikler genellikle üç şekilde üretilirler (3):

- 1) Sıcak haddeleme sırasında (genellikle çubuk malzemeler için)
- 2) Sürekli tavlama (genellikle sac malzemeler için)
- 3) Kutu (batch) tavlama (genellikle sac malzemeler için)

Her üretim şeklinin diğerine göre avantaj ve dezavantajı olmakla birlikte sıcak hadde şartlarında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim şekillerine göre önemli bir oranda maliyet tasarrufu sağlamaktadır. Ayrıca sıcak haddeleme sonrası yapılması gereken pek çok işlemi ortadan kaldırmaktadır. Bu üretim şeklinde fabrika üretim şartlarının,

çeliğin kimyasal kompozisyonunun ve işlem değişkenlerinin ideal çift fazlı-çelik özelliklerinin elde edilebilmesi için ayarlanması gerekmektedir. Bununla birlikte ticari çelik sacların arzu edilen özellikleri (yüzey temizliği, homojen özellikler vb.) için sürekli tavlama hatlarında (STH veya CAL, Continuous annealing line) üretim tercih edilir. Sürekli tavlama hatları 30-40 yıldır saçak daldırma ile galvanizlenmiş çelikler, ince levhalar, yönlendirilmiş elektrik çelikleri, paslanmaz çelik saclar ve yaklaşık 20 yıldır da çift-fazlı çelik sac üretiminde kullanılmaktadır (10).

Bu çalışmada, Ereğli Demir ve Çelik Fabrikalarının STH'ında çift-fazlı çelik üretimini gerçekleştirebilmesi için gerekli ön çalışmalar yapılmıştır. STH'da çift fazlı çelik üretiminde suda su verme işlemi uygulanmaktadır. Bununla birlikte belirtilen STH'nda suda su verme sistemi bulunmamaktadır. Dolayısıyla çift-fazlı çelik üretimi için gerekli hızlı kritik soğutma hızının yakalanması mümkün değildir. Burada çift fazlı çelik üretimi için literatür kısmında da belirtildiği gibi bir miktar alaşım elementi ilavesi ile çelik malzemenin sertleşebilirliğinin artırılması gerekmektedir. Ancak bu şekilde yavaş soğutma hızlarında dahi çift-fazlı çelik üretimi mümkün olabilecektir. Bu amaçla öncelikle sertleşebilirliği iyi olacak şekilde iki farklı çelik malzemenin kimyasal kompozisyonu belirlenmiştir. Bu malzeme döküm yolu ile üretilmiş, sıcak ve soğuk haddeleme işlemlerinden sonra deneysel işlemlere başlanmıştır. Deneysel çalışmalar sonucunda $0,01^{\circ}\text{C}/\text{Sn}$ (fırında soğutma hızı) soğutma hızında dahi karbür (sementit, beynit) oluşamamış olması bu kompozisyonların oldukça isabetli olduğunu göstermektedir. Literatürde de ilk defa bu kadar iyi sertleşebilirlik sonuçları elde edilmiştir. Bu sonuç belirlenen kimyasal kompozisyonlar kullanılarak fabrikanın STH'ında veya sıcak hadde şartlarında çift-fazlı çelik üretilmesinin mümkün olabileceğini göstermektedir. Üretilen çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri iki farklı martensit dağılımı ve martensit hacim oranı ve üç farklı kritik tavlama sıcaklığı için belirlenmiştir. Fabrikada fiili üretim için piyasa şartlarına göre kimyasal kompozisyon-çift-fazlı çelik özellikleri-mekanik özellikler dengesinin kurulabilmesi için modifikasyon gerekebilir.

2. TİCARİ ÇİFT-FAZLI ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMLERİ

İdeal çift-fazlı çelik yapısının üretilmesinde kimyasal kompozisyon ile birlikte üretim aşamaları ve fabrika üretim şartları, sertleşebilirlik-tavlama-soğuma profili arasındaki ilişkiden dolayı çok etkilidir. Her fabrikanın üretim şartlarına göre normal çift-fazlı çelik yapısı ve özelliklerini elde edebilecek şekilde alaşım elementi miktarlarını tespit etmesi gerekmektedir. Üretim şartları hassas olan bir fabrika daha az miktarda alaşım elementi kullanarak üretimini gerçekleştirebilir. Ancak üretim şartları hassas olmayan bir fabrikanın daha fazla alaşım elementi kullanması gerekmektedir (3,9,11). Üretim yöntemlerine göre, genel olarak kullanılan kimyasal kompozisyonlar Çizelge 2.1.'de gösterilmiştir (21).

Çizelge 2.1. Tipik ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları (21)

Üretim yöntemi	Kimyasal kompozisyon (%ağırlık)						
	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Mo	%V	%S
Sürekli tavlama, sıcak haddeleme	0.11	1.43	0.61	0.12	0.08	0.06	0.01
Sürekli tavlama, soğuk haddeleme	0.11	1.20	0.40				
Kutu tavlama	0.12	2.10	1.40				
Sıcak haddeleme sırasında üretim	0.06	0.90	1.35	0.50	0.35		

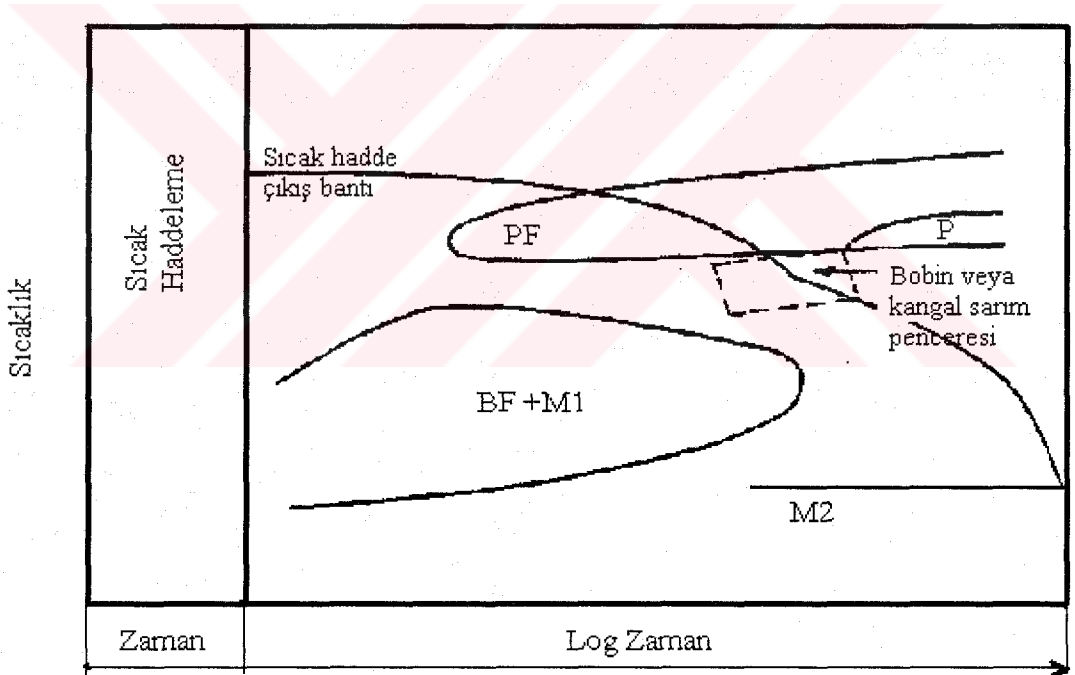
2.1. Sıcak Haddeleme Sırasında Üretim

Sıcak haddeleme sırasında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim yöntemleri ile kıyaslandığında daha ekonomik bir yöntemdir. Bundan dolayı ticari olarak tercih edilmektedir. Bu işlem sırasında diğer üretim yöntemlerinde yapılması gereken pek çok işleme gerek yoktur. Bu nedenle işçilik, enerji ve zamandan tasarruf sağlanmaktadır (3,9,11-20).

Sıcak haddeleme sonrasında malzemenin soğuma hızı, sade karbonlu çeliklerden normal çift-fazlı çelik yapısını üretebilmek için gerekli hızlarından çok düşüktür. Hadde sonrasındaki yavaş soğuma hızlarında normal çift-fazlı çelik yapısının elde edilebilmesi için çeliğin uygun elementler ile alaşımlandırılması gerekmektedir.

Önerilen alaşım elementleri C miktarının düşük olmasının yanında Mn, Cr, Si ve Mo'dur. Sıcak hadde sonrasında suda suverme uygulandığı takdirde daha düşük alaşım elementi ilavesi ile de çift-fazlı çelik üretimi gerçekleştirilebilir (9).

Sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretiminde, takip edilmesi zor olmakla birlikte CCT diyagramlarından faydalanılır (3,9,11,12). Örnek bir üretim, prensip olarak Şekil 2.1.'deki CCT diyagramında gösterilmiştir. Bugün Avrupa, Amerika ve Uzak Doğunun gelişmiş ülkelerinde çift-fazlı çelikler sıcak hadde ile üretilmektedir(3). Bu konuda yapılan çalışmalardan bir kısmı aşağıda belirtilmiştir.



Şekil 2.1. Sıcak haddeleme ile üretim yapan levha çelik fabrikasındaki çift-fazlı çelik üretiminin şematik olarak gösterimi (3)

Avtar et.al (3), %0.06C, %0.44-0.5Cr, %0.8-0.97Mn ve %0.31-0.50Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelikten çift-fazlı çelik üretmek için bir çalışma yapmışlardır. Ürettikleri çift-fazlı çeliklerde beynit oluşumunu engelleyememişlerdir. Bununla birlikte ürettikleri çeliklerden martensit miktarının beynit miktarına oranının yüksek olanlarının normal çift-fazlı çelik özellikleri gösterdiğini bildirmişlerdir. Beynit

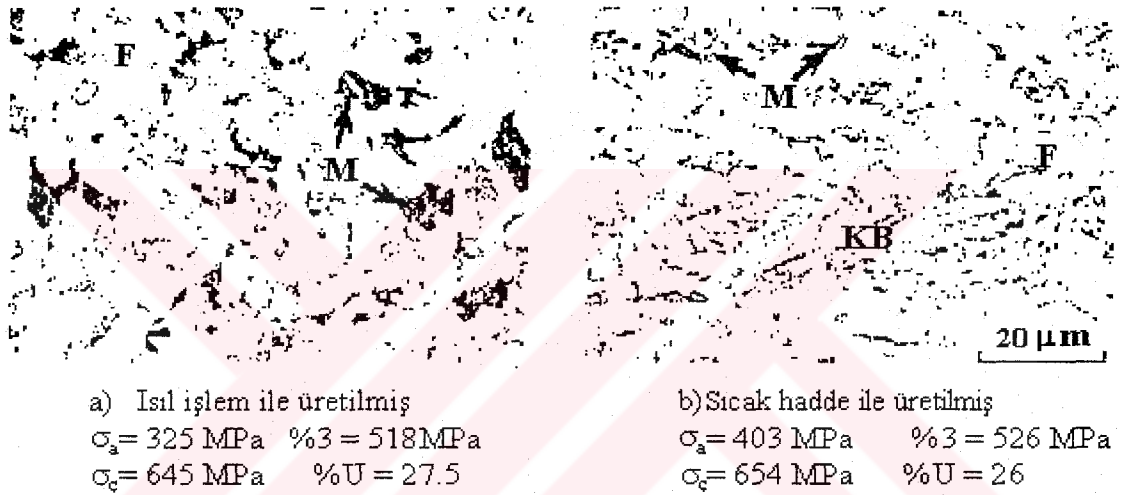
oluşumunu engellemek için daha hızlı soğutma hızlarına ihtiyaç olduğu sonucuna varmışlardır.

Coldren and Cornford (11), ingot malzemedan sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretebilmek için yaptıkları çalışmada, %0.065C, %1-1.2Mn, %0.9-1.1Mo ve %0.05Al kimyasal kompozisyonuna sahip çelik kullanmışlardır. Sonuç olarak yüksek miktarlarda martensit oluşan numuneler normal çift-fazlı çelik özellikleri göstermiştir. Ayrıca beklenenin aksine, ürettikleri çeliklerden %70-90 poligonal ferrit, %0-25 beynit ferrit ve %10'un üzerinde martensit hacim oranlarına sahip olanlar dahi çift-fazlı çelik özellikleri göstermiştir. Uygun soğuma şartları sağlandığında yukarda belirtilen sonuçların alınabileceğini belirtmişlerdir. Ayrıca kalıntı östenit ile mekanik özellikler arasında belirgin bir ilişki kuramamışlardır.

Hansen ve Bramfitt (22), %0.04-0.11C, %0.80-1.2Mn, %0.51-1.45Si, %0.05-0.65Cr, %0.27-0.62Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelikten kritik tavlama ısıl işlemi ve sıcak hadde sırasında olmak üzere iki farklı şekilde çift-fazlı çelik üretmişlerdir. Ürettikleri çift-fazlı çelikler akma dayanımları hariç benzer çekme özellikleri göstermiştir. Sıcak haddelenmiş çeliklerde akma dayanımı daha yüksek çıkmıştır. Artan akma dayanımının bir sonucu olarak akma oranı artmıştır. Buna sebep olarak bu çeliklerin mikroyapısında tespit ettikleri poligonal ferrit ve martensit haricinde üçüncü fazı oluşturan küresel beynit (küresel beynit: üst beynit yapıya benzediği için bu şekilde isimlendirilmiştir. Burada ifade edilen küresel beynit esasen iğnesel ferrit martensit kümelenmesidir) göstermişlerdir. Ayrıca, perlit oluşmadan martensit üretebilmek için bu işlemin küresel beynit oluşumuna da sebep olmakla birlikte, kangal sarımının 610°C'nin altında yapılması gerektiğini belirtmişlerdir. Ürettikleri çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karşılaştırılması Şekil 2.2.'de gösterilmiştir.

Goel et.al. (23), %0.15C, %1.5Mn, %0.5Si, %0.015P, %0.017S ve %0.02Al kullandıkları çalışmalarında, östenitin deformasyon miktarı ve soğuma hızının sıcak hadde ile üretilen çift-fazlı çeliklerin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Östenitin yüksek miktarlarında deformasyonunun poligonal ferrit

oluşması için gerekli limitleri arttırdığını belirtmişlerdir. Poligonal ferrit deformasyon sırasında oluşan dislokasyonlar üzerinde çekirdeklenip büyümektedir. Uyguladıkları üç farklı soğutma yönteminden (hava, buz ve kaynar su) kaynar su ile soğutmanın çift-fazlı çelik özellikleri için daha uygun olduğu sonucuna varmışlardır. Buz ortamında soğutma neticesinde östenitin yüksek miktarlardaki deformasyonunun mikroyapı ve çekme özellikleri üzerindeki etkisi belirsizleşmiştir.



Şekil 2.2. Mikroyapı ve mekanik özellikler (M= martensit, F=ferrit, KB= küresel beynit) (22), a) Kritik tavlama, b) Sıcak haddeleme

2.1.1 Erken üretim denemeleri ve kimyasal kompozisyonun modifikasyonu

1977-78 yıllarında birkaç firma sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretimini başarmıştır. Bununla birlikte mikroyapı ve özelliklerin, kangalların tamamında ve kangalın bütün bölgelerinde homojen bir şekilde elde edilememesi, normal sıcak hadde şartlarında çift-fazlı çelik üretilebilmesi için kimyasal kompozisyonun modifiye edilmesinin gerekli olduğunu göstermiştir. Buradaki en önemli problem yeterli miktarda poligonal ferrit üretilememesi ve bu nedenle yüksek miktarlarda beynitik ferrit oluşmasıydı (3,9,22). Beynitik ferrit sünekliğin, dolayısıyla şekillendirilebilirliğin azalmasına sebep olmaktadır (22).

Yüksek miktarlarda beynitik ferrit oluşmasına sebep olarak son haddeleme sıcaklığının yüksek ve östenitin düşük miktarlarda şekillendirilmesi gösterilmiştir (22). Orijinal kompozisyonda yeterli hızda poligonal ferritin oluşması için yeniden kristalleşme sonrasında östenitin büyük miktarlarda şekil değiştirmiş olması gerekmektedir. Buradan yeterli ferrit oluşum hızına ulaşılması için kimyasal kompozisyon değişikliklerinin gerekli olduğu ve böylece östenitin aşırı bir şekilde deforme edilmesine ihtiyaç kalmayacağı öne sürülmektedir (3,9).

2.1.2 CCT diyagramlarının kullanımı ve soğuma penceresi

Sıcak haddeleme sırasında çift-fazlı çelik yapısının oluşumu iki aşamada gerçekleşmektedir. Bunlardan birincisi; sıcak hadde çıkış bantlarında taşınması (10-15dk) sırasında çubuk malzemenin hızlı soğuması ve ikincisi ise; devamında kangal olarak sarılmasıdır. Kangal sarımı sırasında soğuma hızı yaklaşık olarak 22°C/saate düşmektedir (9,11). Bu üretim şartları altında çift-fazlı çelik mikroyapı ve özelliklerini üretebilmek için aşağıda belirtilen iki özel dönüşüm karakteristiğine ihtiyaç vardır (9,11,12,24).

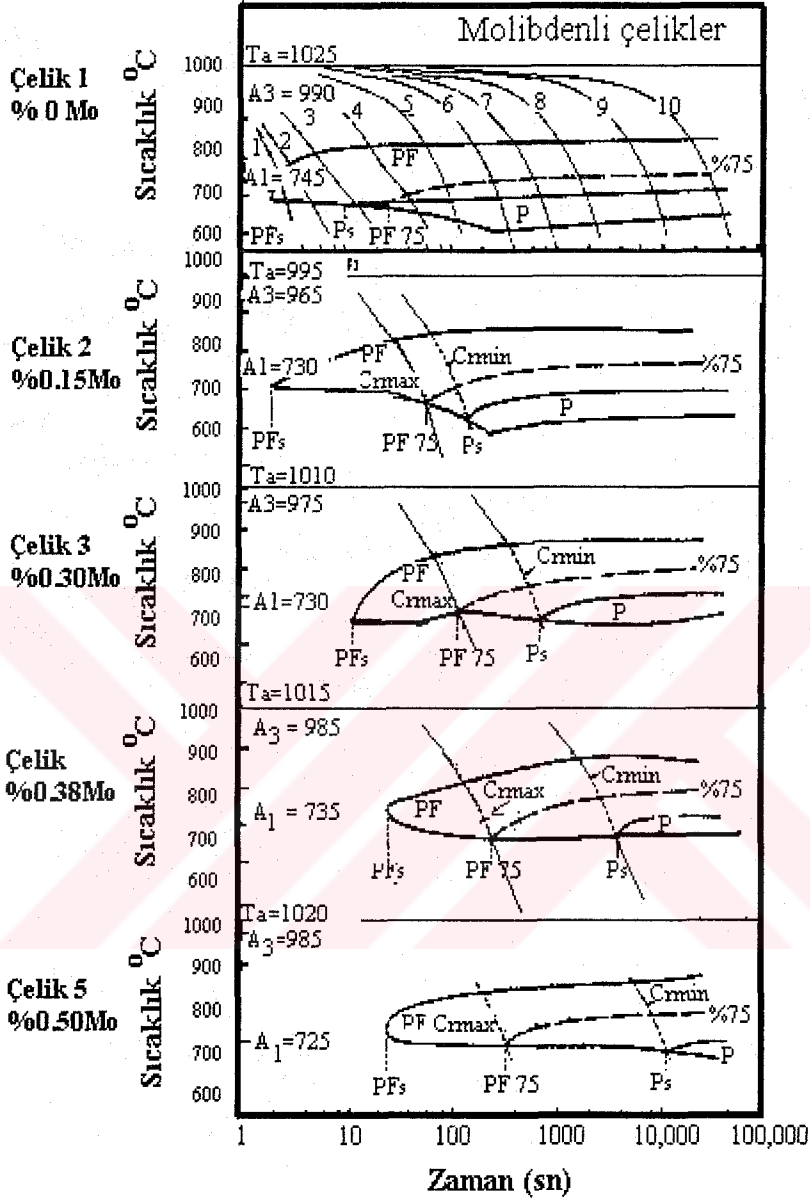
- 1) Malzemenin sıcak hadde çıkış bantlarında taşınması sırasında %85 kadar büyük miktarlarda poligonal ferrit oluşmalı ve aynı zamanda perlit oluşması da engellenmelidir.
- 2) Karbonca zengin östenit parçacıklarının (geriye kalan) yeterli kararlılığa sahip olması gerekir. Böylece östenit yavaş soğuma sırasında beynit veya beynitik ferrit dönüşümüne karşı direnç gösterebilir.

Çift-fazlı çelik üretiminde dönüşüm özelliklerinin kontrolü ile ilgili ilk temel açıklama, Dominion çelik döküm şirketi ve Climax molibden araştırma laboratuvarlarının ortak çalışmaları sonucunda yapılmıştır (11). Çalışmalarında %0.06C, %1.2Mn, %0.9Si, %0.6Cr ve %0.04Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelik malzeme kullanılmıştır. Dönüşüm özelliklerinin aşağıda belirtildiği şekilde kontrol edilebileceğini açıklamışlardır:

- 1) Düşük karbon içeriği ile, çıkış bantlarında hızlı soğuma sırasında poligonal ferrit dönüşümü desteklenebilir. Buna ayrıca yüksek Si oranı ve östenitin aşırı deformasyonu da yardım eder. Mo, Si, Cr ve Mn perlit reaksiyonunu tamamen engeller.
- 2) Kangal sarımı, perlit aralığının altındaki sıcaklıklarda yapılarak kangalın yavaş soğuması sırasında perlit dönüşümünden kaçınılır. Bu şekilde ferrit dönüşümü sırasındaki karbonca zenginleşme sağlanırken, Mn, Si, Cr ve Mo kombine etkilerinden dolayı da beynitik bileşenlerin oluşması büyük oranda engellenebilir.

Sıcak haddeleme ile çift-fazlı çelik levha üretimi, CCT diyagramları kullanılarak Şekil 2.1.'de sistematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görülen beynit ve ferrit bölgeleri arasındaki geçiş bölgesi ve perlit oluşumu gerçekleşmeden poligonal ferrit oluşumunun başlayıp bittiği bölge, birlikte soğuma penceresi olarak ifade edilmektedir. Soğuma penceresinin önemi üzerinde araştırmacılar mutabık kalmışlardır (9,11,12,24).

Dönüşüm penceresi; yeterli miktarda (%80-85) poligonal ferrit oluşumunun gerçekleştiği kritik soğuma hız aralığı olarak ifade edilmektedir (9,11,12,24). Bu pencere aralığı son hadde sıcaklığı veya kompozisyon farklılaşmaların sebep olduğu CCT diyagramındaki yatay hareketlerin izin verilebilir limitlerini tanımlayan bir kompozisyon penceresi olarak da ifade edilebilir. Pencere ne kadar büyük olursa, son hadde sıcaklığı ve ısıdan ısıya kompozisyon farklılıkları o kadar tolere edilebilir. İdeal çift-fazlı çelik özelliklerini elde edebilmek için uygun büyüklükte bir soğuma penceresine ihtiyaç vardır. Dolayısıyla sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretmek için çeliğe soğuma penceresini genişleten alaşım elementleri ilave edilmesi gereklidir. Pencereyi genişleten en önemli alaşım elementi Mo'dir (Şekil 2.3.). Bunun yanında Cr, Mn ve Si gibi alaşım elementlerinin soğuma penceresi üzerindeki etkileri pek fazla değildir (Şekil 2.4.). Bu alaşım elementlerinin esas etkileri östenitin sertleşebilirliğini arttırmalarıdır (9,11,12,24). Ayrıca, Si poligonal ferrit oluşumunu teşvik eden bir alaşım elementidir. Si, Mn ve Mo'in soğuma penceresi üzerindeki etkileri Şekil 2.4.'de görülmektedir (9).

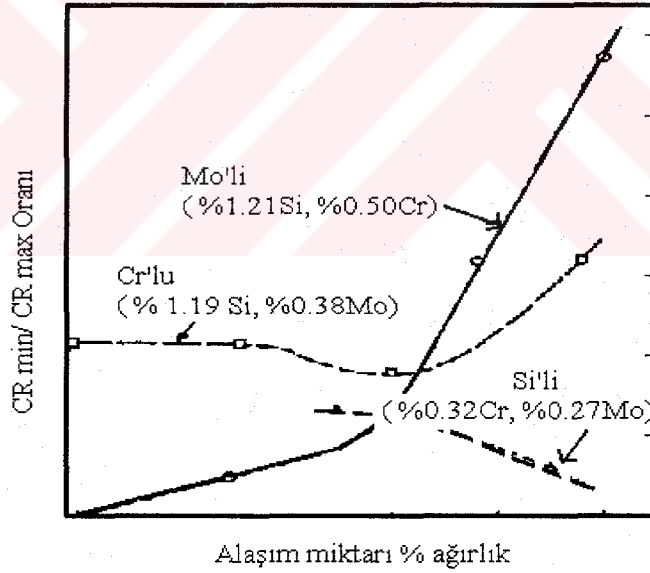


Şekil 2.3. Mo'li çeliklerin CCT diyagramlarının üst kısmı. Nominal temel kompozisyon: %0.05C, %0.9Mn, %1.2Si, %0.5Cr. PF: poligonal ferrit, P:perlit, Cr_{max} ve Cr_{min}: çift-fazlı çelik mikroyapısını elde edebilmek için gerekli minimum ve maksimum soğuma hızları (9)

Sonuç olarak söylemek gerekirse aşağıda belirtilmiş olan özellikleri gösteren CCT diyagramları ile çift-fazlı çeliklerin sıcak hadde ile üretimlerinin geliştirilmesi mümkün olabilir. Bu özellikler olması gereken pencere boşluğunu tanımlayan özelliklerdir (12,24).

- 1) Uzatılmış 'C' eğrisi: Poligonal ferrit oluşumunun tamamlanması ve perlit oluşumunun önlenmesi içindir.
- 2) Beynit ve perlit/ferrit bölgelerini ayıran büyük boşluk: dönüşüm olmaksızın büyük kangalların dahi sarılabilmesine imkan verir.

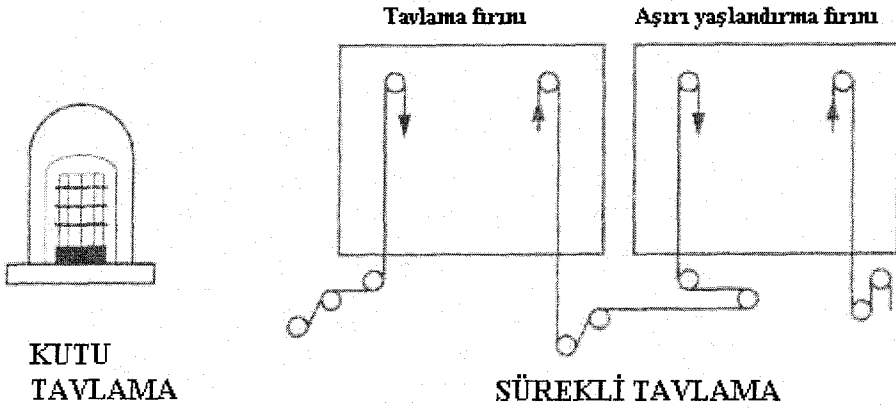
Coldren and Eldis (9), CCT diyagramlarından faydalananarak Mn-Mo-Cr-Si'li çeliklerden çift-fazlı çelik üretimi ve kimyasal kompozisyonun modifikasyonu üzerine çalışmışlardır. Yukarıda belirtilen sınırlar içinde sıcak hadde ile çift-fazlı çelik üretimi için %0.04-0.07C, %0.8-1Mn, %1.2-1.5Si, %0.4-0.5Cr, %0.33-0.38Mo, %0.02Al ve minimum oranlarda P ve S kimyasal içeriğine sahip çelik önermişlerdir.



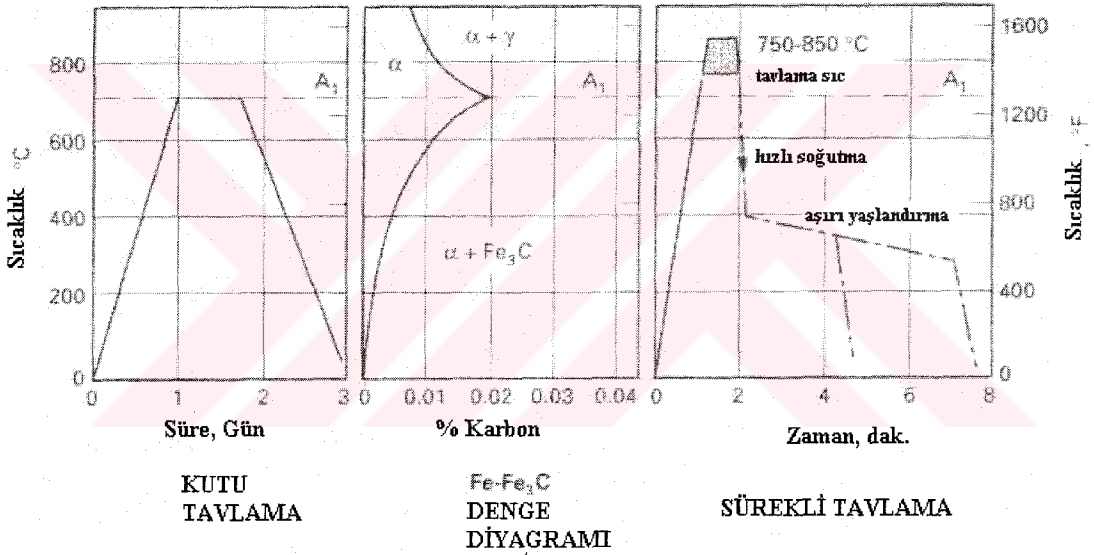
Şekil 2.4. Si, Mn ve Mo'in soğuma penceresi üzerindeki etkileri (9)

2.2. STH ve Çift-Fazlı Çelik Üretimi

Ticari çelik saclar soğuk haddeleme sonrasında yeniden kristalleşmiş ferrit üretmek için genellikle sürekli ve kutu tavlama işlemlerine tabi tutulurlar (10). Şekil 2.5.'de görüldüğü gibi, çelik saclar kutu tavlama işleminde kapalı bir fırın ortamında kangal (bobin) olarak günlerce sürebilecek tavlama işlemine tabi tutulabilirler (10,21,24).



a)

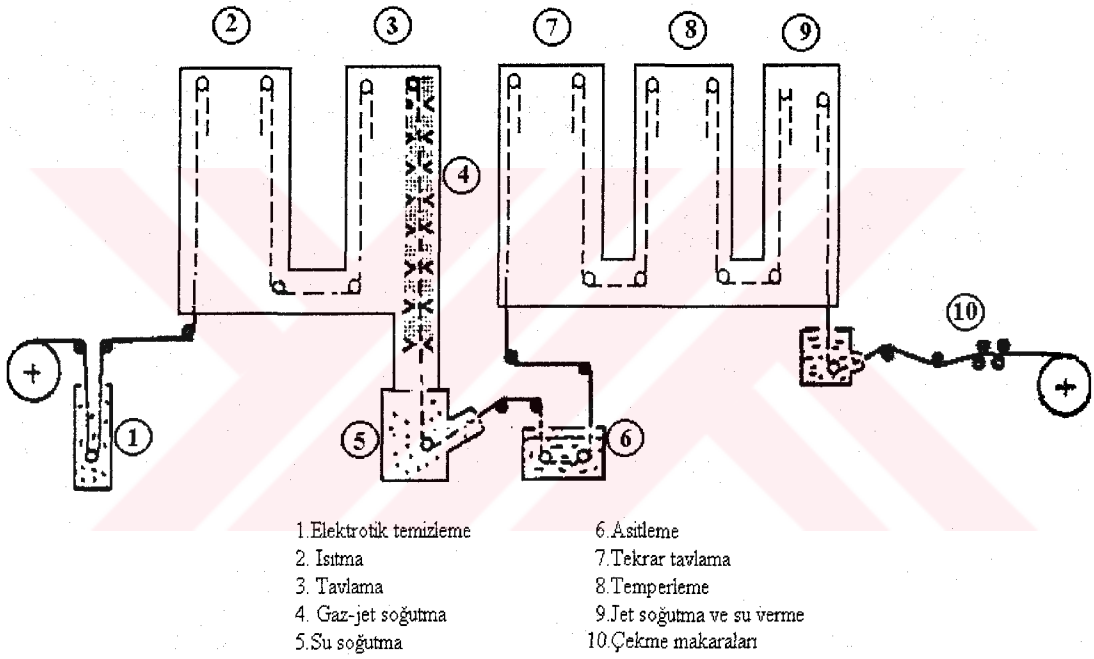


b)

Şekil 2.5. a) Kutu ve sürekli tavlama işlemlerinin şematik gösterimi, b) Termal profilleri (kutu tavlama olduğu gibi sürekli tavlama sıcaklığı 675°C gibi düşük bir sıcaklık olabilir. Bununla birlikte kritik şekillendirme ürünleri için tavlama sıcaklığı 750-850°C arasında değişmektedir) (10)

Sürekli tavlama kutu tavlama ile farklı olarak çelik sac, şerit halinde yüzey temizleme, tavlama, soğutma ve aşırı yaşlandırma gibi bölümleri içeren STH'lerinden geçirilir. Örnek olarak Şekil 2.6.'da, Betlehem firmasının kullandığı STH sistemi şematik olarak gösterilmiştir. Sürekli tavlama hatlarında aşağıda belirtilen çelik sac çeşitlerinin üretimi yapılabilir (25,26)

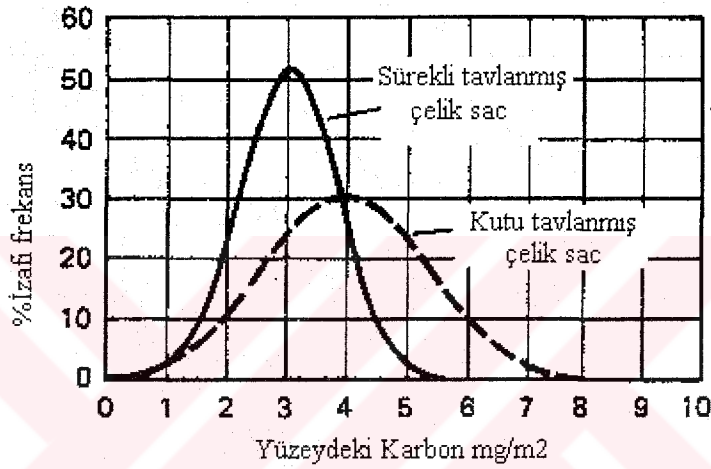
- Katı eriyikle mukavemetlendirilmiş çelik saclar
- Çökelme ile mukavemetlendirilmiş çelik saclar
- Düşük alaşımlı çift-fazlı çelikler
- Yüksek alaşımlı çift-fazlı çelikler
- Toparlanma tavlaması uygulanmış çelikler
- IF (arayer atomlarından arındırılmış) çelikleri



Şekil 2.6. Bethlehem çelik firmasının Burn Harbur Çelik Fabrikasında kullanılan STH sisteminin şematik gösterimi (25)

Sürekli tavlamanın kutu tavlamaya göre pek çok avantajı vardır. Özellikle yapışma ve korozyon direnci ile ilişkilendirilen boyama performansı sac yüzeyinin temizliğine bağlıdır. Elektrolitik temizleme ve modern tesislerdeki fırçalama işlemini takiben yüksek tavlama sıcaklıkları, genellikle bu işlemler yapılmayan kutu tavlamaya göre daha temiz bir yüzey elde edilmesini sağlar. Sürekli ve kutu tavlama ile üretilen çelik sacların yüzeylerindeki karbon kirlenmelerinin (kontaminasyonlarının) karşılaştırılması Şekil 2.7’de gösterilmiştir (10). Sıcaklık kontrolü kutu tavlamaya göre sürekli tavlamada daha kolay ve hassastır. Bu nedenle sac bobinin bütün kısımlarında daha homojen özellikler elde edilebilir. Bu durum

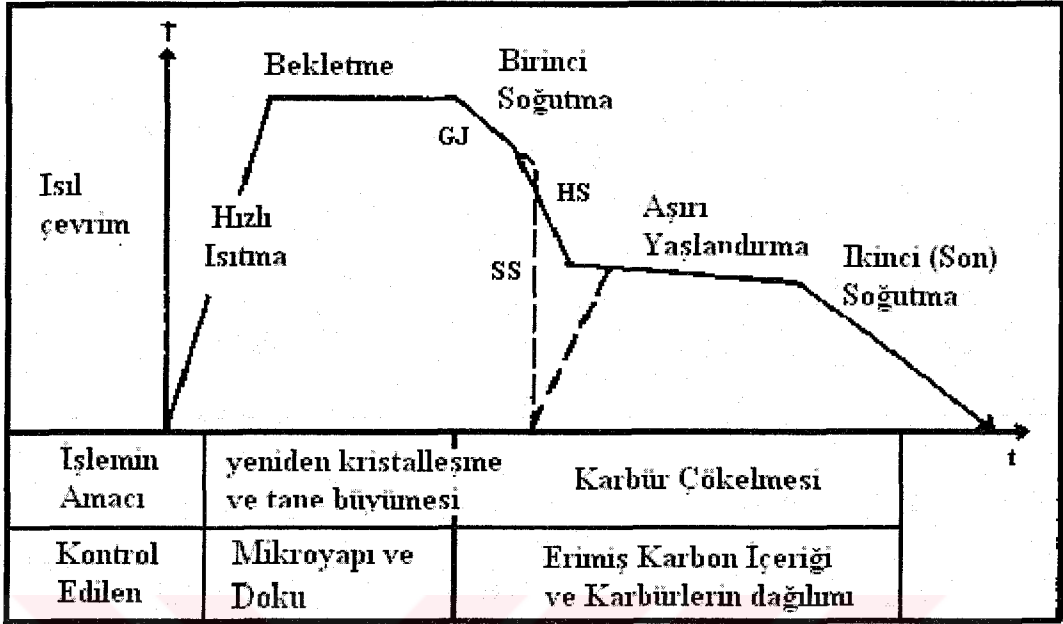
tavlama sıcaklığına bağlı olarak çökeltme ile sertleştirilmiş (HSLA), toparlanma tavlaması uygulanmış ve çift-fazlı çelikler için arzu edilen çok önemli bir avantajdır. Pradhan (26), 420 MPa akma dayanımına sahip çeliklerin akma dayanımının bobinin farklı yerlerinden alınan numunelerle yapılan çekme deneyleri sonucunda kutu tavlama 22MPa ve sürekli tavlama 10MPa olarak değiştiğini bildirmiştir.



Şekil 2.7. Sürekli ve kutu tavlama ile üretilen çelik sacların yüzeylerindeki karbon kirlenmelerinin (kontaminasyonlarının) karşılaştırılması (10)

2.2.1 Sürekli tavlama işlemin tanımlanması

Modern STH hatları kombine işlemleri içerir (Şekil 2.5.) (10,25-29). Soğuk haddelenmiş çelik şerit saclar giriş kısmında kimyasal yada elektrolitik temizleme ve sırasıyla; 675-850°C'de tavlama ve bu sıcaklıklarda yaklaşık bir dakika tutma sonrasında hızlı soğutma ve son olarak da aşırı yaşlandırma işlemlerine tabi tutulur. Tipik STH termal profilleri Şekil 2.8.'de gösterilmiştir (27). Oldukça kısa olan STH ısıtma ve tavlama süresi; sünekliği iyi ve derin çekme için uygun dokuya sahip yeniden kristalleşmiş ve taneleri az bir miktar büyümüş mikroyapıyı üretir. STH işlemleri ile; yeniden kristalleşme sırasında karbonun çökeltmesi, bu çökeltmenin sünekliği arttıracak şekilde uygun pekleşme katsayısı "n" ve %uzama değerleri için ince ve homojen bir dağılım göstermesi amaçlanmaktadır.



Şekil 2.8. Sürekli tavlama hattı tipik profilleri, GJ: Gaz-jet soğutma, HS: Hadde soğutma, SS: Suda suverme (27)

2.2.1.1. Tavlama ve bekletme aşaması

Soğuk haddelenmiş yapı yeniden kristalleşir. Tutma sıcaklığı ve süresine bağlı olarak bir miktar tane büyümesi görülebilir. Tavlama sıcaklıkları genellikle A_1 sıcaklığının üzerindedir. A_1 sıcaklığının altındaki 675°C gibi düşük sıcaklıklar genellikle ticari sınıflarda, 850°C 'ye yaklaşan yüksek sıcaklıklar ise çekme sınıfı (DQ), derin çekme (DDQ) ve özel söndürülmüş (DQSK yada DDQ) kalitelerinde kullanılır (10,25).

2.2.1.2. Yavaş soğutma

Şerit malzeme, tavlama sonunda gaz jeti ile A_1 sıcaklığının altındaki sıcaklıklara soğutulur. Karbonun (çözünmemiş karbon) ferrit fazından ayrılarak çökelmesini teşvik eder. Ayrıca martensitik dönüşüm istenmeyen, çift-faz haricindeki çeliklerde martensitik dönüşümü önler (10,25,27).

2.2.1.3. Birinci soğutma

Soğutma hızları 10-1000°C arasında değişmektedir. Hızlı soğutma hızları (gaz-su spreyleme, sıcak veya soğuk su verme ve hadde su verme), malzemedeki herhangi bir kusur olmaksızın (eğilme yada zayıf yüzey düzgünlüğü) homojen bir soğutma sağlayabilmek için uygulanırlar. Ayrıca gaz jeti ile soğutma ve hadde soğutma diğer soğutma çeşitlerine göre çekme hattına bağlı olarak daha az kontrol gerektirir (10,25,27,29).

Özellikle dış gövde uygulamalarına maruz kalan sade karbonlu çeliklerin kalıplanmış parçalarında çevresel yaşlanma direncini artırarak gerdirmeye gerilmesi veya lüder bantları (stretcher strain) oluşumunu önlemek kritik bir gerekliliktir. Bu durumlarda son ürünün erimiş karbon miktarı 10 ppm'den az olmalıdır. Yüksek ilk soğuma hızları son aşırı yaşlandırma işlemi sırasında karbonun çökmesindeki itici gücü artırarak, ferrit içerisinde süper bir dağılım göstermesini sağlar. Diğer taraftan yüksek soğuma hızları ferrit içerisindeki ince karbür yoğunluğunu arttırdığı için şekillendirilebilirlik çok az düşer. Karbon çelikleri için optimum özellik dengesi 100°C/sn'lik ilk soğutma hızlarında sağlanabilir. İlk soğutmada, özellikle yüksek soğuma hızlarında başlangıç soğuma sıcaklığı önemli bir parametredir. Düşük başlangıç soğuma sıcaklıkları yaşlanma direnci açısından sünekliliği iyileştirir. Özellikle hızlı soğutma durumunda düşük başlangıç soğuma sıcaklıkları tercih edilir. Su verme için optimum başlangıç sıcaklığı 560°C iken çok yavaş olan hadde su vermede 600°C'dir (30). Yüksek dayanımlı çift-faz çelik işlemlerinde yüksek ilk soğuma hızının (su verme) ayrı bir avantajı vardır. Bu şekilde yüksek sertleşebilirlik için daha az miktarlarda alaşım elementine (Mn vb.) ihtiyaç duyulur (10,25,27).

2.2.1.4. Gaz jet ve su-sprey soğutma

Bu işlemde N₂-H₂ gaz karışımı kullanılır. Soğuma hızı yaklaşık olarak 5-30°C/sn arasındadır. Yüksek enjeksiyon oranları sağlanabilen yüksek hızda gaz-jet-soğutma ile (H-GJC) 100-200°C/sn arasında soğutma hızı sağlanabilir. Ayrıca, azot-atomize su karışımı (ACC) spreylemede 100-400°C/sn arasında soğutma hızlarına ulaşılabilir

(10,25,29).

2.2.1.5. Su verme

Su verme soğuk su ile yapıldığında $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'lik bir soğutma hızına ulaşılmakla birlikte aşırı yaşlandırma işlem sıcaklığında ilk soğutmanın kesilememesi bir dezavantajdır. Aşırı yaşlanma sıcaklıklarına tavlama ek bir maliyet gerektirir. Kaynar su ile soğutma tavsiye edilir (soğutma hızı $25-100^{\circ}\text{C}/\text{sn}$) (10,27,29).

Suda su verme metodunun ana özellikleri şöyledir (29):

1. Yüksek soğuma hızı (yaklaşık $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$) aşırı yaşlanma zamanı (yaklaşık 1dk.) ve hat uzunluğunu kısaltır.
2. 230-1500 MPa çekme dayanımına sahip oldukça geniş bir sınıf aralığında yüksek dayanımlı çelik saclar, kontrollü su verme sıcaklığıyla (T_3) kolayca üretilir.

2.2.1.6. Hadde soğutma yada hadde su verme

Gaz-jet soğutmadan sonra, şerit malzeme bir dizi haddeden geçirilmek sureti ile soğutulur. Soğutma hızı $100-400^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ arasında değişmektedir (10,29). Hadde soğutmalı işlemde, pas giderme ekipmanları gerekli değildir ve su verme işlemi boyunca çelik sacların son sıcaklığı aşırı yaşlandırma sıcaklığına göre bu işlemde kontrol edilebilir. Böylece herhangi bir şekilde yeniden ısıtmaya gerek yoktur. Ancak bu yöntemin bazı dezavantajları vardır. Bu yöntemin soğuma hızı su soğutmalı yöntemdekinden daha düşüktür ve bu yüzden aşırı yaşlandırma zamanını artırmak gerekir (yaklaşık 3 dakikaya). Sonuçta daha uzun bir hat gerekir. Bunun ötesinde, hadde soğutma sıcaklığının (T_3) değişimiyle mekanik özelliklerdeki değişme su soğutmalı metottakinden daha düşüktür. Genellikle düşük dayanımlı çeliklerin üretiminde tercih edilir. Yüksek dayanımlı çeliklerin üretiminde kullanıldığında suda su vermedekine oranla daha yüksek alaşım elementi kullanılmalıdır (29).

Genellikle STH'larında su ve hadde soğutma sistemlerinin her ikisi de mevcuttur (25-27,29).

2.2.1.7. Aşırı yaşlandırma işlemi

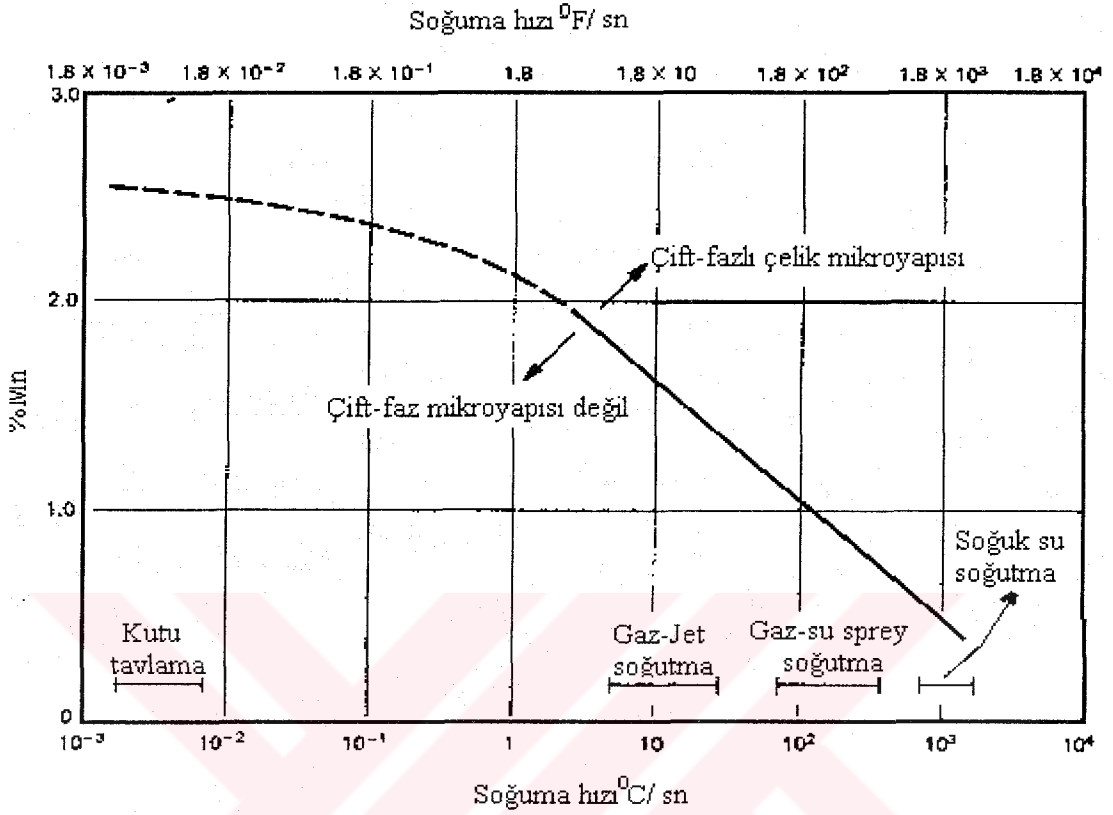
Bu işlem malzemenin süneklik ve yaşlanma direnci özelliklerini geliştirir. İşlem sırasında ferrit-perlit çeliklerinde perlit harici ferritin karbon oranı 10 ppm'den az miktarlara kadar düşürülebilir. İşlem sıcaklığı ilk başlangıç soğutma sıcaklığı, soğutma hızı ve malzeme cinsine bağlı olarak değişmekle birlikte genellikle 400°C civarındadır. İşlem sıcaklığı 400°C ve çıkış sıcaklığı 350°C'dir. Bu işlem çift-fazlı çeliklere uygulandığında martensitin temperlenmesini de sağlar. İşlem süresi yaklaşık olarak 1.5 dk'dır (10,25,29).

2.2.1.8. Son soğutma

Aşırı yaşlandırma işleminden sonra malzemenin yaklaşık 2°C/sn'lik çevre şartlarında soğutulmasıdır. Bazı STH'da 150°C'den sonra suda soğutma da yapılmaktadır (10,29).

2.2.2 STH'da çift-fazlı çelik üretimi

Çift-fazlı çeliklerin STH'da üretimi kritik sıcaklıklarda (ferrit+östenit bölgesi) tavlama sonrasında östenitten martensite dönüşümü sağlayacak şekilde hızlı soğutma (~6-1000°C/sn) işlemlerinden oluşur (10,25-34). Östenitten martensite dönüşümde kritik bir sertleşebilirlik seviyesi gereklidir. Sertleşebilirliği etkileyen en önemli alaşım elementi Mn'dir. Mn (veya Cr, Mo) miktarı azaltıldığı takdirde sertleşebilirlik düşecektir. Burada uygun sertleşebilirliği elde edebilmek için soğuma hızının artırılması yeterli olacaktır (10,21,25,27,32). Mn içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısının oluşumu Şekil 2.9'da verilmiştir (10).



Şekil 2.9. Mn içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısının oluşumu (10)

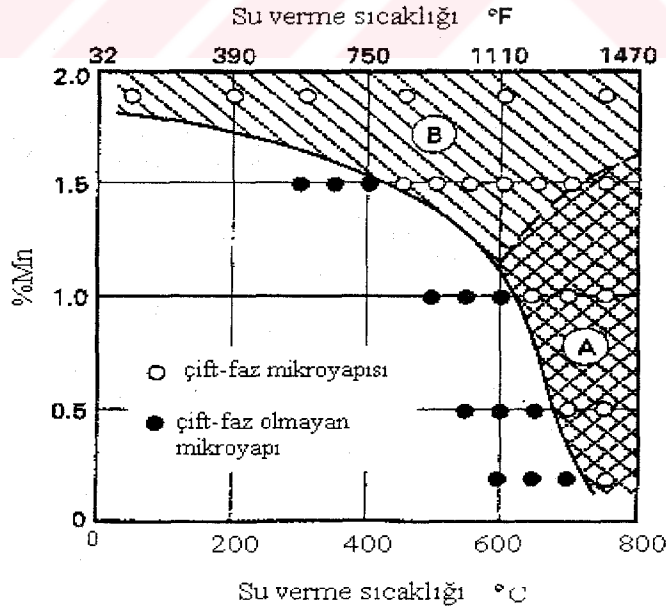
2.2.2.1. Kritik sıcaklıklardan suda suverme

STH'da üretilen çift-fazlı çelikleri düşük ve yüksek sertleşebilirliğe sahip olmak üzere ikiye ayırabiliriz. Düşük sertleşebilirliğe sahip çelikler (%0.3-1Mn) için en uygun üretim şekli kritik sıcaklıklardan suda suvermedir. Aşırı yaşlandırma işlemi ferrit içerisindeki erimiş karbon miktarını azaltır. Aşırı yaşlandırma 400°C'de yapılırsa süneklik maksimum değere, 260°C'de yapıldığında artık sertleşme (bake hardening) değeri maksimum değere ulaşabilir. Bu işlem akma noktasının belirginleşmesine sebep olur. Tekrar sürekli akma davranışının kazanılması için temper haddemesi gereklidir (10,33,34). Su verme sıcaklığı, karbon ve Mn miktarı ile değişen MHO'na bağlı olarak 400-1200 MPa arasında çekme dayanımları elde edilebilir. Bu tip çift-fazlı çeliklerde akma oranı (AO): 0,7, $\bar{r}$ (soğuk çekme katsayısı ve dikey anizotropi katsayısı) değeri normalden düşüktür (36). $\bar{r}$ değeri sıcak bobin sarım şartları ile bir dereceye kadar ayarlanabilir. Ayrıca tavlama sıcaklıklarının

yüksek tutulması gereklidir (10,27).

Yüksek sertleşebilirliğe sahip çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımları 400-1000 MPa arasında değişir. Kritik sıcaklıklardan gaz jeti ile 450°C gibi düşük sıcaklıklara soğutma sonrasında su verme neticesinde AO= 0.5 'e kadar azaltılabilir. Düşük AO süper dayanım-süneklik kombinasyonu ve yüksek pekleşme katsayısı'n'' değerine sahiptir (10,25,27).

Sertleşebilirliği arttırmak için, genelde kullanılan Mn miktarı yaklaşık olarak %1.6 olmakla birlikte %0.3 Mo ilavesi ile bu değer %1.3'e kadar düşürülebilir (10). Çift-fazlı çelik üretebilmek için Mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki Şekil 2.10'da verilmiştir. Bu tip çift-fazlı çelik gaz jeti ile soğutma neticesinde dahi üretilebilir. Aşırı yaşlandırma işlemi 150°C civarında sınırlandırılır. Bu üretim şekli ile temper haddesine gerek kalmadan yani malzemenin tavlınmış hali ile sürekli akma davranışı sağlanabilir (27).



Şekil 2.10. Çift-fazlı çelik üretebilmek için Mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki (27)

A) Temperleme gereklidir, B) Temperleme gerekli değildir

2.3. Kutu Tavlama

Sürekli ve kutu tavlama arasındaki açık olan en önemli fark tavlama ve soğutma profilleridir (Şekil 2.5). Kutu tavlama sırasında pek çok bobinin oluşturduğu kütlelerin tavllanması ve soğuması için birkaç gün geçebilir. Tavllanmış tane boyu iridir ve yavaş soğuma, karbonun tamamen çözünmesini sağlar. Bobinin bütün kısımlarının homojen bir şekilde tavllanması ve soğutulması oldukça zordur. Bununla birlikte mükemmel bir süneklik sağlanabilmektedir (10,21).

2.3.1 Kutu tavlama ile çift fazlı çelik üretimi

Sürekli tavlama ile çift-fazlı çelik üretimine benzetmekle birlikte tavlama süresi çok uzun (kritik sıcaklıkta tutma süresi ~3 saat) ve soğuma hızı (~3-20 °C/saat) çok düşüktür. Yavaş soğuma hızlarından dolayı kutu tavlama ile çift-fazlı çelik üretimi için sürekli tavlamaya oranla alaşım elementlerinin daha fazla miktarlarda kullanılması gerekir (bkz. Çizelge 1). Kutu tavlama ile üretilen çift-fazlı çeliklerde arzu edilen sertleşebilirliği elde edebilmek için önemli miktarlarda Si ve Cr içeren %2.5 Mn'lı çelikler kullanılır (10,21,24,35). Yüksek miktarlarda Mn kullanılması maliyetleri arttırdığı için bu işlemin en büyük dezavantajlarından birisidir (24,35).

2.4. ERDEMİR Sürekli Tavlama Hatları (CAL, STH)

ERDEMİR sürekli tavlama hatları (STH) 1993 Yılında Nkk Corporation (NKK), Mds Mannesman Demag Sack Gmbh (MDS), Selas S.A. (SELAS) ve Mitsubishi Elektrik Corporation (MELCO) konsorsiyumu tarafından kurulmuştur. Şekil 2.11.'de şematik olarak görüldüğü gibi birinci soğutma yöntemlerinden suda soğutma sistemi içermemektedir. Son soğutma işlemi için ise gaz-jet soğutma sistemi vardır. Aşağıda belirtilen kalitelere çelik sac üretimi yapılabilir:

A) Fabrika çelik sacları

- Ticari kalite (CQ)
- Çekme kalitesi (DQ)

- Derin çekme kalitesi (DDQ)
- Ekstra derin çekme kalitesi (EDDQ)

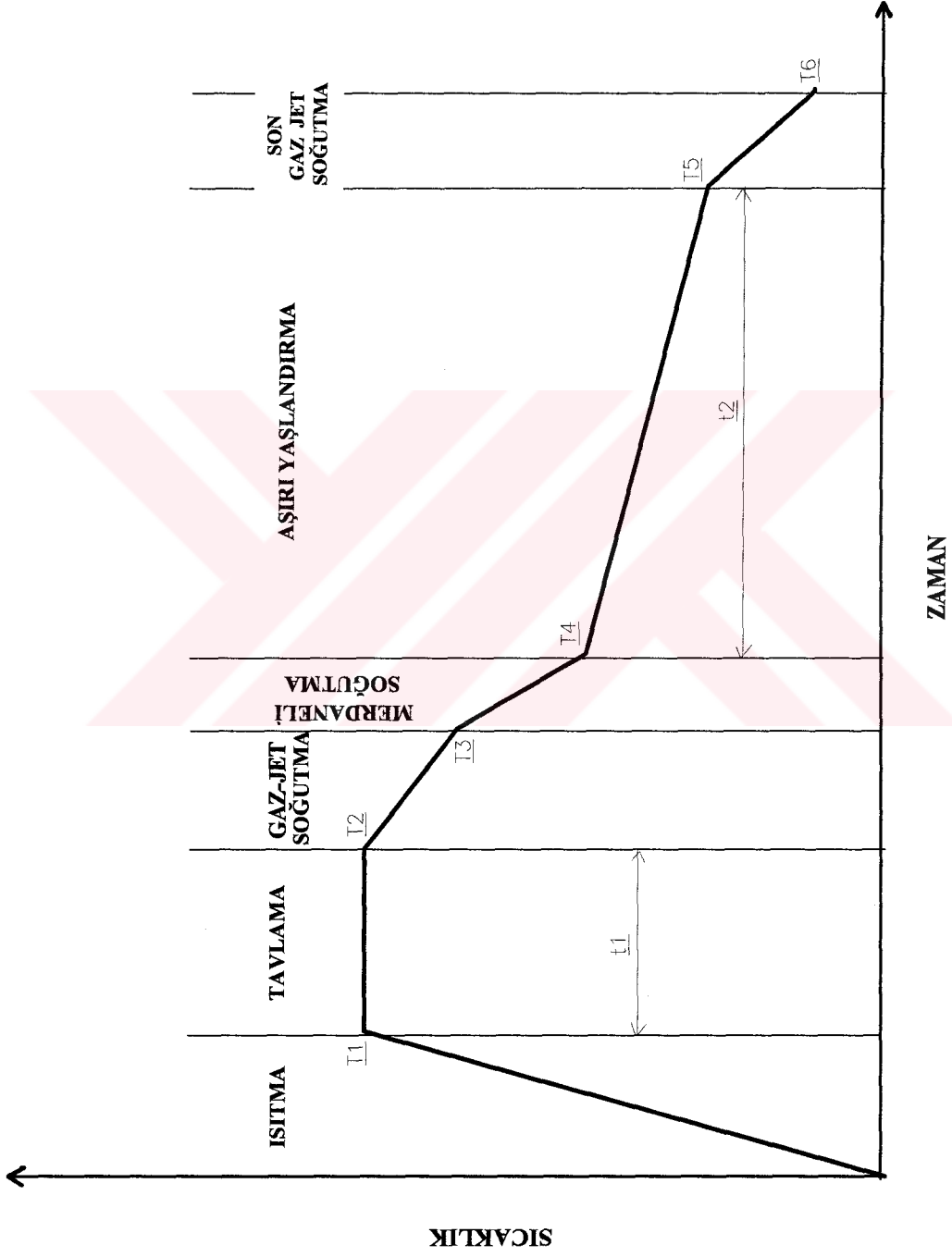
B) Yüksek dayanımlı çelik saclar (çekme dayanımları : 350, 400, 500, 600, 800, 1000, 1200, 1500 MPa)

- Kalıntı gerilme sağlanabilen
- Düşük akma oranlı
- Derin çekilebilir
- Ekstra derin çekme kalitesi (EDDQ)
- Çok yüksek dayanımlı

Bu çelik saclar aşağıdaki dayanımlandırma mekanizmaları ile üretilebilir:

- Katı eriyik
- Çökelme
- Tane inceltmesi
- Kısmi yeniden kristalleştirme

C) Ayrıca çeşitli teneke ve galvanize uygun çelik saclarda üretilebilmektedir.



Şekil 2.11. ERDEMİR sürekli tav/lama hatlarının şematik gösterimi

3. KRİTİK SICAKLIKLARDA TAVLAMA VE SOĞUTMA SIRASINDA MİKROYAPI OLUŞUMLARI

Çift-fazlı çelik üretimi esasen iki önemli aşamadan oluşmaktadır. Bu aşamalar STH ve kutu tavlama ile çift-fazlı çelik üretimi için de geçerlidir ve aşağıda belirtilmiştir (1-8,10,21,37-40).

1. Kritik sıcaklıklarda tavlama, A_1 - A_3 arası (ferrit+östenit bölgesi)
2. Ferrit+östenit bölgesinden östenitin martensite dönüşümünü sağlayacak hızda soğutma

Kritik sıcaklıklarda tavlama işlemi kısmi östenitleme olarak ifade edilmektedir. Kısmi östenitleme sırasında; tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak östenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi gerçekleşir. Çift-fazlı çelik üretimine paralel olarak kısmi östenitleme işlemi araştırmacıların ilgisini çekmiştir (40-50).

Östenitin çekirdeklenme bölgeleri ve dönüşüm mekanizması östenitin bulunma bölgelerini, dolayısıyla östenit dağılımını oluşturacağı için malzemenin sertleşebilirliği ve mekanik özelliklerini etkilemektedir. Başlangıç mikroyapı morfolojisine bağlı olarak östenitin çekirdeklenme bölgeleri ve mekanizması dolayısıyla dağılımı farklılık göstermektedir. Farklı başlangıç mikroyapıları kullanılarak farklı östenit dağılımına sahip çift-fazlı çelikler elde edilebilir. Dolayısıyla sonuç mikroyapılarını belirlemek, tanımlamak veya önceden tahmin etmek için diğer faktörlerle birlikte (kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı ve soğuma hızı) kısmi östenitleme işleminin iyi anlaşılması gerekmektedir (50-54).

Kısmi östenitleme sonrası soğutma sırasında östenitin martensite dönüşümünü sağlamak için yeterli kritik soğuma hızlarının aşılması gerekmektedir. Kritik soğuma hızlarından daha yavaş soğutma hızlarında östenitten martensit harici fazlar (yeni ferrit, sementit, beynit) dönüşebilir. Buda genellikle istenmeyen bir durumdur. Martensit harici fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin sağlanamamasına sebep olabilir.

Çift-fazlı soğuk haddelenmiş çelik sacların üretildiği STH'larında genellikle malzeme kısa sürede (1-15 dk) kritik sıcaklıklara ısıtılır, burada kısa süre tutulur (1-1,5 dk) ve yaklaşık olarak 6-1000°C/sn hızla soğutur. Kritik soğuma hızı sac kalınlığı, kimyasal kompozisyon ve diğer üretim şartlarına göre değişebilir (29). Buradaki kısmi östenitleme sırasında ferritin yeniden kristalleşmesi ve östenit oluşumu gerçekleşir. Kutu tavlama ise sürekli tavlamanın tersine oldukça uzun süreli kritik tavlama söz konusudur. Ayrıca soğutma hızı da oldukça yavaştır (20°C/Saat). Üretim yöntemine göre farklı işlem parametreleri ve östenit oluşum aşamaları gerçekleşmektedir (49,55).

3.1. Kritik Sıcaklıklarda Tavlama (Kısmi Östenitleme)

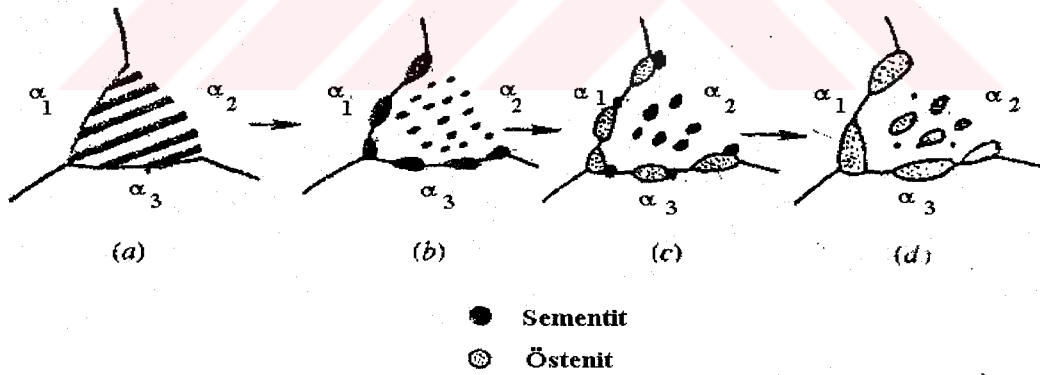
Kritik tavlama sırasında perlitin östenite dönüşümü, normal (tam) östenitleme işlemindekinden iki açıdan farklıdır. Birincisi; çift-faz ısıtma işleminde, östenit hacim oranı ve östenitin karbon içeriği kritik tavlama sıcaklığıyla (terazi kuralı) belirlenir. Kısa süreli kritik tavlama şartlarında dönüşümü karbon difüzyonu kontrol eder. Dolayısıyla faz oranları ve kompozisyonlarını karbon difüzyonu belirler. İkincisi; KTS'den soğuma süresince yeni ferritin oluşumu için çekirdeklenme safhası gerekli değildir. Yeni ferrit kritik soğuma hızlarından daha yavaş soğuma hızlarında, genel bir kanaat olarak var olan eski ferrit üzerinde çekirdeklenme olmaksızın oluşarak östenit taneleri içlerine doğru büyüyebilir (epitaksial büyüme) (55,56).

Kısmi östenitleme sırasındaki mikroyapısal dönüşümler ve sonuç mikroyapısı; kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı, süresi ve başlangıç mikroyapısına bağlı olarak değişmektedir (1,36,50-55). Bunlara ilaveten STH'larında üretim sırasında kritik sıcaklıkta tutma sürelerinin yanında ısıtma hızı da östenitleme ve sonuç yapısı üzerinde etkili olabilir (57). Sonuç mikroyapısına bağlı olarak çekme özellikleri değişmektedir. Kısmi östenitleme iki önemli aşamada incelenebilir (40-45).

- 1) Östenitin çekirdeklenmesi
- 2) Östenitin büyümesi

3.1.1. Östenitin çekirdeklenmesi

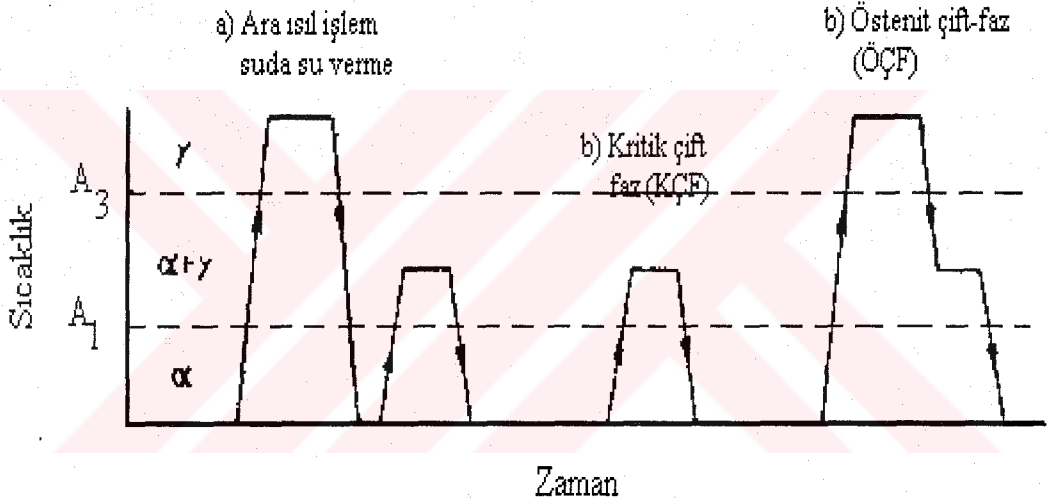
Östenitin çekirdeklenmesi östenit ve dolayısıyla martensit dağılımını etkilemektedir. Araştırmacılar (1,36,40-47), östenit çekirdeklenmesinin öncelikli olarak ferrit-ferrit tane sınırlarında sementit parçacıkları üzerinde başladığı konusunda mutabıktırlar. Bu konudaki en önemli çalışmalardan bir tanesi Young et.al. (45)'a, aittir. Çalışmalarında %0,08C, % 1,45Mn ve % 2Si bileşimine sahip çelik malzeme kullanmışlardır. Normalize edilmiş ve soğuk haddelenmiş olmak üzere iki farklı başlangıç numunesi üzerinde çalışmışlardır. Kullandıkları çelikler için kısmi östenitleme işlemini Şekil 3.1.'de görüldüğü gibi şematik bir gösterimle açıklamışlardır. Kritik tavlama sırasında östenit: normalize edilmiş numunelerde genel olarak ve öncelikle ferrit tane sınırlarındaki sementit üzerinde çekirdeklenirken, soğuk haddelenen numunelerde ferrit tane içlerinde de çekirdeklenmiştir.



Şekil 3.1. Ferrit+perlit mikroyapısının düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında kısmi östenitin oluşumu a) Ferrit+perlitten oluşan başlangıç mikroyapısı, b) Ferrit-ferrit faz tane sınırında bulunan sementitin küreselleşmesi ve sementit parçacıklarının büyümesi, c) Ferrit-ferrit faz tane sınırlarında bulunan sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi, d) Küreselleşmiş perlit kolonilerindeki sementit parçacıkları üzerinde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümesi (45)

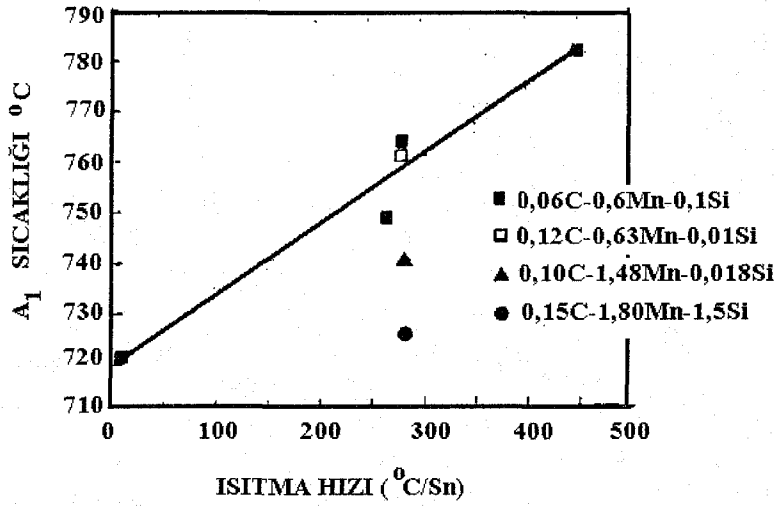
Kim and Thomas (50), farklı başlangıç mikroyapılarda östenitin oluşumunu tespit etmek amacıyla Fe-Si-0,1C kompozisyonuna sahip çeliklere Şekil 3.2.'de belirtilen

ısıt işlemleri uygulamışlardır. Şekil 3.2.a.'da görülen ara ısıt işlem yönteminde, martensit başlangıç mikroyapısının kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin önceki çita martensit tane sınırlarında çekirdeklendiğini, Şekil 3.2.b.'de gösterdikleri kritik tavlama işleminde (KÇF), östenitin ferrit-sementit tane sınırlarında sementit üzerinde çekirdeklendiğini ve Şekil 3.2.c.'de belirttikleri kademeli suda suverme işleminde (ÖÇF), ferritin önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklendiğini bildirmişlerdir.



Şekil 3.2.Farklı çift-fazlı çelik ısıt işlemlerinin şematik gösterimi (50)

Östenitin çekirdeklenmesi için A_1 sıcaklığının aşılması gereklidir. Hızlı tavlama söz konusu olduğunda A_1 sıcaklığının yükselmesi gerçekleşebilir. Peape et.al.(57), Şekil 3.3.'de, STH'nda ısıtma hızına bağlı olarak A_1 sıcaklığının değiştiğini; ısıtma hızı arttıkça A_1 sıcaklığının da yükseldiğini göstermiştir. Bununla birlikte Hillis et.al. (58), hızlı tavlama uyguladıkları halde A_1 sıcaklığının değişimi ile ilgili bir konuya değinmemişlerdir.



Şekil 3.3. Farklı çeliklerde ısıtma hızına bağlı olarak A_1 sıcaklığının değişimi (57)

3.1.2. Östenitin büyümesi

Östenitin çekirdeklenmesi kadar büyüme karakteristiği de önemlidir. (6,41-49). Büyüme üzerinde tavlama sıcaklığı ve zamanı etkilidir (41) :

- Büyüme hızı yüksek sıcaklığa bağlıdır.
- Sıcaklık, difüzyon katsayısını ve konsantrasyon gradyanını etkilemektedir.

Garcia and Deardo (41), östenitin ferrit tane sınırlarına dik veya paralel bir şekilde büyüdüğünü bildirmişlerdir . Difüzyon iki şekilde gerçekleşmektedir (41,42):

- Düşük sıcaklıklarda tane sınırı difüzyonu hakimdir.
- Yüksek sıcaklıklarda ($0,7 T_{erg}$) difüzyonu, hacim difüzyonu kontrol eder.

Speich et.al. (44), östenitin büyümesinin 3 aşamada gerçekleştiğini bildirmiştir. Araştırmacılar (41-46-49), genellikle bu östenit oluşum aşamaları konusunda mutabık kalmışlardır. Speich et.al. (44), %1.5Mn-0,6-12C bileşimine sahip çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada östenitin oluşum basamaklarını aşağıda gibi açıklamışlardır (Şekil 3.4.):

- Aşama: Perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eden, perlit içerisinde östenitin büyümesi (karbon difüzyon kontrollü Şekil 3.4.1.): ferrit-perlit ara

yüzeyindeki sementit üzerinde östenit çekirdeklenir ve büyür. Östenitin büyümesi perlitin tamamen çözünmesine kadar devam eder. Bu aşama karbon difüzyon kontrollü olarak gerçekleşir. Difüzyon mesafesi (perlit plakaları arası $\sim 0.2\mu\text{m}$) kısa olduğu için difüzyon zamanı ihmal edilecek kadar kısadır (41-45,49). Buna karşın düşük sıcaklıklarda yer alan alaşım element atomlarının difüzyon hızlarının yavaş olmasından dolayı büyüme hızı yavaştır.

Östenitin büyüme hızı kullanılarak perlitin çözünme hızı bulunabilir (Eş. 3.1 ve 3.2) (44). STH'larında çift-fazlı çelik üretimi sırasında kritik tavlama süresi çok kısa olduğu için (1-2dk) östenit oluşumunun bu aşama ile sınırlı kaldığı kabul edilebilir.

$$t_p = \frac{a}{G} \quad [3.1]$$

a = Perlit plakalarının merkezleri arasındaki mesafe

G = Östenitin büyüme hızı

t_p = Perlit çözünme süresi

$$a = V_{v(p)} \frac{d}{2} \quad [3.2]$$

$V_{v(p)}$ = Perlit hacim oranı

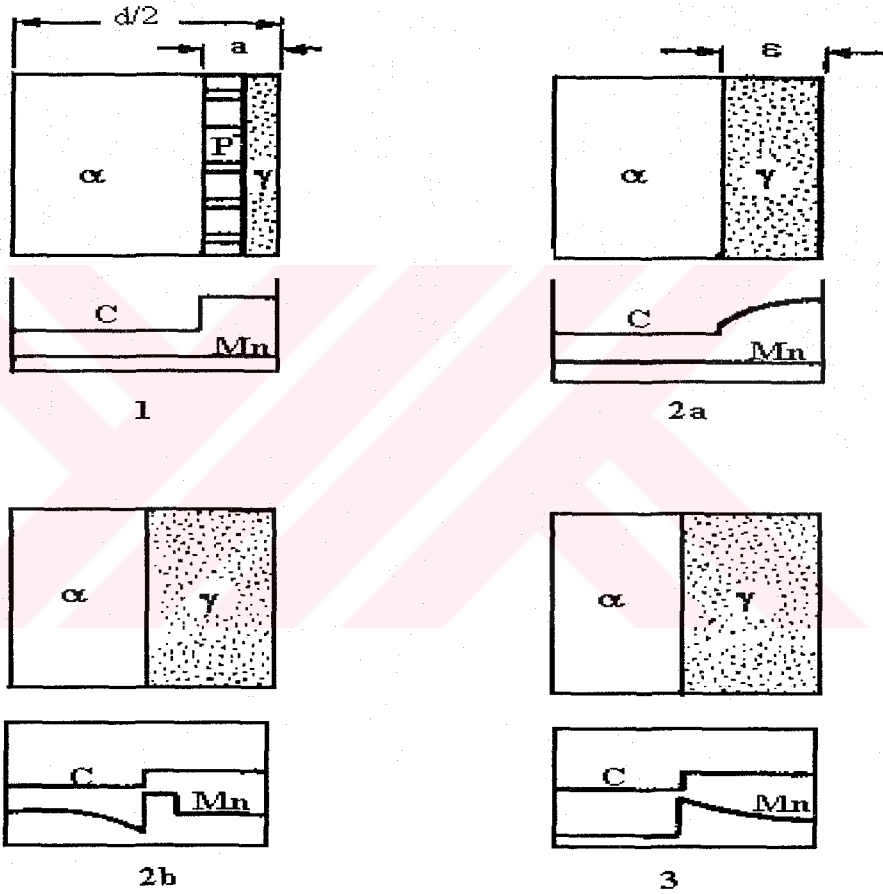
d = Kübik yapıli ferrit taneleri ortalama çapı

2. Aşama: ferrit içlerine doğru östenitin büyümesi; iki aşamada gerçekleşebilir:

a) Karbon difüzyon kontrollü (Şekil 3.4.2a.); Bu aşama birinci aşama bittikten sonra veya bitmeden başlayabilir (42). Mn'ın yeniden paylaşımıyla veya yeniden paylaşılmanan gerçekleşebilir. Mn yeniden paylaşılmaya uğramazsa paradenge kurulur ve büyüme hızı karbon difüzyonu tarafından kontrol edilebilir. 730°C ' de tavlannış Fe-Mn-C çeliği için paradenge sınırları Şekil 3.5.'de görölmektedir.

b) Mn difüzyonu kontrollü (Şekil 3.4.2b.); Düşük sıcaklıklarda östenit-ferrit

arayüzeyinin ferrit içlerine doğru ilerlemesi sırasında Mn'in paylaşımı gerçekleşir. Mn'in ferrit içerisindeki difüzyon hızı, östenit içindeki difüzyon hızına oranla üç kat daha fazladır. Bundan dolayı östenitin büyüme hızını büyük oranda, Mn'in ferrit içerisindeki difüzyon hızı kontrol etmektedir (41-45,49).

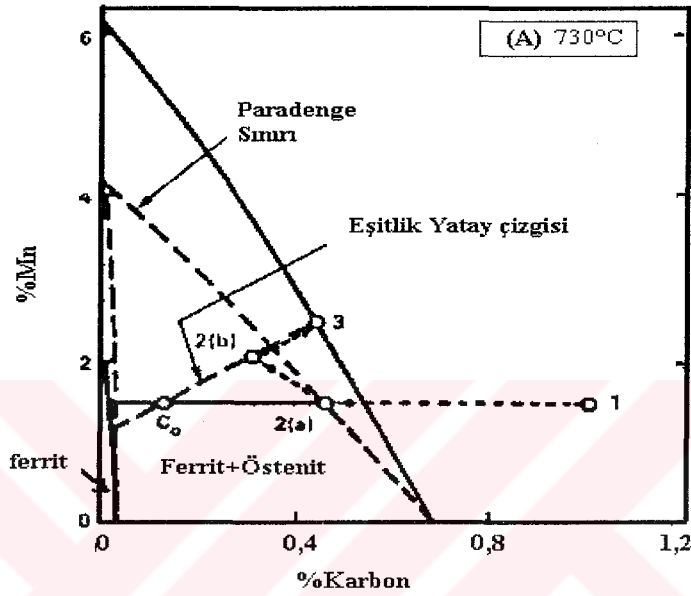


Şekil 3.4. Ferrit+perlit çeliklerin kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında östenitin üç aşamalı olarak oluşmasının şematik gösterimi (44)

1) Perlitin çözünmesi, 2a) Östenit içine karbon difüzyonu ile östenitin büyümesi, 2b) Ferrit içerisinde Mn difüzyonu ile östenitin büyümesi, 3) Östenit içerisine Mn difüzyonu ile son dengenin sağlanması

3. Aşama: Terazi kuralı gereğince ferrit-östenit dengesi kuruluncaya kadar devam eden östenitin büyümesi (Şekil 3.4.3.): Östenit büyümesinin tamamlandığı bu aşamada terazi kuralına göre son ferrit-östenit dengesi kurulur (45). Bu durum östenit içerisinde Mn konsantrasyon gradyanının

ortadan kalkması ile sağlanır. Östenit fazı içerisinde Mn difüzyon hızının çok yavaş olmasından dolayı, bu aşamanın tamamlanması için geçen süre oldukça fazladır.

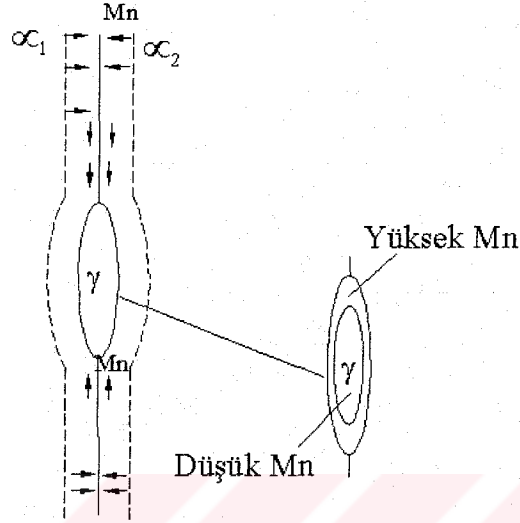


Şekil 3.5. Fe-Mn-C faz diyagramının demirce zengin köşesindeki izoterm (730°C'de östenitin üç aşamalı olarak oluşum mekanizması) (59)

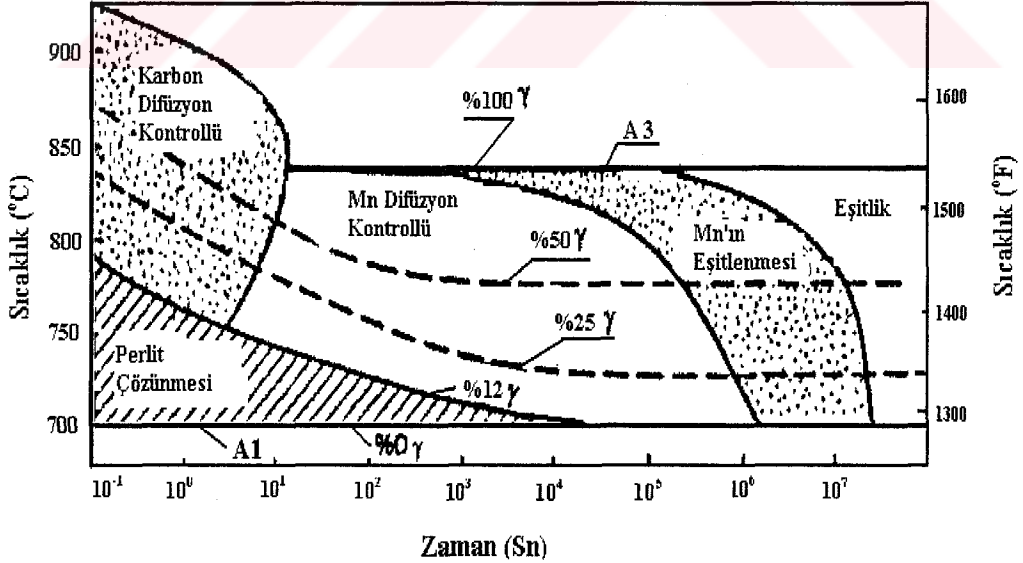
Souza et. al. (42), Fe-Mn-C çeliği kullanarak yaptıkları çalışmada 3. aşamanın Speich et. al.'ın (44) bildirdiği süreden daha kısa olduğunu bildirmişlerdir. Wycliffe et.al. (46), Östenit-ferrit arayüzeyinde bölgesel eşitliği muhafaza için bir miktar yüksek Mn'lı paylaşım olduğunu kabul etmiştir. Bölgesel eşitliği sağlamak için, arayüzey Mn'ın difüzyon hızı kadar bir hızla hareket eder (47). Aeranson (60), Mn'ın ferrit içindeki difüzyonundan daha hızlı gerçekleştiğini kabul ettikleri tane sınırı difüzyonunu göstermek için Şekil 3.6.'de gösterilen modeli sunmuşlardır.

Kısmi östenitleme sırasındaki östenitin oluşum miktarı ve mikroyapı oluşumu, östenit oluşum diyagramları olarak ifade edilen sıcaklık-tavlama zamanı diyagramları çizilerek şematik olarak gösterilebilir. Östenit oluşum diyagramları kullanılarak östenit oluşumunun her aşamasında östenit oluşumunu kontrol eden östenit oluşum kinetiği de belirlenebilir. Speich et. al.'ın (44), elde ettikleri östenit

oluşum diyagramı Şekil 3.7.'da gösterilmiştir.



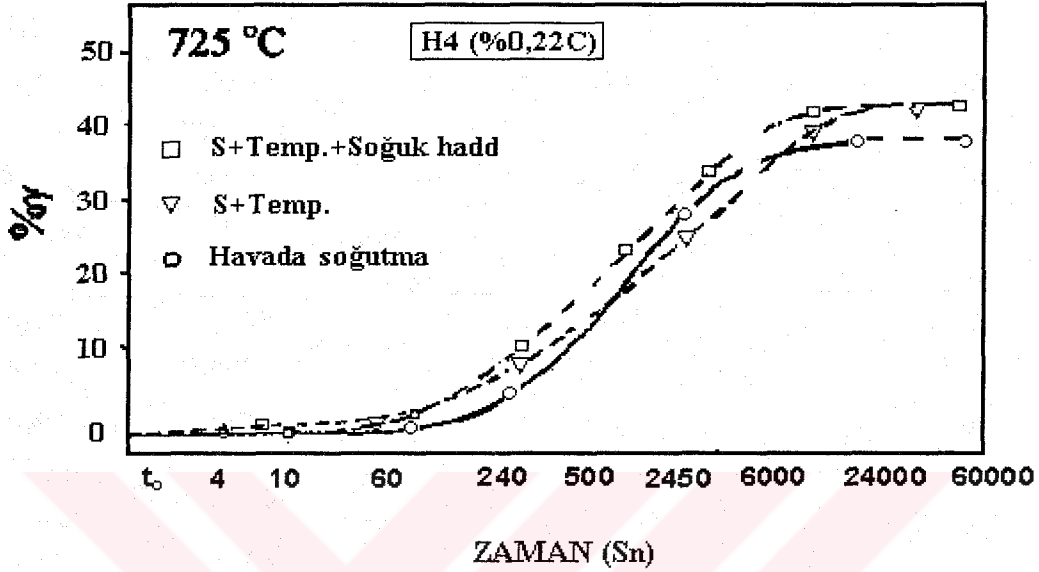
Şekil 3.6. Kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında tane sınırı difüzyonu ile manganın paylaşımı (60)



Şekil 3.7. %0.12C, %1.5 Mn'lı çelik için östenit oluşum diyagramı (44)

Östenitin çekirdeklenme bölgeleri oluşum kinetiklerini etkilemektedir. Garcia and Deardo'nun (41), yaptıkları çalışmada yeniden kristalleşmiş ferrit yada ferrit-perlit yapılarına oranla, soğuk haddelenmiş ferritik yapıda östenit fazı biraz daha hızlı şekilde oluşmuştur. Östenit oluşum kinetiğini Şekil 3.8.'de görüldüğü gibi şematik

olarak ifade etmişlerdir.



Şekil 3.8. Farklı başlangıç mikroyapılarına sahip çeliklerin 725°C’de tavllanması sırasındaki östenit oluşum kinetikleri (41)

3.2. Soğutma Hızı, Mikroyapı Haritaları ve Östenit Dönüşüm Ürünleri

Soğuma, çift-fazlı çelik üretiminin önemli bir aşamasıdır. Çünkü soğuma hızına bağlı olarak gerçekleşen östenitin dönüşümü sonrası elde edilen mikroyapı, çift-fazlı çeliklerin üretilip üretilmediğini, mikroyapı ve mekanik özelliklerini belirlemektedir. Östenit dönüşüm ürünlerini aşağıdaki parametreler kontrol etmektedir (56-61);

- Kritik tavlama sıcaklığı
- Tavlama süresi
- Kimyasal kompozisyon
- Soğutma hızı

Bu parametrelere ek olarak sıcak hadde ile çift-fazlı çelik üretimi sırasında östenit dönüşümü son hadde sıcaklığı, sıcak hadde çıkış bandında geçen süre ve kangal sarım sıcaklığından etkilenmektedir. Çift-fazlı çelik üretimi için Cr_{min} (min. soğuma hızı) ve Cr_{max} (max. soğuma hızı) olarak ifade edilen soğuma penceresi dahilindeki

soğuma hızları seçilmelidir. Bu kapsamda soğuma rotası için CCT diyagramlarında faydalanılmaktadır (bkz. Şekil 2.3.).

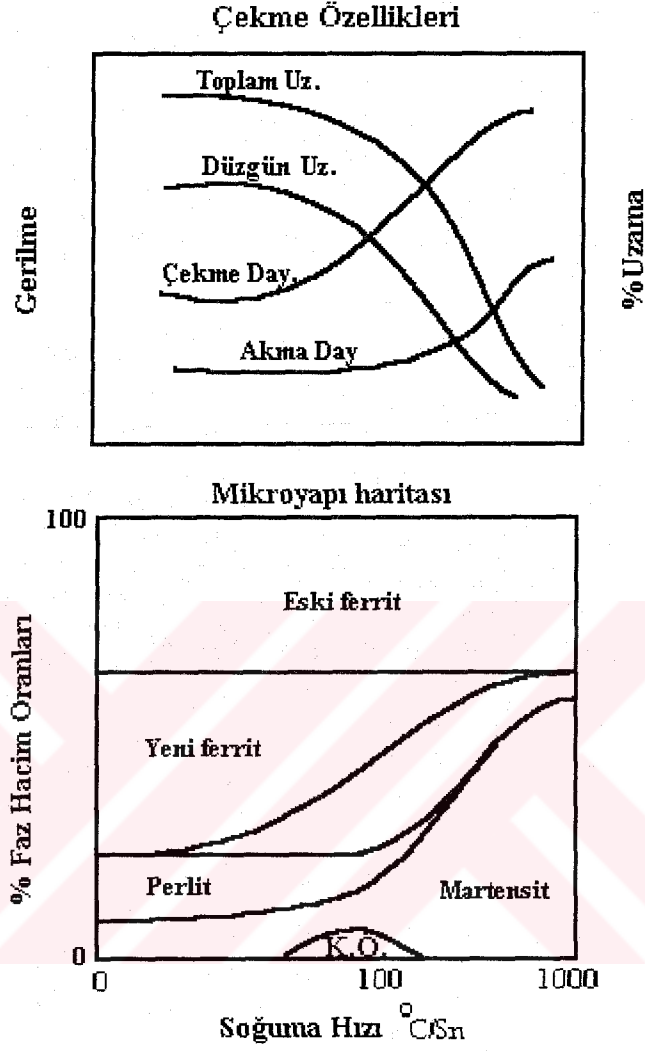
Çift-fazlı çeliklerin sonuç mikroyapıları soğutma hızına bağlı olarak değişmektedir. Belli sıcaklıklardan farklı soğutma hızlarında oluşan fazların hacim oranları mikroyapı haritaları ile gösterilebilir. Matlock et.al. (62)'ın, soğuma hızına bağlı olarak çizdikleri mikroyapı haritası ve oluşan fazların hacim oranlarınına bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi Şekil 3.9.'da şematik olarak verilmiştir.

Lawson et.al. (51) belli bir kritik tavlama sıcaklığı için soğuma hızının bir fonksiyonu olarak östenitten dönüşen ürünleri gösteren mikroyapı haritası çıkarttıkları çalışmalarında, dönüşmüş fazların toplam hacim oranının bütün soğuma hızları için yaklaşık sabit olduğunu göstermişlerdir.

Şekil 3.9.'da görüldüğü gibi $\alpha+\gamma$ bölgesinden soğutma sırasında, soğuma hızına bağlı olarak, östenit; martensit yeni ferrit ve perlite dönüşebilir. Bir miktar ($\approx\%2-9$) östenitin dönüşmemesi (kalıntı östenit) de muhtemeldir (21,51,56,62-64). Tavlama sıcaklığı ve soğutma hızına göre oluşabilecek bu fazlara östenit dönüşüm ürünleri denir. Östenit dönüşüm ürünleri ve miktarlarına göre çekme özellikleri değişmektedir (59).

Priestner and Ajmal (65) mikroyapı haritalarının farklı östenit içeriklerine göre östenit→martensit sertleşebilirlik verileri elde etmek için yorumlanabileceğini ifade etmişlerdir. Ayrıca soğutma hızının bir fonksiyonu olarak martensite dönüşen östenit yüzdesinin haritasını çıkartmışlardır.

Çekme özellikleri-fazların hacim oranları ilişkisi kurularak arzu edilen çift-fazlı çelik üretimine uygun soğuma hızları, mikroyapı haritalarından belirlenebilir. Bu kapsamda mikroyapı haritaları oldukça kullanışlıdır.



Şekil 3.9. Soğuma hızının çift-fazlı çeliklerin mikroyapısı ve çekme özellikleri üzerindeki etkisi (62)

3.2.1. Östenitin martensite dönüşümü (Sertleşebilirlik)

Kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası soğutma sırasında östenitin büyük oranda martensite dönüşmesi arzu edilir. Bunu sağlayabilmek için kritik bir soğuma hızına (C_r) ihtiyaç vardır. Östenit tanelerinin büyüklüğü ve östenit içinde erimiş karbon içeriği kritik soğuma hızını düşürmektedir (55,58,66). Fakat kritik soğuma hızı üzerinde en büyük etkiyi Mn diğer alaşım elementleri ile birlikte yapmaktadır. Bu etkiyi açıklamak için “ $Mn_{Eş}$ ” denkliği belirlenmiştir (Eş.3.4) (67,68).

$$\text{Log}(C_r \text{ °C/sn}) = 1.73 \text{ Mn}_{Eş} + 3.185$$

[3.3]

$$\% \text{Mn}_{\text{Eş}} = \% \text{Mn} + 2.67 \% \text{Mo} + 1.3 \% \text{Cr} \quad [3.4]$$

Kritik soğuma hızı (C_R) $\text{Mn}_{\text{Eş}}$ belirtilmeden aşağıdaki denklem ile de ifade edilmiştir (58).

$$\text{Log } C_R = 5,36 - 2,36 \text{ Mn} - 1,06 \text{ Si} - 2,71 \text{ Cr} - 4,72 \text{ P} \quad [3.5]$$

Burada C_R , Ks^{-1} 'dir.

Ticari çift-fazlı çeliklerin üretim yöntemlerine göre uygun ve genel kimyasal kompozisyonları Çizelge 2.1.'de gösterilmiştir.

Sıcak hadde ile üretimde östenitin büyük oranda martensite dönüşmesi ve yeterli miktarda poligonal ferrit (%80-85) oluşması için kimyasal kompozisyonun ayarlanmasının yanında yüksek tavlama sıcaklığı ve düşük kangal sarım sıcaklıkları ($<610^\circ\text{C}$) önerilmektedir (3,9,11,22).

STH'larında üretimde genellikle suda suverme uygulanmaktadır. Dolayısıyla kritik tavlamaı takiben suda su verme ile östenitin büyük oranda martensite dönüştüğü kabul edilebilir. Bununla birlikte gaz jeti gibi suya oranla daha yavaş soğutma ortamlarında ($100-400^\circ\text{C/sn}$) üretim yapılmak istendiğinde Mn miktarının %1,6'dan daha yüksek olması gerektiği bildirilmiştir (27). Kritik tavlama süresi kısa olduğu için (1-1,5dk) perlitin östenite dönüşümünün gerçekleştiği östenit oluşumunun birinci aşaması gerçekleşir (Şekil 3.4.1.). Bu şekilde üretilen martensit (östenit) hacim oranı, maksimum önceki levye karalında geçerli hacim oranı kadar olabilir (44).

Peape et.al. (57), sıcak haddeleme sonrasında bobin sarım sıcaklıklarının sürekli tavlama hatlarında çift-fazlı çelik üretimi sırasında östenitin martensite dönüşümünü (sertleşebilirlik) etkilediğini bildirmiştir. Benzer üretim çevrimi ve benzer çelik için düşük bobin sarım sıcaklıkları çift-fazlı çelik üretimini engellerken, yüksek bobin sarım sıcaklıkları neticesinde sürekli tavlama hatlarında da benzer üretim çevrimi ile çift-fazlı çelik üretmişlerdir. Buna sebep olarak yüksek kangal sarım sıcaklıkları

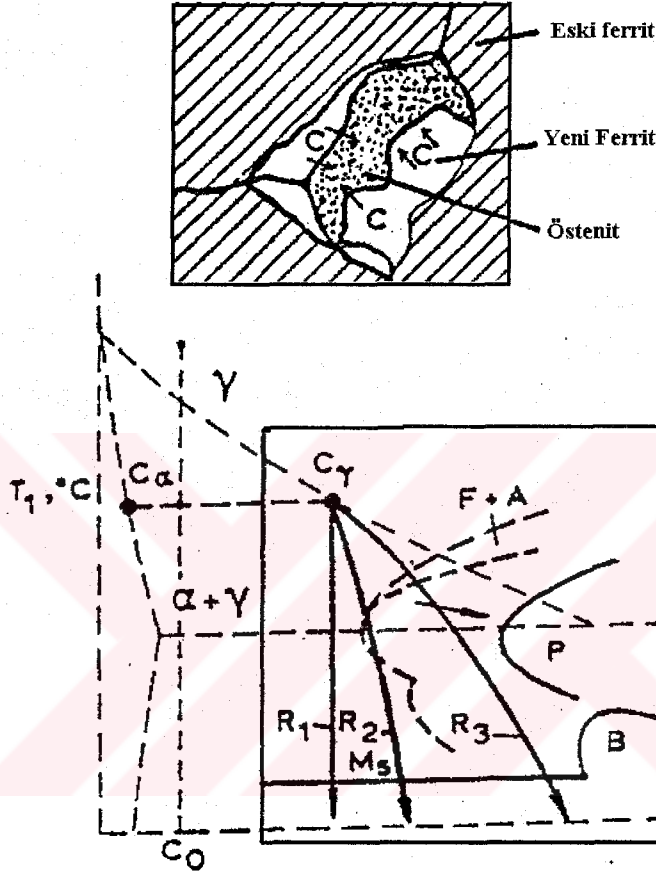
neticesinde perlitik bantların düşük sıcaklıklardakine nazaran daha yüksek Mn içermesi ve bunun östenitin çekirdeklenmesinin ve büyümesinin öncelikle perlit üzerinde olması nedeniyle sertleşebilirliği arttırması olarak göstermişlerdir.

Tavlama sıcaklığı ve soğutma hızı östenitin dönüşümü üzerinde kombine bir şekilde etkilidir. Tavlama sıcaklığı; östenit hacim oranı ve östenit içinde erimiş olan karbon içeriğini kontrol etmektedir (38). Hızlı soğutma sırasında karbonun östenit dışına difüzyonu için gerekli zaman kalmayacağı için östenitin martensite dönüşümü sonrasında martensitin karbon içeriğinin önceki östenit karbon içeriğine eşit olduğu kabul edilebilir (5,6,69). Bununla birlikte, yavaş soğutma sırasında östenit hacim oranı azalmakla birlikte malzeme kararlı östenite sahipse östenit tanelerinin karbonca zenginleşmesi gerçekleşir. Buda Şekil 3.10.'da görüldüğü gibi perlit beynit burunlarını sağa kaydırarak östenitin martensite dönüşmesi için gerekli kritik soğuma hızını düşürmektedir (70). Bu şekilde ferrit içerisinde eriyen karbon miktarı da azalmaktadır. Martensitin verimliliği için karbon miktarının yüksek olması arzu edilirken, ferritin iyi özellikleri için karbon ve diğer alaşım elementlerinden mümkün olduğunca arındırılmış olması arzu edilir (55).

Speich et. al. (44), 740 °C'de kritik tavlama sonrası yavaş soğutma sırasında östenit-ferrit arayüzey bölgelerinde Mn'ca zengin östenitin bölgelerinin sertliğinin arttığını ve martensitin östenit çevresinde bir bant oluşturduğunu gözlemişlerdir (bkz. Şekil 3.6.). Östenitin martensite dönüşümü sonrasında %2-4 oranında hacimce bir büyüme gerçekleşir. Bu durum ferrit tanelerini şekil değişimine zorlayacağı için ferrit tane sınırlarında yüksek yoğunlukta hareketli dislokasyonların oluşmasına sebep olur (8,71). Aynı zamanda kalıntı gerilmeler de söz konusudur.

Kimyasal kompozisyon, tavlama sıcaklığı ve soğutma hızına ek olarak kritik sıcaklıklardaki tavlama sırasındaki östenit dağılımı östenitin sertleşebilirliğini etkilemektedir. Priestner (72), ferrit fazı içerisinde östenit partiküllerinin dağılımı ile ferrit-östenit arayüzey alanının değişimine bağlı olarak sertleşebilirliğin değişebileceğine dikkat çekmiştir. Priestner her hangi bir soğuma hızında arayüzey alanına bağlı olarak martensit hacim oranının azalabileceğini geometrik bir analizle

göstermiştir.



Şekil 3.10. Fe-Fe₃C denge diyagramı (kesik çizgili) ve iki sistematik TTT diyagramı : C_γ T₁ kritik sıcaklığındaki östenitin karbon miktarı kesik çizgi), soğuma sırasında yeni ferrit oluşumu ve östenitin karbonca zenginleşmesi (sürekli çizgi) (70)

3.2.2. Östenitin yeni ferrit, perlit veya beynite dönüşmesi

Östenitin martensite dönüşümü için gerekli kritik soğuma hızlarından daha düşük hızlardaki soğuma sırasında, östenitten martensit harici fazların dönüşümü gerçekleşir. Şekil 3.9.'daki mikroyapı haritasında bu durum şematik olarak gösterilmişti.

Dönüşebilecek fazlardan bir tanesi ferrittir. Kritik tavlama sırasında mevcut olan

ferrit eski ferrit, soğuma sırasında östenitten dönüşen ferrit ise yeni ferrit olarak adlandırılmaktadır (56,73). Kritik soğuma hızlarından daha yavaş soğuma hızlarında; yeni ferritin eski ferrit üzerinde yeni bir çekirdeklenme olmaksızın oluştuğu ve östenit tanelerine doğru bir büyüme gösterdiği ifade edilmektedir. Lawson et.al (104) yeni ferrit ve eski ferritin ayırt edilmesi için kaynar haldeki alkali kromat çözeltisinde dağlama tekniğini geliştirmiştir. Sürekli soğumayla birlikte geriye kalan östenit ise soğuma hızı ve alaşım kompozisyonuna bağlı olarak martensit, beynit veya perlite (ferrit-karbide aggregate) dönüşebilir (56,69,73).

Matlock et al (62), kaynar haldeki alkali kromat çözeltisini kullanarak 1,5 Mn-Nb çeliğinin (810°C 'de 4 dk) kısa süreli tavlansından sonra $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ soğuma hızında soğutulması sırasında dahi yeni ferrit (Şekil 3.11.) oluştuğunu belirtmiştir. Yeni ferrit martensit çevresinde halka (kenar) şeklinde oluşmaktadır. Matlock et al (62) ve Eldis (74) orta hızlarda soğuma sırasında yeni ferritin eşeksenelden iğnesele doğru bir değişim gösterdiğini bildirmişlerdir.

Speich (55), 0,06C-1,5 Mn çeliğinin düşük kritik sıcaklıkta (1 saat 740°C) tavlama sonunda yavaş soğutulması sırasında östenitin Mn'ca zenginleşmesi sonucunda, ferrit östenit ara yüzeyinde sertleşebilirliği arttırdığını ve bu şekilde martensitin östenit çevresinde halka şeklinde oluştuğunu belirtmiştir. Yüksek sıcaklıklarda tavlama sonrasında soğutma sırasında östenitin merkezi ferrit karbür bozunmasına dönüşebilir. Bu durum tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak farklılık gösterebilir. Mn ve C'nun sertleşebilirlik üzerindeki etkileri diğer alaşım elementlerinin (Si, Mo, V ve Cr) etkilerine bağlı olarak değişebilir. Tanaka et. al.(68), Cr ve Mo'in sertleşebilirlik üzerinde etkileri olduğunu tespit etmiştir. Repas (15), ise sertleşebilirliği arttırmak için çok az V ilavesi önermektedir.

Chang et. al. (57), %0.13C, %0.63Si, %1.42Mn ve %0.8Mo içeren çelikte yaptıkları araştırmada; numuneleri, 830°C 30 dk. tavlama sonrasında, iki farklı soğuma hızında soğutmuşlardır. $0.1^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'lik soğutma hızında yeni ferrit, östenit parçacıkları merkezinde ve çevresinde var olan eski ferrit üzerinde kolay bir büyüme göstermiştir. Sonuçta ferrit östenit çevresinde olduğu kadar östenit merkezinde de

bulunmuştur. Birincisine göre daha hızlı olan $5.6^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'lik soğutma sırasında ise yeni ferritin öncelikli olarak östenit çevresindeki eski ferrit üzerinde oluştuğunu bildirmişlerdir.



Şekil 3.11. Yeni ferritin östenit çevresinde kenar şeklinde oluşması, %0,6C-1,5Mn-0.05Nb çeliği, 810°C 'de 4 dk tavllanmış ve $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ hızla soğutulmuş, eski ferrit: gri, yeni ferrit: beyaz ve martensit siyah renkli olarak görülmektedir (62)

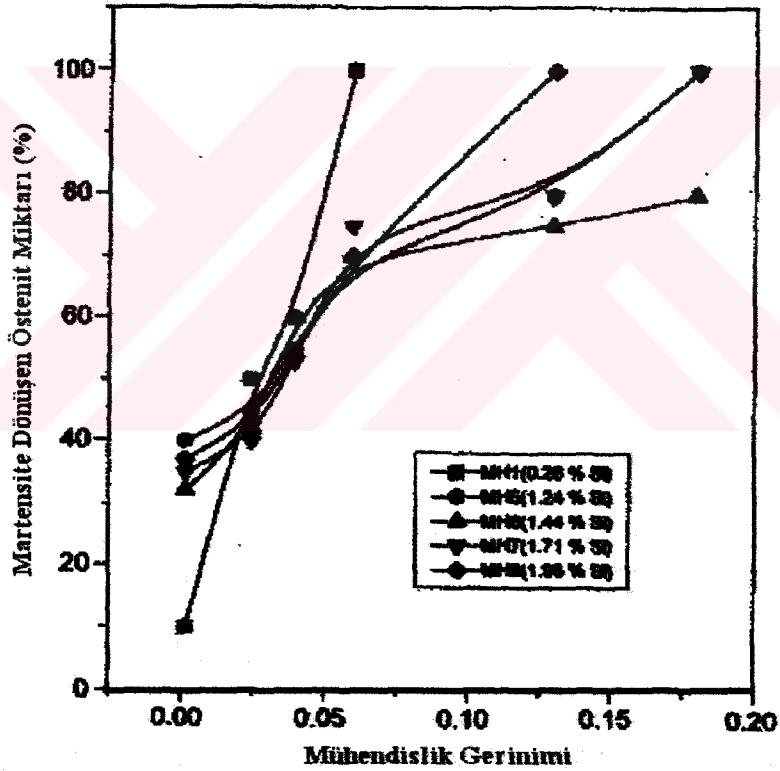
Geip et. al. (73), Nb mikro alaşımlı çelik üzerinde yaptıkları çalışmada yeni ferritin eski ferrit yönlenmesine benzer bir yönlenmeyle oluştuğunu bildirmiştir. Oluşumda tane sınırı veya arayüzey görülmemiştir. Eski ferrit içerisinde çökelme oluşmasına karşın yeni ferrit içerisinde çökelme oluşmadığını tespit etmişlerdir. Bu da yeni ferritin sünekliği artırıcı bir unsur olduğunu göstermektedir.

Önceki araştırmacıların (56,67), yeni ferritin çekirdeklenme olmaksızın oluştuğunu göstermelerine karşın Jeon et. al. (43), yeni ferritin çekirdeklenme ve yeni bir büyüme mekanizmasıyla oluştuğunu savunmaktadırlar.

Çift-fazlı çelikler mikroyapılarında ikinci faz olarak yüksek miktarlarda martensit harici fazlar içerdiklerinde ideal özelliklerini gösteremezler. Bu durum sıcak haddeleme ve STH'larında yavaş soğutma hızlarında çift-fazlı çelik üretimi sırasında önemli bir problem oluşturmaktadır. Bu sebeple kimyasal kompozisyon-üretim şartları kombinasyonunun iyi kurulması gerekmektedir. Avtar et.al. (3), sıcak haddeleme ile ürettikleri çift-fazlı çeliklerde beynit oluşumunu engelleyemediklerini

değişmekle birlikte genellikle %2-9 civarında bildirilmiştir (76). Normal şartlarda kalıntı östenit hacim oranının sıfırlanması mümkün değildir. Ancak -70°C 'ye kadar soğutma (38), temperleme veya deformasyonla kalıntı östenitin martensite dönüşümü sağlanabilir (64,77,78).

Hillis et.al. (58), Si'un kalıntı östenit oranını arttırdığını bildirmişlerdir. Salah and Priestner (77), kalıntı östenitin gerinim miktarına bağlı olarak martensite dönüşümünü farklı Si içeriğine sahip çeliklerin gerinmesi sırasında Şekil 3.13.'de olduğu gibi tespit etmişlerdir.



Şekil 3.13. Gerinim miktarına bağlı olarak kalıntı östenitin martensite dönüşen hacim oranı (77)

Furukava et.al (79), %0.1C-2Mn-0.2Si içeriğine sahip çeliğin 750°C 'de 2 dk. tavlansının ardında farklı hızlarda soğutulması sırasında soğuma hızına bağlı olarak kalıntı östenit miktarının değiştiğini; suda su verme sırasında %2 civarında kalıntı östenit oluşurken, havada soğutma sırasında %8 civarında kalıntı östenit oluştuğunu bildirmişlerdir. Cornford and Hiam (80), sıcak hadde ile üretilen çift-fazlı

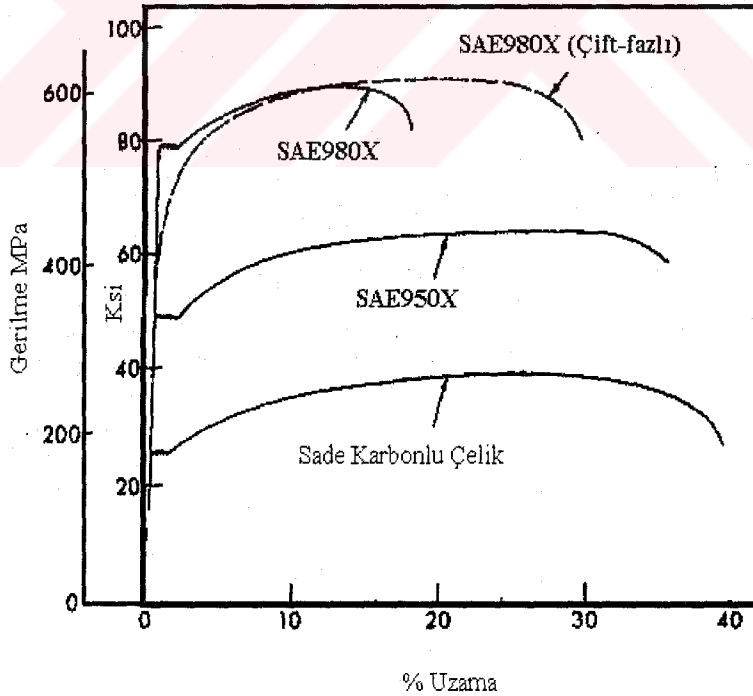
eliklerde kalıntı östenit miktarının genellikle %2 civarında olduğunu iddia etmektedirler Genellikle, ift-fazlı çeliklerde kalıntı östenitin bulunması iki şekilde izah edilmektedir (78):

1. Kalıntı östenitin kimyasal kararlılığı
2. Kalıntı östenitin küçük tane boyutu

Kalıntı stenit miktarı Ms sıcaklığı civarında soğutmada bir kesiklik olduğunda artar. Tavlama sıcaklığı arttıkça kalıntı östenit hacim oranında da artış olur (16). Bazı araştırmacıların (37) aksi görüşleri olmakla birlikte, araştırmacılar genelde kalıntı östenitin süneklik özelliğini geliştirdiği üzerinde mutabıktırlar. Fakat ift-fazlı çeliklerde kalıntı östenit hacim oranı çok düşük ve uygulanan deformasyonla da martensite dönüştüğü için bu etkileri de düşük olacaktır. Bundan dolayı kalıntı östenitin çekme özellikleri üzerine etkisi genellikle göz ntnde bulundurulmaz. (55,64).

4. ÇİFT-FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Çift-fazlı çelikler genel olarak düşük akma, yüksek çekme dayanımı, pekleşme hızı, yüksek düzgün ve toplam uzama gibi çekme özellikleri ile tanımlanmaktadır (1-7,80-87). Üretildikleri yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA) çelikler ile karşılaştırıldıklarında benzer çekme dayanımına sahiptirler, düzgün ve toplam uzama değerleri ise çok üstün bir düzeydedir. Bu özellikler ile çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine göre iyi şekillendirilebilme ve şekillendirme sonrası yüksek dayanım gibi önemli özelliklere sahiptirler. Bu üstün özellikler Şekil 4.1.'de SAE 980X, SAE 950X ve sade karbonlu çeliklerin çekme diyagramları ile karşılaştırmalı olarak verilen M980X çift-fazlı çeliğinin çekme diyagramında görülmektedir (7).



Şekil 4.1. Sade karbonlu ve SAE 980X, SAE 950X ve M 980X (çift-fazlı) çeliklerinin mühendislik gerilme-%uzama eğrileri (7)

Şekil 4.1.'de görüldüğü gibi ticari 980X çeliğinden elde edilen çift-fazlı çeliğin akma dayanımı 550 MPa'dan 380 MPa (80 Ksi'den 50 Ksi'ye) değerine düşmüş, toplam uzama %18'den %27 değerine yükselmiş ve çekme dayanımı 690MPa olarak gerçekleşmiştir. Bu sonuç çekme dayanımında belirli bir kayıp olmadığını göstermektedir.

Çift-fazlı çeliklerin benzer sınıftaki çeliklerle kıyaslandıklarında sahip oldukları üstün çekme özellikleri, mikroyapılarını oluşturan ferrit ve martensit fazlarından ileri gelmektedir. Sert ve dayanıklı martensit ile yumuşak ve sünek olan ferritin karışımından oluşan çift-fazlı çeliğin çekme özelliklerine bakıldığında, dayanımı martensitin, sünekliği ise daha çok ferrit fazı özelliklerinin belirlediği anlaşılmaktadır (1,39,55,56,61,68). Bazı araştırmacılar (83,85,86) çift-fazlı çeliklerin özelliklerini karışım teorisi ile açıklamaktadırlar. Bunun yanında ferritin dayanım üzerinde ve martensitin de süneklik üzerinde etkisi vardır (7). Çift-fazlı çeliklerin optimum özellikleri için ferrit ve martensit fazlarının optimum özelliklerine ihtiyaç vardır. Kim and Thomas (50), çift-fazlı çeliklerin çekme özelliklerine etki eden faktörleri aşağıdaki şekilde ifade etmiştir.

- Ferrit ve martensitin özellikleri
- Ferrit ve özellikle martensit (ikinci faz) morfolojisi
- MHO ve martensit karbon içeriği

Bunları ise şu değişkenler belirlemektedir:

- Alışım elementleri
- Kritik tavlama sıcaklığı ve süresi
- Soğutma hızı

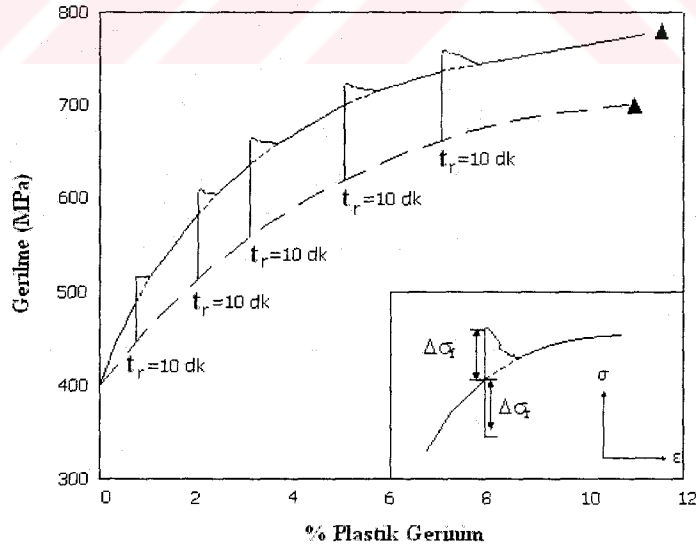
4.1. Çekme ve Akma Dayanımı

Çift-fazlı çelikler üretildikleri YMDA çelikleri ile kıyaslandıklarında benzer çekme ve

düşük akma dayanımı gösterirken belirgin bir akma noktası göstermezler (bkz. Şekil 4.1.) (6-8,81-89).

Sürekli akma davranışına sebep olarak, östenitin martensite dönüşümü sırasında görülen %2-4 civarındaki hacim büyümesinin neden olduğu deformasyondan dolayı, martensite sınır ferrit bölgelerinde oluşan yüksek yoğunluğa sahip hareketli dislokasyonlar ve kalıntı iç gerilmeler gösterilmektedir (7,71,87).

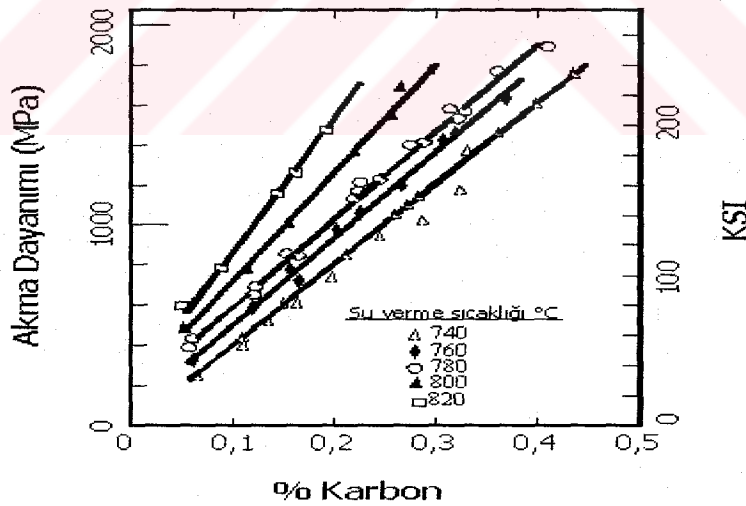
Çift-fazlı çelikler uygulanan temperleme, ön deformasyon sonrası temperleme, aşırı yaşlandırma veya deformasyon yaşlanması işlemleri sonucunda belirgin bir akma noktası göstermektedirler. Bu işlemler sonucu akma ve çekme dayanımları da artmaktadır (1,10,87,90). Tekrarlanan deformasyon yaşlanması sonrasında çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışı Şekil 4.2.'deki gerilme-gerinim diyagramında gösterilmiştir.



Şekil 4.2. Sade karbonlu çift-fazlı çeliklerin gerçek gerilme (σ)-%uzama (ϵ) eğrileri üzerinde, gerilme gevşemesi sonrası akma noktasının görülmesi ($\Delta\sigma_T - \Delta\sigma_T'$ akma gerilmesi ve gevşetilmiş gerilmedeki biri diğerinin bir sonucu olarak görülen artış ayrıca gösterilmiştir) (90)

Benzer kimyasal içeriğe sahip fakat farklı üretim yöntemleri ile üretilmiş olan çift-fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımları farklılık göstermektedir. Hansen and Bramfitt (22), sıcak haddeleme ile ürettikleri çift-fazlı çeliklerin ısıtma işlemi ile ürettiklerinden daha yüksek akma ve çekme dayanımı gösterdiğini bildirmişlerdir (Şekil 2.2.). Buna sebep olarak üretim yöntemlerine bağlı olarak çift-fazlı çeliklerin mikroyapılarının değişmesini göstermişlerdir.

Çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı malzemenin karbon içeriği ve kritik tavlama sıcaklığı ile doğrusal olarak değişmektedir (Şekil 4.3.) (1). Çekme dayanımı içinde benzer bir durum söz konusudur. Tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriği bu etkiyi aslında MHO oranını artırarak yapmaktadırlar. Bu sebeple dayanım üzerindeki asıl etkiyi MHO yapmaktadır.



Şekil 4.3. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerin akma dayanımının su verme sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğinin bir fonksiyonu olarak değişmesi (1)

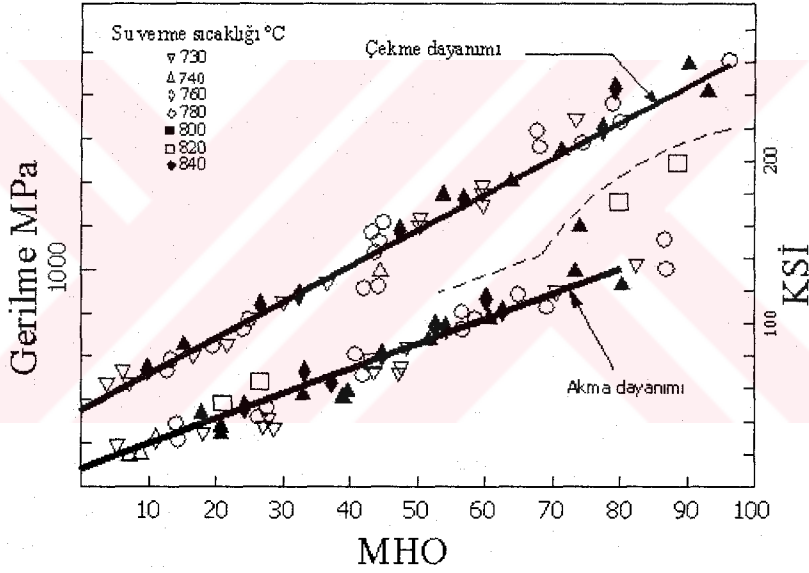
Çift-fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımları Şekil 4.4.'de görüldüğü gibi MHO ile doğrusal olarak değişmektedir. Çift-fazlı çelikleri üstün kılan optimum dayanım-süneklik değerleri için MHO değerleri %15-25 civarında ve malzemenin karbon

içeriğinin %0.3'ten az olması istenir. Davies (1), çift-fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını MHO'nun bir fonksiyonu olarak Eş. 4.1., 4.2 ve 4.3'te olduğu gibi ifade etmiştir.

$$\sigma_{0.1} = 103 + 11.1 \% \text{MHO MPa} \quad [4.1]$$

$$\sigma_{0.2} = 172 + 15.9 \% \text{MHO MPa} \quad [4.2]$$

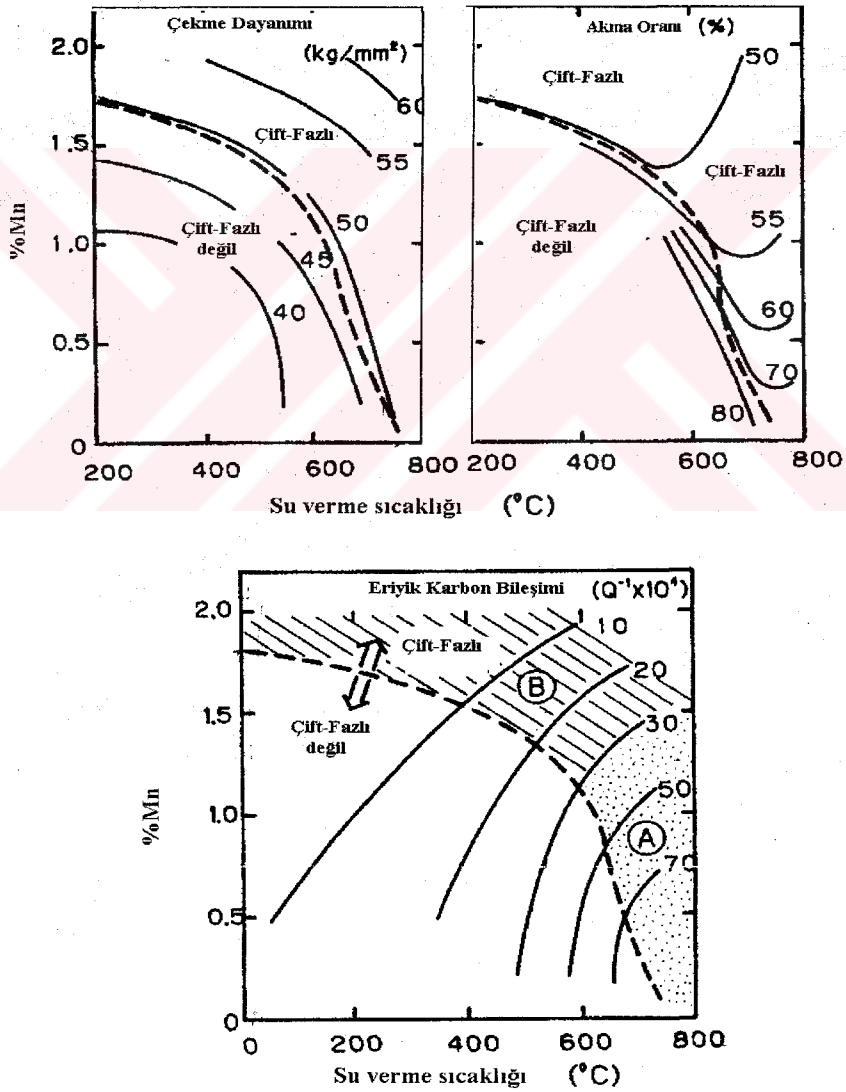
$$\sigma_{\phi} = 235 + 8.3 \% \text{MHO MPa} \quad [4.3]$$



Şekil 4.4. Fe-Mn-C alaşımlı çift-fazlı çeliklerde, MHO'nun fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımlarının değişimi (1)

Çift-fazlı çeliklerin dayanımlarını arttırabilmek için östenitin miktarını ve sertleştirilebilirliğini arttırıcı alaşım elementleri (Mn, Cr, Mo, V, Ni vb.) ile alaşımlandırılması gereklidir. Bununla birlikte bu alaşım elementlerinin ferritin saflığını bozmayacak miktarlarda bulunması tercih edilir (59,64). Bu amaçla Si ve P içerikli çelikler tavsiye edilmektedir (85). Çift-fazlı çeliklerin akma ve çekme dayanımları üzerinde MHO, martensit morfolojisi ve karbon içeriği baskın olmakla birlikte ferrit fazı özellikleri (hacim oranı, tane boyutu ve saflığı) de etkilidir. Faz hacim oranları ve

özellikleri kontrol edilerek, çift-fazlı çeliklere arzu edilen dayanım değerleri kazandırılabilir. Sürekli tavlama hatlarında üretim sırasında (Şekil 4.5.) ikinci faz ve onun hacim oranı ile birlikte ergiyik karbon miktarının çekme dayanımı üzerindeki etkisi görülmektedir. Çekme dayanımı, akma oranı ve ergiyik karbon miktarı benzer Mn seviyesinde dahi su verme sıcaklığına bağlı olarak değişmektedir.



Şekil 4.5. Sürekli tavlama hatlarında çift-fazlı çelik üretimi sırasında Mn miktarı ve su verme sıcaklığına bağlı olarak çekme dayanımı, akma oranı ve ferrit içerisinde karbon miktarının değişimi (27)

Araştırmacılar (59,83) ferrit içerisindeki çökelekler ve ferrit tane boyutunun akma dayanımına olan etkilerinden daha fazla miktarda çekme dayanımını arttırdığını tespit etmişlerdir. Çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımı-tane boyutu ilişkisi Van 80 çeliği için $\sigma=7,42/ d^{-1/2}$ MPa değeri ile ifade edilmiştir (83). Davies (37), kullandığı çelikler için bu değeri $\sigma = 8,27/ d^{-1/2}$ MPa olarak belirtmiştir. Davies and Magee (8), ise optimum dayanım-süneklik değerleri için ferrit anayapının tane boyutunun $\approx 3\mu\text{m}$ civarında olması gerektiğini ifade etmişlerdir.

4.1.1. Martensit hacim oranı (MHO) ve karbon içeriği

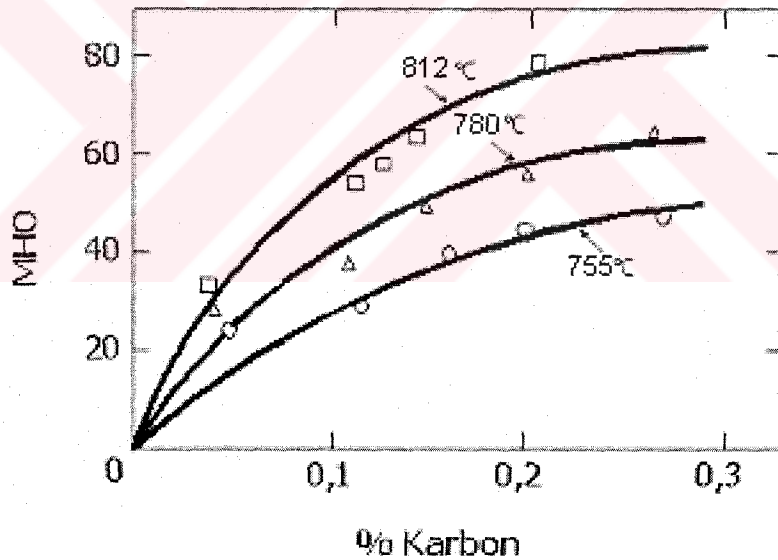
Çift-fazlı çeliklerin dayanımı büyük oranda martensit fazı özelliklerine bağlıdır (1,4,8,10,13,21,53,54) (Şekil 4.4.). Martensit fazı özelliklerinin en önemlileri martensit hacim oranı (MHO) ve martensit morfolojisidir. Martensit özellikleri çift-fazlı çeliklerin süneklik değerlerini de etkilemektedir. Martensitin dayanımı ve MHO aşağıdaki faktörlere bağlı olarak değişmektedir (1).

- Malzemenin karbon içeriği
- Tavlama sıcaklığı
- Östenitin sertleşebilirliği

Çift-fazlı çeliklerde arzu edilen martensit türü çıta martensittir. Bunun sebebi çıta martensitin kırılma enerjisi yüksek olan plaka martensite göre daha tok olmasıdır. Oluşacak olan martensit türü östenit içinde eriyen karbon miktarına bağlı olarak değişmektedir. Karbon içeriği arttıkça çıta martensit yerine plaka martensit oluşmaktadır. Östenit içinde eriyen karbon miktarı arttıkça östenitin sertleşebilirliği de artmaktadır. Martensitik çeliklerin tokluğu plaka martensit oluşmasına da bağlı olarak karbon oranı arttıkça azalmaktadır. Bu nedenle çift-fazlı çeliklerde martensitin iyi özellikleri için malzemenin karbon içeriği sınırlandırılmıştır. Genelde alaşım elementlerine bağlı olarak malzemenin karbon içeriğinin %0.3'ten az olması istenir (79). Şekil 4.6.'da görüldüğü gibi malzemenin karbon içeriğinin artmasıyla çift-fazlı çeliklerin MHO artmaktadır (91). MHO'nun

artması da dayanımı artırırken sünekliği, dolayısıyla da tokluğu düşürmektedir.

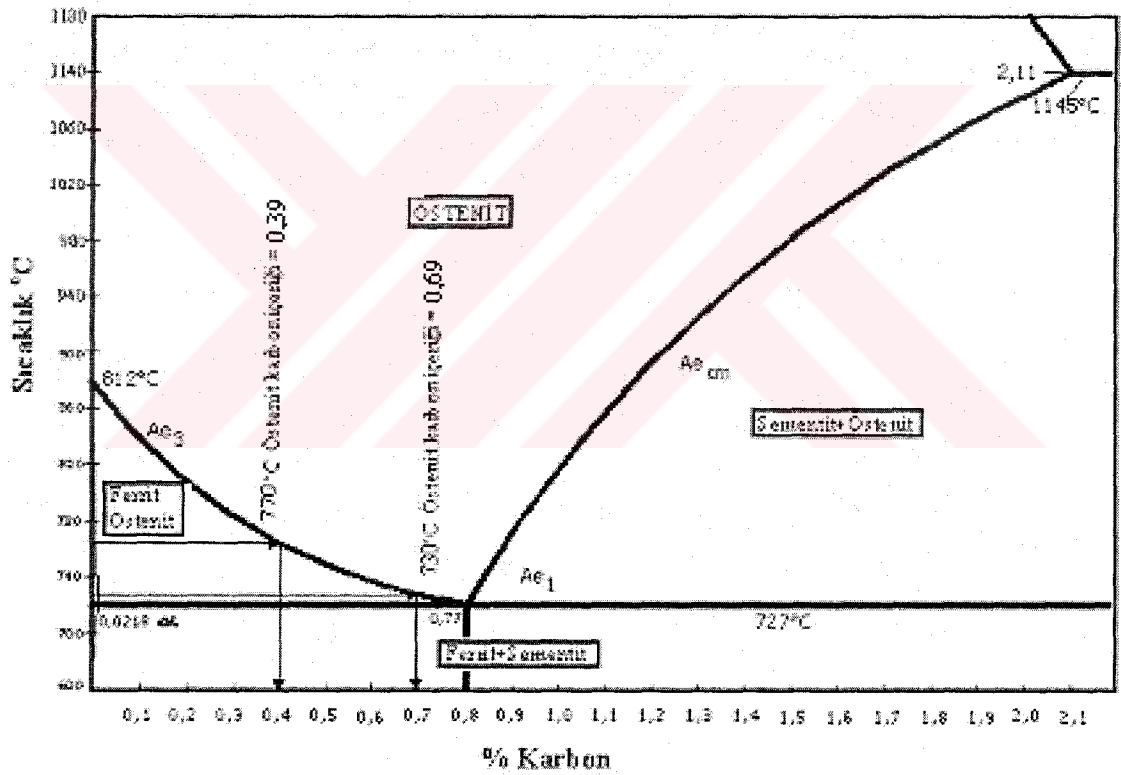
Kritik tavlama sırasında, terazi kuralına göre tavlama sıcaklığı arttıkça (A_3 çizgisine yaklaştıkça) östenit içinde erimiş olan karbon içeriği azalmaktadır. Bunun tersi olarak tavlama sıcaklığı azaldıkça (A_1 çizgisine yaklaştıkça) östenit içinde erimiş olan karbon içeriği artmaktadır. Östenit içinde erimiş karbon miktarı açısından bakıldığında soğutma sonrası elde edilen martensit dayanımı, yüksek karbon içeriğine bağlı olarak, düşük sıcaklıklarda tavlama sonrası soğutma ile elde edilen martensit için daha yüksektir. Şekil 4.7.'de terazi kuralı gereğince tavlama sıcaklığına bağlı olarak östenit karbon içeriğinin değişimi görülmektedir.



Şekil 4.6. %1,5 Mn'lı kritik tavllanmış çeliklerin MHO'nun kritik tavlama sıcaklığı ve malzemenin karbon içeriğine bağlı olarak değişimi (91)

Çift-fazlı çeliklerin karakteristik özellikleri için ikinci faz olarak martensit harici fazların oluşmamasına özen gösterilir. Aksi taktirde arzu edilen optimum dayanım-süneklik değerleri elde edilemez. Kritik tavlama sıcaklığı ve soğuma hızının MHO dolayısıyla dayanım üzerindeki etkisini açıklarken dikkat edilmesi gereken husus, östenitin

karbonca zengin dönüşümünün gerçekleştiği kritik tavlama sıcaklığıdır. Mould and Skena (87), Mn'lı çelikler üzerinde yaptıkları çalışmada, Mn bileşimi için hızlı soğutma yada östenitin yüksek karbona sahip olduğu (%0.4-0.6C) sıcaklıklarda soğutma sırasında yüksek özellikteki martensitin elde edilebilmesi için perlit burunlarını kesmekten kaçınmak gerektiğini belirtmişlerdir (91). Sıcak haddeleme ile üretim sırasında da perlit burunlarının kesilmesi neticesinde martensit harici fazların oluşması ile çekme özellikleri dayanım-süneklik ilişkisi açısından olumsuz bir şekilde değişmektedir.

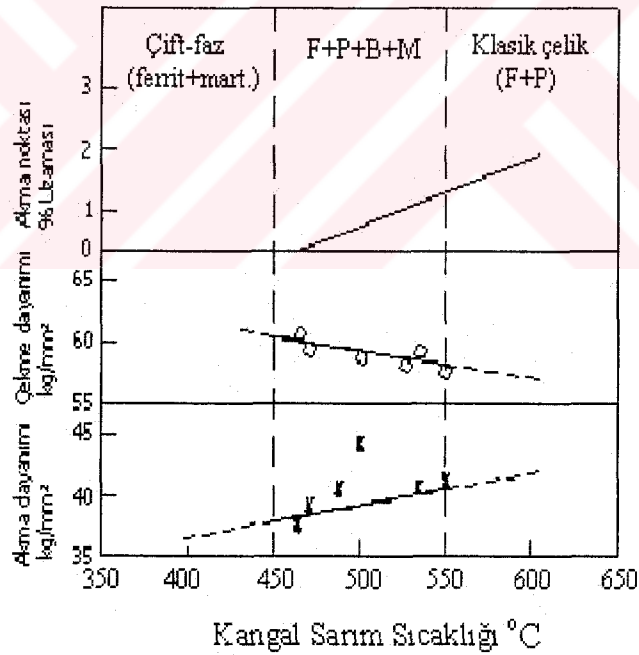


Şekil 4.7.Kısmi Fe-C denge diyagramı

Avtar et. al. (3), Kangal sarım sıcaklığına bağlı olarak çekme özelliklerinin değişimi Şekil 4.8.'de olduğu gibi tespit etmişlerdir. Şekilde görüldüğü gibi 450°C'nin üzerinde akma uzaması görülmüş, akma dayanımı artmış ve çekme dayanımı azalmıştır. Avtar et.

al. (3), bunun sebebi olarak 450°C'nin üzerindeki kangal sarım sıcaklıklarında oluşan perlit ve beyniti göstermişlerdir.

G.R. Speich and R.L. Miller (91), MHO ve martensit karbon içeriğinin çift-fazlı çeliklerin dayanımı üzerindeki etkilerini formüle edebilmek için % 1.5 Mn'lı çelikler üzerinde bir çalışma yapmışlardır. Farklı kritik tavlama sıcaklıklarına bağlı olarak MHO ve martensit karbon içeriğindeki değişimleri sağlayabilmek için 740, 760 ve 780 °C'lerde kritik tavlama uygulamışlardır. MHO'na bağlı olarak dayanım değerlerinde görülen artışın çekme dayanımı için yüksek bununla birlikte akma dayanımı için çok fazla olmadığını tespit etmişlerdir.



Şekil 4.8.Kangal sarım sıcaklığı ile çekme özelliklerinin değişimi (3)

Speich and R.L. Miller (91), martensitin karbon içeriğinin Eş. 4.4'deki temel ifade ile hesaplanabileceğini ifade etmişlerdir. Davies (1), G.R. Speich and R.L. Miller (91)'in

aksine, martensit karbon içeriğinin çift-fazlı çeliklerin çekme dayanımını etkilemediğini belirtmiştir.

$$C_m = C_o + \frac{\rho_\alpha}{\rho_m} \left(\frac{100}{P_m} - 1 \right) (C_o - C_\alpha) \quad [4.4]$$

ρ_α = Ferrit fazı yoğunluğu

C_o = Malzemenin karbon içeriği

ρ_m = Martensit fazı yoğunluğu

C_α = Ferrit fazı karbon içeriği

P_m = MHO

C_m = Martensit karbon içeriği

MHO ve martensit karbon içeriğinin çekme dayanımını üzerindeki etkisi Eş. 4.5.'de ifade edilmiştir. Burada çekme dayanımına etki eden ferrit tane boyutu ve Mn bileşimi gibi faktörler sabit tutulmuştur (91).

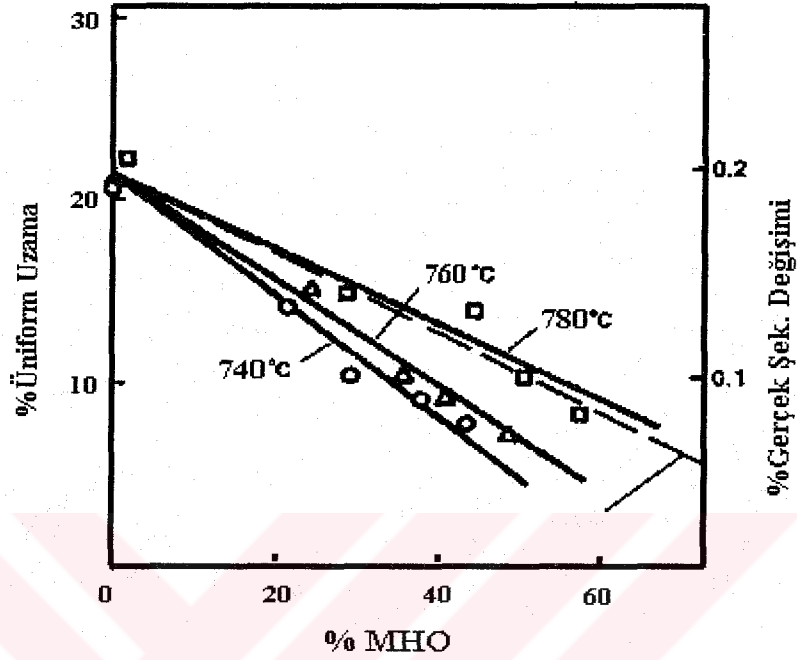
$$S_T(\text{MPa}) = S_{T\alpha}^\circ \left[(620 - S_{T\alpha}^\circ) + (2585 \cdot C_m) \right] \frac{P_m}{100} \quad [4.5]$$

S_T = Çift-fazlı çelik çekme dayanımı

$S_{T\alpha}^\circ$ = Ferrit fazı çekme dayanımı

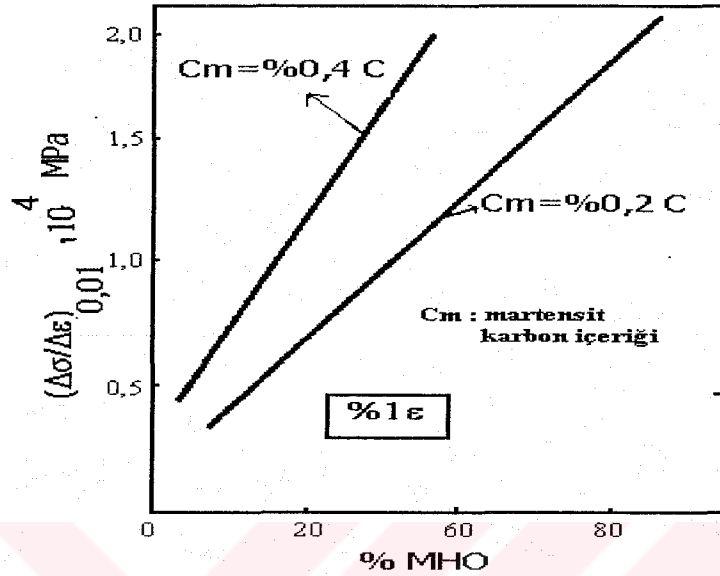
Davies (1), %50 MHO değerine kadar akma dayanımının tane boyutundan etkilenmediğini, ancak; bu değer üzerinde tane boyutunun MHO'na bağlı olarak akma dayanımını etkilediğini bildirmiştir.

Davies (37), martensitin çok azda olsa deforme edilebildiğini belirtmiştir. Böylelikle martensit fazı çift-fazlı çeliklerin süneklik özelliklerini çok azda olsa geliştirmiştir. İyi süneklik değerleri için MHO %20'den az olması istenir. MHO'nın artmasıyla artan çekme dayanımına karşın düzgün uzama, toplam uzama ve %kesit daralması azalır. MHO bağlı olarak uzama değerlerindeki değişimler Şekil 4.9.'de grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil 4.9. MHO'na bağlı olarak %düzgün uzama değerlerinin değişimi (91)

Çift-fazlı çeliklerin pekleşme hızı martensitin karbon içeriği ve MHO'nın artmasıyla doğrusal olarak artmaktadır (Şekil 4.10.) (69,91,93). MHO %1-8'lik plastik şekil değiştirme oranlarında pekleşme aşamalarını etkilemektedir. Pekleşmenin 1. aşaması MHO ile doğrusal olarak değişirken I. aşamadan II. ve III. aşamaya geçişler doğrusal olmayan bir tarzda değişmektedir (87).



Şekil 4.10. %0.2, % 0.4 C içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklerin %1 uzamadaki pekleşme hızları (91)

4.1.1.1. İkinci faz (martensit) morfolojisi

Çift-fazlı çeliklerde mikroyapı morfolojisi uygulanan ısıtılma yöntemlerine bağlı olarak oluşmaktadır. Elde edilen morfolojiye özellikle de ikinci faz (martensit) morfolojisine bağlı olarak çift-fazlı çelik mekanik özellikleri değişmektedir. Arzu edilen mekanik özelliklere göre belirlenen ısıtılma yöntemi ile uygun morfolojiye sahip çift-fazlı çelik elde etmek mümkündür (1,45,50-54,74). İdeal olarak tanımlanan çift-fazlı çeliklerin optimum dayanım-süneklik ilişkisi için, ikinci fazın ince taneli ve birbirlerinden bağlantısız bir morfolojiye sahip olması istenir. İri taneli ve birbirleriyle bağlantılı şekilde oluşmuş martensit morfolojisine sahip çift-fazlı çelikler düşük seviyelerde süneklik değeri göstermişlerdir (1,50,52,59).

Çift-fazlı çeliklerde arzu edilen MHO %15-25 civarındadır. Bu oranlardaki martensit, %75-85 hacim oranına sahip ferrit anayapının ve dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışını dağılım mukavemetlenmesi mekanizması ile etkilemektedirler. Thomas and Koo (59), martensit morfolojisi üzerine yaptıkları çalışmada, farklı ısıtılma

işlem basamakları kullanarak değişik morfolojiye sahip çift-fazlı çelikler üretmişlerdir. ÖÇF (Şekil 3.2.c.) yöntemiyle elde ettikleri martensitin, ara ısıtma işlemi suda suverme yöntemiyle (Şekil 3.2.a.) elde ettikleri martensite oranla daha iri taneli ve bağlantılı şekilde oluştuğunu ve daha düşük süneklik değerleri gösterdiğini belirtmişlerdir.

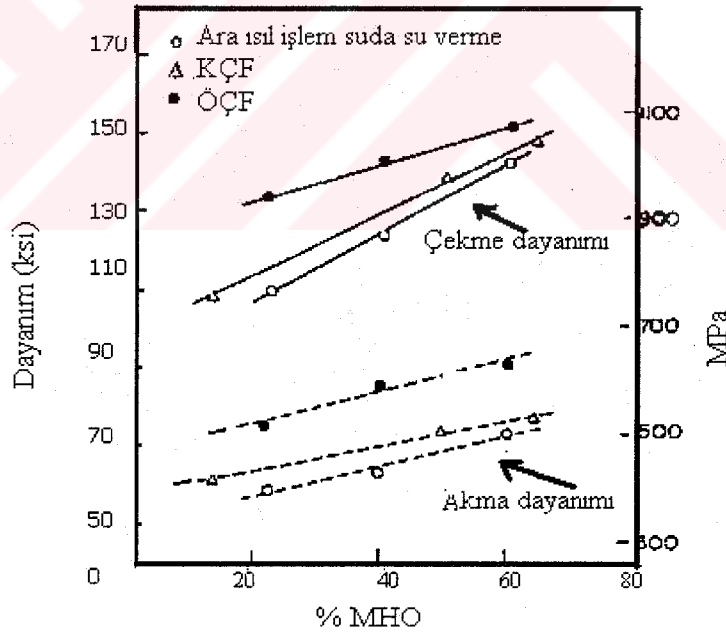
Kunio et. al. (36), martensit parçacıkları arasındaki mesafe ile % kesit daralması arasındaki ilişkiyi ÖÇF ve KÇF numuneleri üzerinde incelemişlerdir. Martensit parçacıkları arasındaki mesafenin artması ile ÖÇF numunelerinin % kesit daralmasının arttığını fakat KÇF numunelerinde kayda değer bir değişiklik olmadığını bildirmişlerdir.

Tomita et.al (52) da, Fe-0.1C çelik numuneleri üzerine KÇF, ara ısıtma işlemi ve ÖÇF olmak üzere üç farklı ısıtma işlemi uygulayarak üç farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelik üretmişlerdir (Şekil 3.2.). KÇF numunelerinde martensit açık olarak ferrit taneleri çevresinde orta irilikte taneler şeklinde oluşmuştur. Çekme deneyi sonucunda dayanımın arttığını bununla birlikte akma oranının azaldığını belirtmişlerdir. Ara ısıtma işlemi çift-fazlı çelik numunelerinde martensitin, inceltirilmiş ferrit anayapı içerisinde ince küresel bir dağılım gösterdiğini belirtmişlerdir. Bu numunelerin dayanım-süneklik ilişkisi önemli bir gelişme göstermiştir. Fakat akma oranı artmıştır. ÖÇF numunelerinde ferrit anayapı içerisinde rasgele dağılmış, iri taneli çita martensite sahip çift-fazlı mikroyapı elde etmişlerdir. Bu numuneler çekme deneyi sırasında iyi dayanım-süneklik ilişkisi ve düşük akma oranı göstermiştir.

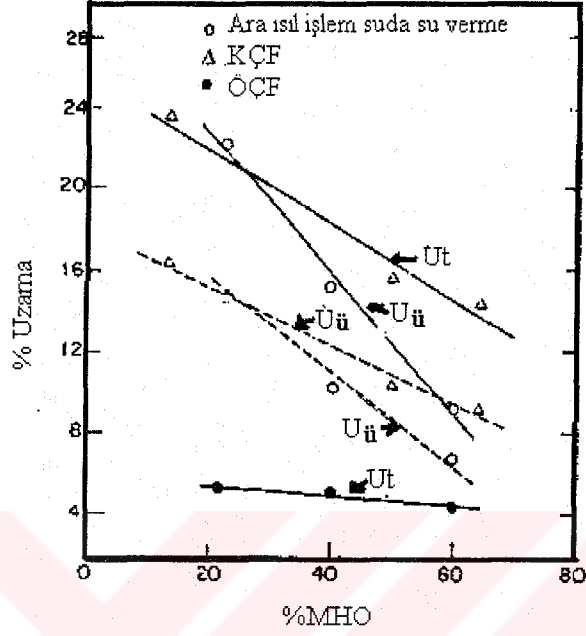
Martensit morfolojisinin çekme dayanımı üzerine başka bir çalışma Kim and Thomas (50), tarafından yapılmıştır. Çalışmalarında yüksek saflığa sahip Fe-2Si-0.1C çelik kullanmışlardır. Bu çelikleri 1100°C'de 29 saat süreyle homojenleme tavına tabi tuttukten sonra sıcak hadde ile kalınlıklarını 1,5 mm'ye indirerek numune almışlardır. İlk olarak ÖÇF yöntemiyle elde ettikleri çift-fazlı çeliğin iri taneli olduğunu, çekme deneyinde yüksek dayanım göstermesine karşın süneklik değerinin düşük olduğunu belirtmişlerdir. İki aşamalı olarak yaptıkları ara ısıtma işlemi suda suverme sonucu elde

ettikleri çift-fazlı çeliğin ise ince küresel bir yapıya sahip olduğunu belirtmişlerdir. Bu iki çift-fazlı çelik dayanım değerlerinde belirgin bir düşme olmaması ile birlikte çok iyi uzama değerleri göstermişlerdir. Değişik MHO'larında çift-fazlı çeliklerin dayanım değerleri Şekil 4.11.'de ve uzama değerleri Şekil 4.12.'de görüldüğü gibi morfolojik farklılığa bağlı olarak farklı değerler göstermektedir.

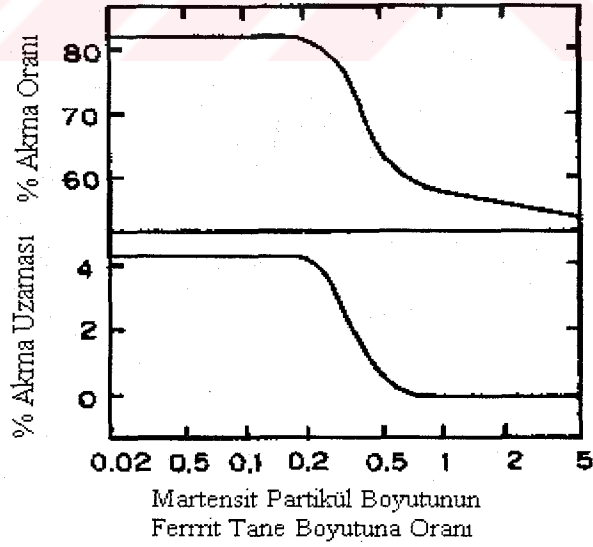
Matsudo et.al. (27), sürekli tavlama ile ürettiği çelikler için martensit partiküllerinin ferrit tane boyutuna oranının akma oranı ve uzaması üzerindeki etkisini Şekil 4.13.'de görüldüğü gibi bildirmişlerdir. Şekilde görüldüğü gibi martensit partiküllerinin ferrit tane boyutuna oranı 0,2'den daha büyük olduğundan itibaren akma oranı ve uzamasında ani bir düşüş görülmektedir. Bu oran 0,7 olduğunda ise, akma uzaması görülmemiştir.



Şekil 4.11. MHO'nın fonksiyonu olarak akma ve çekme dayanımları (50)



Şekil 4.12. MHO'nun fonksiyonu olarak düzgün ve toplam uzama değerleri (50)



Şekil 4.13. Martensit partikül boyutunun ferrit tane boyutuna oranının akma oranı ve uzaması üzerindeki etkisi (27)

4.2. Pekleşme (Deformasyon Sertleşmesi)

Çift-fazlı çelikler yüksek pekleşme hızına sahiptirler (52,76,92-96). Çift-fazlı çeliklerin yüksek deformasyon sertleşmesi hızına sebep olarak martensit çevresindeki kalıntı gerilmeler ve ferrit içinde bulunan ve çok sayıdaki hareketli dislokasyonlar gösterilmektedir (94). Çekme sırasında deformasyonun henüz erken aşamasında, 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 artırılması gereklidir. Artan gerilme ile şekil değişimi de artacaktır (91).

Metallerin deformasyon davranışı Hollman eşitliği (Eş. 4.6.) ile izah edilmektedir. Bazı araştırmacılar (76,95), çift-fazlı çeliklerin de deformasyon davranışının Hollman eşitliği ile ifade edilebileceğini belirtmişlerdir.

$$\sigma = k \cdot \epsilon_p^n \quad [4.6]$$

$$\text{Log } \sigma = \text{log } k + n \text{ log } \epsilon_p$$

Burada:

- σ = Gerçek gerilme
- ϵ_p = Gerçek plastik şekil değiştirme
- k = Dayanım katsayısı
- n = Pekleşme katsayısıdır

Önceki araştırmacıların aksine diğer bazı araştırmacılar (52,76,93), çift-fazlı çeliklerin üç farklı deformasyon aşamasına sahip olmalarından dolayı pekleşme katsayısı “n” in değişken olduğunu; her üç deformasyon aşaması için üç farklı “n” katsayısının varlığını kabul etmişlerdir. Buna bağlı olarak sabit n değeri ve Hollman denkleminin çift-fazlı çeliklerin pekleşme davranışını tam olarak karşılamadığı sonucuna varmışlardır. Bunun yerine Ludwick denkleminin (Eş. 4.7.) geliştirilen Joul-Crossard analizi, çift-fazlı çeliklerin deformasyon değerlerinin bulunmasında kullanılmış ve deneysel değerlerle

uyum gösterdiği bildirilmiştir.

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon_p^n \quad [4.7]$$

k, n = sabittir (log σ - log ε çiziminden elde edilirler)

veya

$$\log (d\sigma/d\varepsilon) = \log K + \log n + (n - 1) \log \varepsilon$$

Joult-Crossard analizinde σ , k ve n değerleri $\log \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ -log ε çiziminden elde edilir.

Geliştirilmiş Swift denklemiyle (Eş. 4.8.) düzgün uzama basitçe anlatılmaktadır.

$$\varepsilon_p = \varepsilon_0 + C\sigma^m \quad [4.8]$$

ε_p = Gerçek plastik şekil değiştirme

C, m, ε_0 = malzeme sabitleri

σ = Gerçek gerilme

C, m ve ε_0 parametreleri $\log d\sigma/d\varepsilon$ 'nin $\log \sigma$ 'ya göre çiziminden elde edilir.

Maksimum yüklemdeki şekil değiştirme ε_{pu}

$$\varepsilon_{pu} = \frac{1}{m} + \varepsilon_0 \quad [4.9]$$

Burada ε_{pu} , $d\sigma/d\varepsilon_p = \sigma$ (Considère kriteri) ile tanımlanan düzgün şekil değişimidir.

Ludwick'den;

$$\ln \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \ln(k \cdot n) + (m - 1) \ln \varepsilon_p \quad [4.10]$$

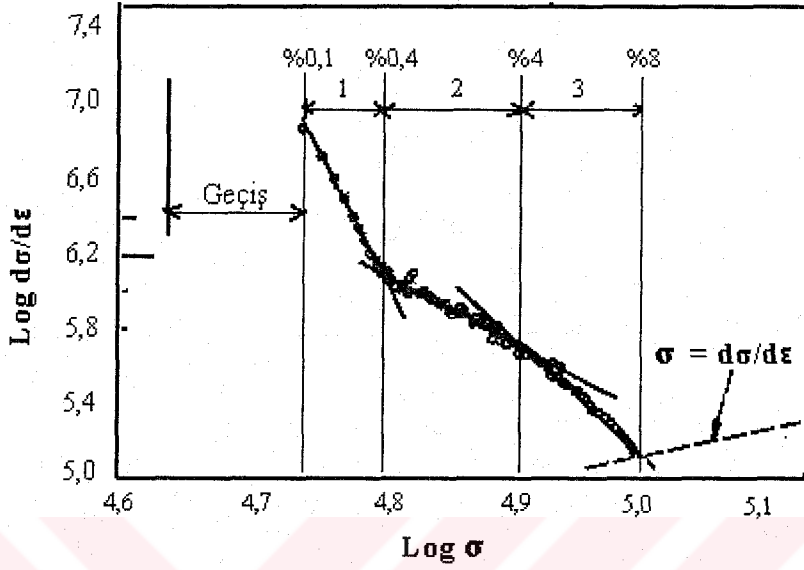
J.C. analizi küçük şekil değiştirme miktarında pekleşmedeki değişmelere karşı çok hassastır. Çift-fazlı çeliklerin deformasyon davranışları üzerine mikroyapısal değişikliklerin etkisini belirlemek için çok kullanışlı bir metottur (62).

Ramos et.al. (95), çift-fazlı çeliklerin çekme deneyi sırasındaki üç farklı deformasyon aşamasının, tavlama sıcaklığının artması ve soğuma hızının azalmasıyla birlikte daha açık bir şekilde belirginleştiğini belirtmiştir.

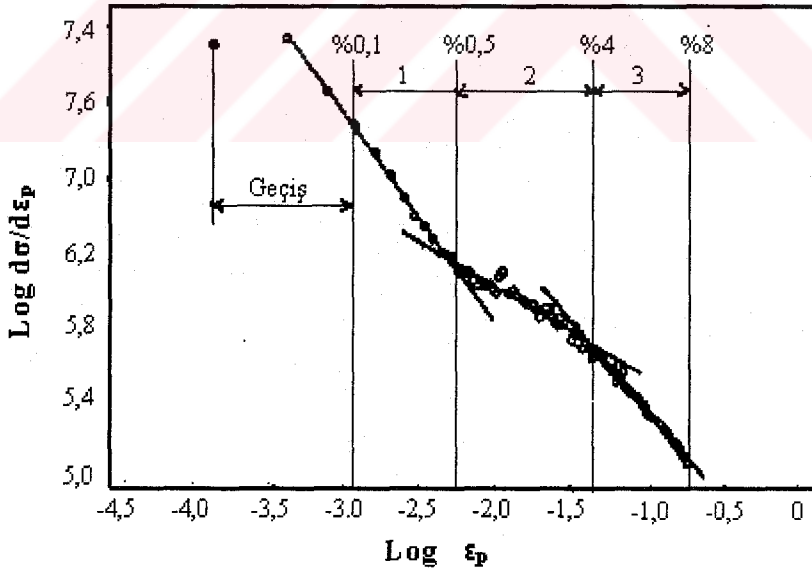
Çift-fazlı çeliklerin pekleşme hızı MHO ile doğrusal olarak değişmektedir (62,95). MHO'nın artması ile birlikte süreksiz akma eğilimi azalmakta, birinci ve ikinci aşamaların ayırt edilmesi zorlaşmakta ve erken şekil değişimlerinde deformasyon aşamaları arasındaki geçiş de azalmaktadır (37).

Cribb and Rigsbee (93), çift-fazlı çeliklerin deformasyon aşamalarını pekleşme aşamalarına bağlı olarak aşağıdaki şekilde açıklamışlardır (Şekiller 4.14. ve 4.15).

1. aşama ($\varepsilon = 0.1-0.5$) : Martensit çevresindeki kalıntı gerilmeler ortadan kalkar ve hareketli dislokasyonların sebep olduğu, ferritin homojen deformasyonu gerçekleşir
2. aşama ($\varepsilon = 0.5-4$) : Pekleşme hızının azaldığı bölgedir. Sert martensit ve kalıntı östenitin martensite dönüşümü sonucu ferrit deformasyona zorlanır.
3. aşama ($\varepsilon = 4-8$): Bu aşama dislokasyonların hücre (alt tane) yapılarının oluşumu ile başlar. Büyük deformasyon sonrası ferrit taneleri içerisindeki hareketli dislokasyonların çapraz kayması ve martensite akmasının oluşumu.



Şekil 4.14. Swift eşitliğine göre çift-fazlı çeliklerin J.C. analizleri (93)

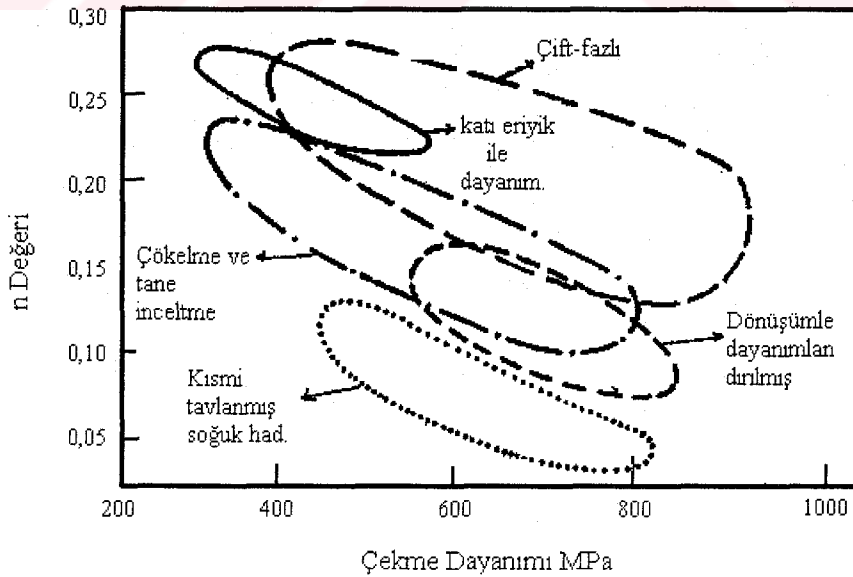


Şekil 4.15. Ludwick eşitliği'ne göre çift-fazlı çeliklerin J-C analizleri (93)

Pekleşme ikinci bir yaklaşım olarak akma dayanımının çekme dayanımına oranı gösterilebilir (akma oranı, σ_A/σ_C). Çift-fazlı çeliklerin akma oranı 0.5-0.7 arasında

değişmektedir. Bu değerler özellikle preste şekillendirilen parçalar açısından üreticilere önemli bir kolaylık ve ekonomiklik sağlamaktadır. Şöyle ki: çift-fazlı çelikten üretilen parçalar için daha düşük kuvvetler yeterli olmaktadır. Düşük akma dayanımı düşük miktarlardaki şekillendirmelerde şekillendirme sırasındaki geri dönüşümü (spring back) oldukça azaltarak şekil kontrolünü kolaylaştırmaktadır. Bunun yanında şekillendirme sonrasında yüksek pekleşmeden dolayı ikinci bir avantaj sağlamaktadır. Aynı zamanda şekillendirme sırasında kalıbın az aşınması açısından da ayrı bir avantaj sağlanacaktır (80).

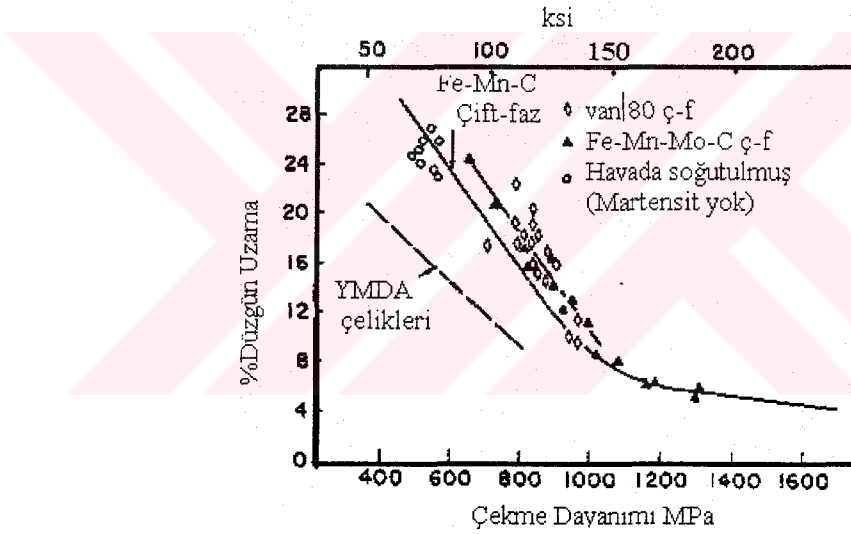
Çift-fazlı çelikler şekillendirme kabiliyeti ve şekillendirme sonrası dayanımları açısından diğer çeliklere oranla oldukça iyi değerler göstermektedir. Çift-fazlı çeliklerin ortalama pekleşme üssü n 'e karşılık gelen dayanım değerleri diğer çeliklerinki ile birlikte Şekil 4.16.'da gösterilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin sünekliği büyük oranda ferrit fazı hacim oranı ve özelliklerine bağlıdır. İyi süneklik değerleri için ferritin saf ve hacim oranının % 80'den fazla olması gereklidir (1,89).



Şekil 4.16. Pekleşme üssü n 'in çift-fazlı ve diğer çeliklerde çekme dayanımı ile ilişkisi (21)

4.3. Süneklik

Çift-fazlı çelikler benzer dayanıma sahip YMDA çeliklerine oranla daha iyi bir süneklik özelliğine sahiptirler (5-7,83,89). Çekme dayanımının bir fonksiyonu olarak düzgün uzama değerlerindeki değişim Şekil 4.17.'de YMDA çelikleri ile birlikte verilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi çift-fazlı çelikler YMDA çeliklerine oranla çok daha iyi düzgün uzama değerleri gösterirler (toplam uzama değerleri düzgün, uzama değerlerinden % 5-6 daha fazladır).



Şekil 4.17. Çeşitli çeliklerde çekme dayanımının fonksiyonu olarak % düzgün uzamanın değişimi (1)

YMDA çeliklerin toplam uzama değerleri %18 iken çift-fazlı çeliklerin toplam uzama değerleri %28'e kadar çıkabilmektedir (5). Dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin şekillendirilme kabiliyetleri üretildikleri YMDA çeliklerine göre daha iyidir. Bu durum çift-fazlı çeliklerin ticari olarak da ilgi çekmesini sağlamıştır (6).

Rashid (6), çift-fazlı çeliklerde yüksek deformasyon oranlarında dahi martensit-ferrit arayüzeyinde herhangi bir ayrışma yada kırılma olmadığını bildirmiştir. Bu durumun martensit-ferrit arayüzeyinin mükemmel bir uyuma sahip olması ile açıklanabileceğini

sonucuna varmıştır .

Çift-fazlı çeliklerde düşük karbon içeriğinden dolayı martensit fazı olabileceği en iyi deformasyon kabiliyetine sahiptir. Bu da toplam uzama dolayısıyla süneklik değerlerini artırır (7,84).

Yeni ferrit ve kalıntı östenit fazları sünekliği olumlu bir şekilde etkilemektedirler. Bununla birlikte düşük hacim oranlarından dolayı genelde göz önünde bulundurulmazlar (64,89). Çift-fazlı çeliklerin sahip olduğu yeni ferrit eski ferritten farklı olarak çökelti içermez. Bundan dolayı eski ferrite nazaran daha sünektir. Kalıntı östenitin ise deformasyon sırasında martensite dönüşümü gerçekleşir. Bu dönüşümün sünekliği artırdığı kabul edilmektedir (73).

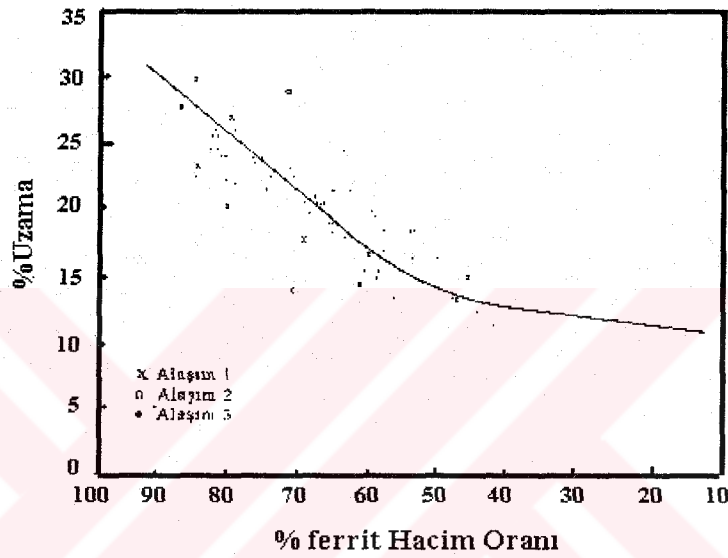
4.3.1. Ferrit fazı özellikleri ve hacim oranı

Ferrit fazı özellikleri çift-fazlı çeliklerin akma dayanımı, deformasyon davranışı ve süneklik özellikleri üzerinde etkilidir. Ferrit hacim oranı ile süneklik arasında doğrusal bir ilişki vardır. Ferrit fazı özellikleri ise ferritin saflığı ve tane boyutundan etkilenmektedir (59,63,68,84).

Çift-fazlı çeliklerin sünekliği, ferrit fazı hacim oranının artması, diğer bir deyişle MHO'nın azalmasıyla artar. Çok iyi süneklik değerleri için ferrit fazı miktarının % 80'den büyük olması arzu edilir. Marder (89), ferrit fazı miktarına bağlı olarak süneklik değerlerindeki değişimi Şekil 4.18.'de görüldüğü gibi bildirmiştir.

Optimum çift-fazlı çelik çekme özellikleri için ferritin dayanımını artırmak gereklidir. Bu amaçla tane boyutunun inceltilmesi önerilmektedir. Bunun yanında ferritin saflığının en az derecede etkilenmesine dikkat edilir (8). Bütün alaşım elementleri özellikle karbon, sertliği dolayısıyla dayanımı artırırken sünekliği düşürür (38). Bu yüzden süneklikten en az şekilde kaybetmek için çift-fazlı çeliklerin dizaynında katılacak alaşım

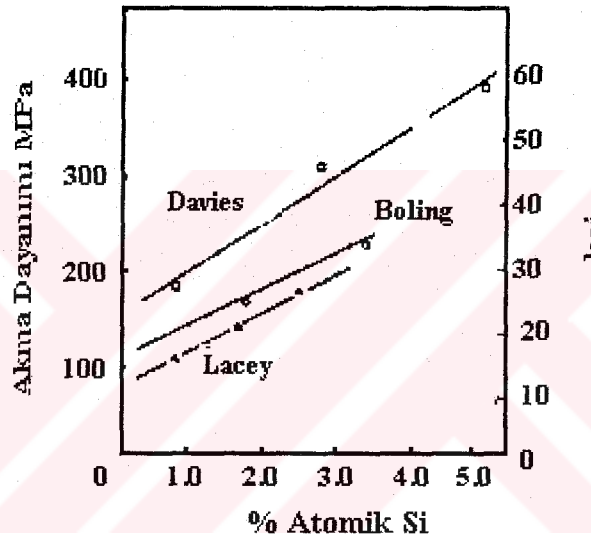
elementlerinin, dayanımı artırmalarının yanında ferrit içerisinde oksit veya karbür oluşumundan dolayı ferritin saflığının bozulması gibi bir problem oluşturmayacak düzey ve miktarlarda seçilmesine dikkat edilmelidir (68).



Şekil 4.18. Ferrit hacim oranının %uzama üzerine etkisi (89)

Ferritin saflığına en büyük etkiyi karbon yapmaktadır (1,37). Ferritin katı ergiyik atomlarından özellikle karbon atomlarından azami derecede arındırılması gereklidir. Bundan dolayı çift-fazlı çelik üretimi için, karbon oranı düşük çelikler seçilir. Ayrıca çift-fazlı çeliklerin yukarda değindiğimiz problemlere yol açmayacak şekilde alaşımlandırılması için P ve Si önerilmektedir. Davies (85), % 0,2 P ve % 2 Si alaşımlı çelikler üzerinde yaptığı çalışmada % 2 Si katılmasının çift-fazlı çeliklerin dayanım süneklik ilişkisini geliştirdiğini bildirmiştir. %0,2P ve %2 Si alaşımına sahip çift-fazlı çelikler klasik YMDA çeliklerine oranla daha büyük düzgün ve toplam uzamaya sahiptir. Si ve P elementleri ferrit fazını saflığını bozmadan, katı ergiyik olarak dayanımlandırır. Diğer bir avantajları ise karbon atomlarının aktifliğini artırarak ferritten difüzyonunu kolaylaştırmalarıdır. Si aynı zamanda M- α arayüzeyinde karbür

oluşmasını önler. Mikroyapının incelmeye katkısı bulunarak ferritin dayanımını artırır (59,63). Birkaç araştırmacı tarafından bildirilen Si alaşımının ferrit fazı akma dayanımı üzerine etkisi Şekil 4.19.'da görülmektedir. Fosfor da benzer bir etkiye sahiptir. Ayrıca, Davies (37), çeliğe çok az oranda V (%0.03) ve Mo ilavesinin ferrit fazından katı ergiyik alaşımlarını uzaklaştırarak ferritin saflığını arttırdığını bildirmiştir.



Şekil 4.19. %Atomik Si miktarının fonksiyonu olarak ferritin akma dayanımının değişimi (85)

Kritik tavlama sonrası soğutma sırasında östenitin martensite dönüşmesinden dolayı $\approx$ %2-4 oranında hacimce bir genişleme meydana gelir. Bu da martensite sınır ferrit tane kenarlarında yüksek miktarda hareketli dislokasyonların oluşmasına sebep olmaktadır (8,71). Bu yoğun hareketli dislokasyonlar süreksiz akma davranışı ve düşük akma dayanımına sebep olarak gösterilmektedir (8,55, 87).

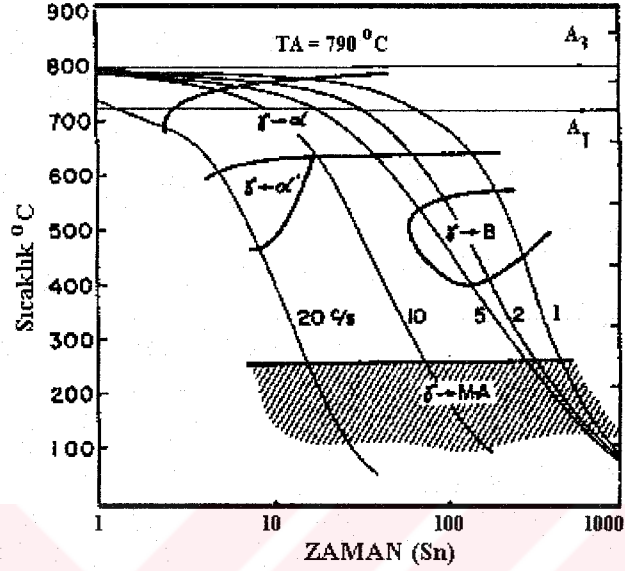
Soğuma hızına bağlı olarak ferrit karakteri değişmektedir (Şekil 4.22). Bu değişimden çekme özellikleri etkilenmektedir. Çift-fazlı çeliklerin ferrit karakterini Eldis (74),

%0.12C, %1,28 Mn, %0,51 Si, %0.13 Mo alaşımlı çelikte iki farklı kritik sıcaklıkta tavlama ardından farklı hızlarda soğutma uygulayarak ürettiği çift-fazlı çeliklerde incelemiştir. Şekil 4.20.'de görüldüğü gibi 740°C'lik tavlama sonrası suda suverme ile iğnesel ferrit oluşurken, 790°C'lik tavlama sonrası havada soğutma ile poligonal ferrit oluşmuştur. Poligonal yerine iğnesel ferrit oluşması dayanımı arttırırken sünekliği düşürmektedir.

Thomas and Koo (59), çift-fazlı çelik üretim ısıtma işlemi sırasında ferrit içinde oluşan ince dağılmış çökeleklerin ferritin dayanımını dolayısıyla da çift-fazlı çeliklerin dayanımını arttırdığını belirtmişlerdir. Üçlü alaşım elementi olan Al ve çökelek oluşturan Mo ve Nb alaşımlı çelikler kullanmışlardır. Normalde martensit hacim oranı fazla olan çift-fazlı çeliğin dayanımının yüksek olması beklenir (1,53,54,83). Bununla birlikte % 20 MHO bulunan ve ferrit içinde ince dağılmış çökelekler oluşturan çift fazlı çelik, % 40 MHO'na sahip çökeleksiz çift-fazlı çelikten daha yüksek dayanım göstermiştir. Ayrıca süneklik değerleri düşmüştür.

Ferrit içinde oluşan çökelekler ferritin dayanımını arttırmakla birlikte, ferritin dolayısıyla çift-fazlı çeliklerin tokluğunu düşürmektedir. Çekme sırasında ferrit içi çökelek ve karbürler çevresinde oluşan boşluklar erken kırılmaya sebep olmaktadır (4,59).

Ferrit içerisinde erimiş karbon miktarının yüksek olması suverme-yaşlanma sebebiyle dayanımı arttırır. Bu durum dayanım-süneklik kombinasyonunun bozulmasına sebep olur. Bu sebeple erimiş karbon miktarının kontrol edilmesi gereklidir. Şekil 4.5.'de görülen A bölgesi bu olayın yaşandığı karbon miktarlarını göstermektedir. A bölgesindeki çeliğin 200-400°C arasındaki bir sıcaklıkta temperlenmesi gerekmektedir.



Şekil 4.20. Kritik bölgeden soğutulan %0,12C, %1,28Mn, %0,51Si, %0,13Mo'li çeliğin CCT diyagramı: T_A =östenitleme sıcaklığı, γ = östenit, α = poligonal ferrit, α' = iğnesel ferrit, B= beynit, M-A= martensit-östenit (74)

Ferrit tane boyutu çift-fazlı çeliklerin dayanımı üzerinde etkilidir. Çift-fazlı çeliklerin optimum dayanım-süneklik değerleri için; ferrit tane boyutunun ince olması ($\approx 3\mu\text{m}$) ve ferritin çökelek ve karbürlerden arındırılmış olması gereklidir (8).

4.4. Kırılma

Çift-fazlı çeliklerde yüksek bölgesel şekil değişimlerinin olduğu boyun bölgesinde öncelikli olarak görülen mikro boşluk oluşumu çatlak başlangıcını oluşturur. Boşluklar öncelikle metalik olmayan inklüzyonlar yada martensit parçacıkları üzerinde oluşur. Mikro boşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmeleri martensit-ferrit arayüzeylerinin ayrışması ya da martensitin gevrek kırılması ile başlamaktadır. Kırılma yüzeyine doğru boşluk yoğunluğu artar. Bölgesel boyun gösteren numunelerde boşluk yoğunluğu fazladır (6,50,96,101).

Kırılma davranışı üzerinde martensit morfolojisi etkilidir (52,53). Tomita et.al (52),

benzer MHO'na fakat farklı morfolojilere sahip KÇF ve ÖÇF çift-fazlı çelik numunelerinin kırılma davranışını incelenmiştir. KÇF numunelerinde mikro çatlaklar martensit-ferrit arayüzeyinde başlamış ve ferrit taneleri içlerine doğru ilerlemiştir. ÖÇF numunelerinde ise çatlaklar martensit üzerinde oluşmuştur.

Kunio et.al. (36), çekme deneyi sırasında kırılmaya sebep olan çatlağın çift-fazlı çeliklerde martensit-ferrit arayüzeyinde başladığını ve ferrit taneleri içlerine doğru ilerlediğini belirtmişlerdir. KÇF ve ÖÇF numunelerinde farklı çatlak ilerlemesi tespit edilmiştir (Şekil 4.21.). Martensit morfolojilerine bakıldığında KÇF numunelerinin Martensit-ferrit tane sınırlarında bağlantısız, ÖÇF numunelerinde ise martensitin bağlantılı görünüm arz ettiğini bildirmişlerdir. Martensit fazı morfolojisine bağlı olarak ferrit fazının deformasyon davranışı değişmiştir. Ferrit fazı kayma karakteri incelendiğinde ÖÇF numunelerinde yalnız $\{110\}$ ve $\{111\}$ düzlem ailelerinde kayma yoğunlaşırken, KÇF numunelerinde çok yönlü kayma olduğu görülmüştür. Çok yönlü kayma deformasyonunun diğer tanelere iletilmesini sağlar. Bu şekilde kırılma geciktirilmiş olur. Deformasyonun devamında yüksek süneklik değerleri elde edilmiştir. Kim and Thomas (50), iri taneli çift-fazlı çeliklerde deformasyonun erken aşamasında kırılmanın başladığını belirtmişlerdir. Buna sebep olarak çatlak başlangıcının martensit üzerinde oluşmasını ve ferrit anayapı içlerine doğru ilerlemesini göstermişlerdir.

Speich and Miller (91), düşük MHO ve yüksek karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklerin, yüksek MHO ve düşük karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir.

Erdoğan (101), sabit MHO oranlarında yeni ferrit hacim oranının artmasının çift-fazlı çeliklerin kırılma davranışını etkilediğini bildirmiştir. Yeni ferrit hacim oranının artmasına bağlı olarak mikroboşluk yoğunluğu artmıştır. Yeni ferrit, ince yapıya sahip çift-fazlı yapıda çekme özellikleri üzerinde daha etkili olmuştur. Martensit morfolojisi martensitin kırılması üzerinde etkilidir. Ferrit sınırları boyunca dağılmış, iri ve bağlantılı

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

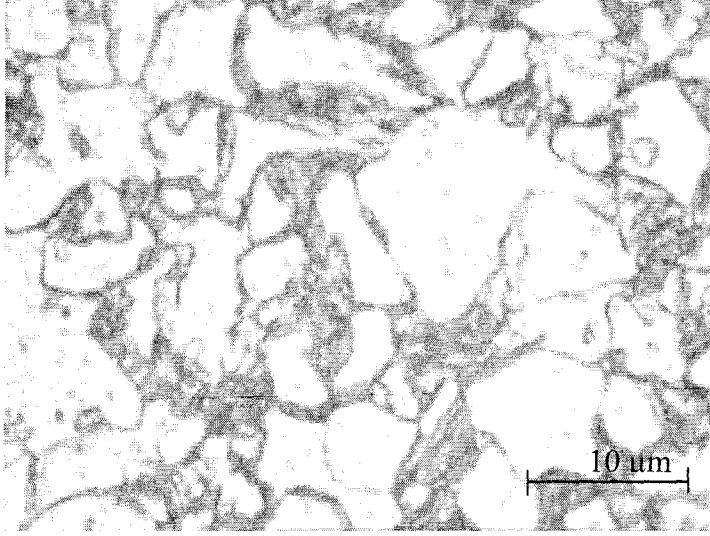
Deneylerde kullanılan 1 ve 2 nolu çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonları Çizelge 5.1. ve 5.2’de sırasıyla verilmiştir. Bu malzemeler döküm yolu ile 26x300x300mm boyutlarında bloklar halinde üretilmiş ve blokların tamamı radyografik muayeneden geçirilmiştir. Döküm işlemi TÜBİTAK MAM’de yapılmıştır. İşlem 3000Hz. (orta frekans) 100kg kapasiteli, magnezit astarlı indüksiyon ocağında yapılmıştır. Kum kalıplar otomatik olarak hazırlanmış ve kum sinterlenmesini önlemek için yüzeylerine erimiş (fused) silika boya sürülmüştür. Üretilen bloklar 26x26x300 boyutlarında kesilerek parçalara ayrılmıştır.

Çizelge 5.1. Deneylerde kullanılan 1 nolu malzemenin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

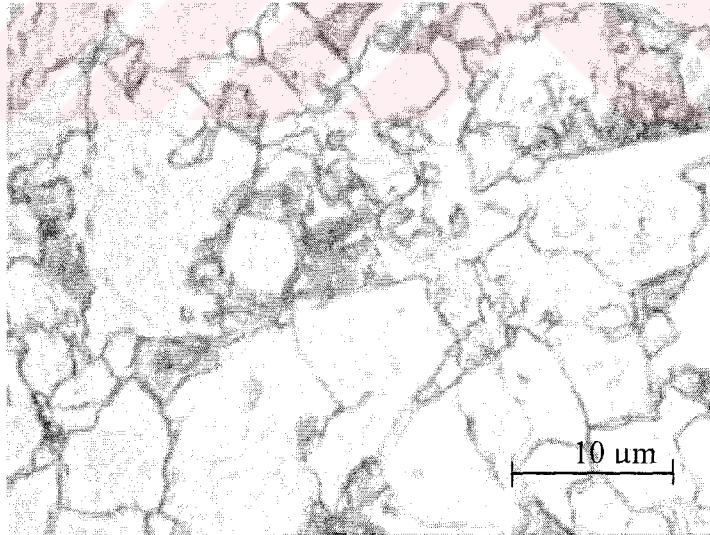
%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al
0,0640	0,46	1,72	0.0113	0.0105	0.055	0.01	0,67	0,0070
%Cu	%Nb	%Ti	%Co	%Sn	%V	%W	%Fe	
0.0245	0,05	0.015	0,01	0.0017	0,07	0,004	Geri kalan	

Çizelge 5.2. Deneylerde kullanılan 2 nolu malzemenin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Al
0,0617	0,363	1,89	0.0115	0.017	0,13	0.0141	0.85	0.0071
%Cu	%Nb	%Ti	%Co	%Sn	%V	%W	%Fe	
0.025	0.0036	0.0132	0.039	0.002	0.061	0,009	Geri kalan	



Şekil 5.1. 1 nolu malzemenin sıcak haddelemeden sonraki mikroyapısı, dağlama: %2 Nital



Şekil 5.2. 2 nolu malzemenin sıcak haddelemeden sonraki mikroyapısı, dağlama: %2 Nital

26x26x300 boyutlarındaki bu parçaların kalınlıkları; sürekli tavlama hatlarındaki işlem basamakları ile benzerlik sağlanması için sıcak haddeleme ile 4 pasoda 4 mm ve soğuk haddeleme ile 30 pasoda 2mm'ye düşürülmüştür. Isıl işlemler için 12x12x2 mm boyutlarında numuneler hazırlanmıştır. Sıcak haddeleme sonrasında elde edilen mikroyapılar Şekiller 5.1. ve 5.2'de gösterilmiştir

5.2. Isıl İşlemler

Isıl işlem deneyleri üç aşamada tamamlanmıştır. Bu aşamalar;

- 1) MHO'nın kritik sıcaklığa bağımlılığının tespiti,
- 2) Mikroyapı haritalarının belirlenmesi ve
- 3) Çekme deney numunelerine uygulanan

ısıl işlemlerden oluşmaktadır.

Çizelge 5.1. ve 5.2.'de verilen malzemelerin kritik tavlama sıcaklıkları (A_1 ve A_3), Eş. 5.1 ve 5.2'de verilmiş olan Andrews ampirik (99), formülü kullanılarak tespit edilmiştir (Çizelge 5.3.).

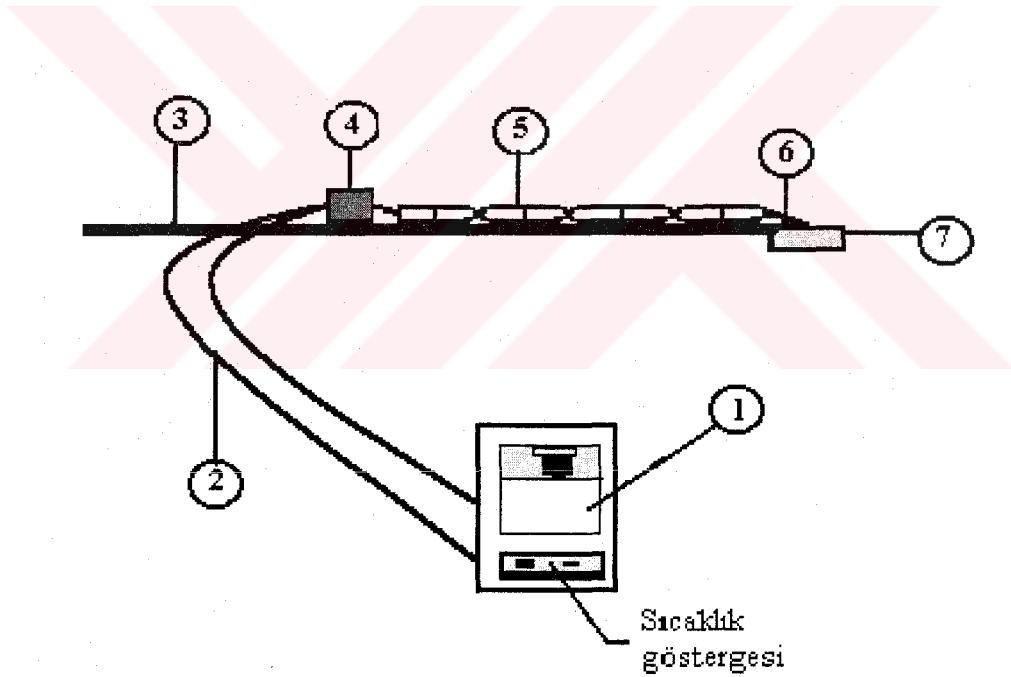
$$A_3 = (910) - (203\sqrt{C}) - (15.2Ni) + (44.7Si) + (104V) + (31.5Mo) + (13.1 W) \quad [5.1]$$

$$A_1 = (723) - (10.7Mn) - (16.9Ni) + (29.1 Si) + (16.9 Cr) + (290 As) + (6.38) \quad [5.2]$$

Çizelge 5.3. 1 ve 2 nolu malzemelerin A_1 ve A_3 kritik sıcaklıkları

Numune grubu	Kritik tavlama sınır sıcaklıkları (°C)	
	A_1	A_3
1	707	875
2	703	870

Isıl işlemler sırasında sıcaklık ölçümünde 0.5mm çapında Cr-CrNi ısı çift (K tipi termokapıl) telleri kullanılmıştır. Numuneler Şekil 5.3.'de görüldüğü gibi öncelikle sabitleme çubuğuna daha sonrada ısı çiftler numune yüzeyinin merkezine elektrik direnç kaynağı ile kaynaklanmıştır. Tavlama sırasında ısı çift (termokapıl) tellerinin birbirlerine temasını önlemek için üzerlerine seramik koruyucular (insülatör) geçirilmiştir. Son işlem olarak ABB COMMANDER marka kayıt cihazı (recorder), kompenzasyon kablosu (Compensating Cable) ve klemens ile ısı çift tellerine bağlanarak sıcaklık ölçüm ve soğuma hızı kayıt sistemi tamamlanmıştır. Isıl işlemler normal atmosfer şartlarında, sıcaklık hassasiyeti $\pm 5^{\circ}\text{C}$ olan protherm PLF 130/9 marka kamara tipi bir fırında yapılmıştır.



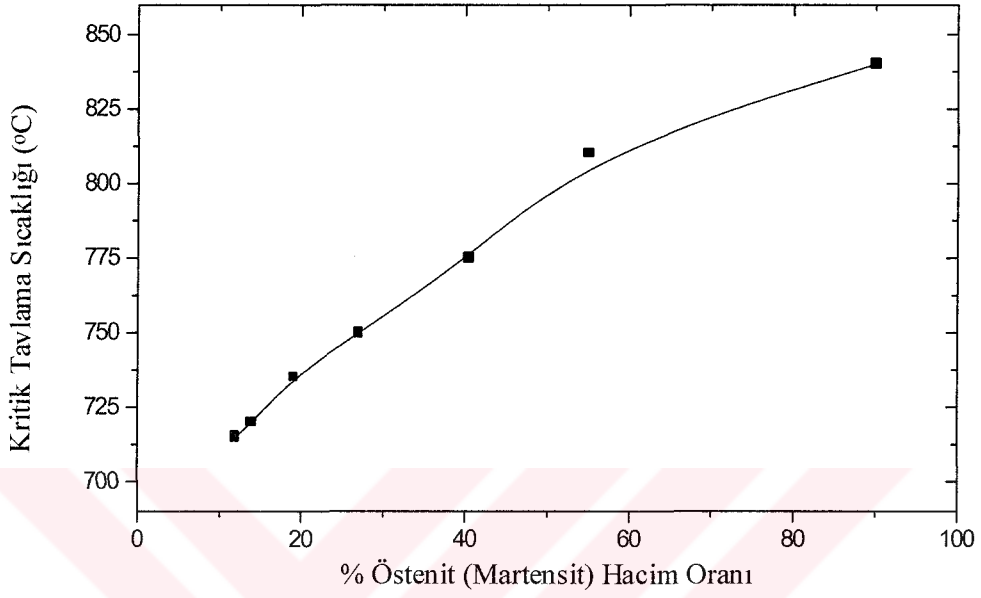
Şekil 5.3. Isıl işlem sıcaklık ölçüm ve kayıt sistemi 1) Sıcaklık ve soğuma hızı ölçüm ve kayıt cihazı, 2) Kompenzasyon kablosu, 3) Sabitleme çubuğu, 4) Klemens, 5 Seramik koruyucu, 6)) Isıl çift (termokapıl), 7) Deney numunesi

Fırın içerisinde farklı bölgelerden doğabilecek sıcaklık farklılaşmasını önlemek için bütün deneyler süresince fırın içerisinde aynı bölge kullanılmıştır. Tavlama süresince, numune sıcaklığı kayıt cihazı (recorder) üzerindeki sıcaklık

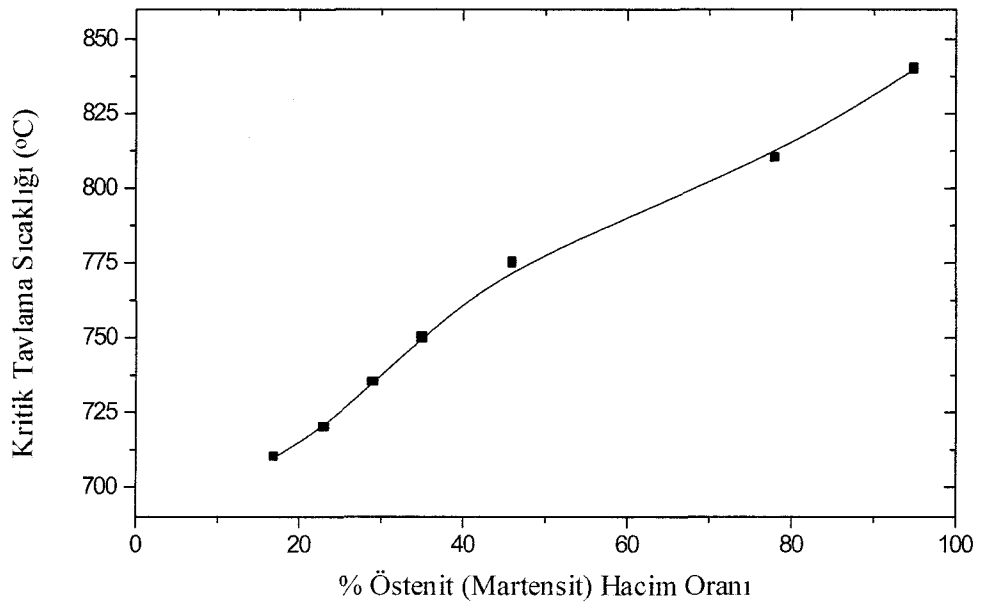
göstergesinden sürekli gözlenerek ve tavlama sıcaklığındaki değişimler; numune sıcak bölgeden soğuk bölgeye veya tam tersi bir yönde hareket ettirilerek , $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar indirilmiştir.

5.2.1. Kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak martensit hacim oranının değişimi

Kritik tavlama sıcaklığına göre MHO'nın değişimini tespit etmek için, 26x26x300 mm boyutlarındaki bloklardan kesilen 12x12x2mm boyutlarında numuneler kullanılmıştır. Bu numunelere kritik bölgedeki 7 farklı sıcaklıkta tavlama sonrasında suda suverme işlemi yapılmıştır. Kritik tavlama sırasında oluşan östenitin, suda su verme sonrasında soğuma hızının çok yüksek olması nedeni ile ($1400^{\circ}\text{C}/\text{Sn}$) tamamen martensite dönüştüğü kabul edilmiştir. Bir başka ifade ile kritik soğuma hızından daha yüksek soğuma hızlarında östenitten dönüşen martensit harici başka bir faz tespit edilememiştir. Ayrıca 6. bölümde görülebileceği gibi mikroyapı haritaları da bu sonucu doğrulamaktadır (Şekil 6.3 ve 6.4). Üretilen çift-fazlı çelik numunelerin faz hacim oranları swift marka point counter ile yapılan 1000-1500 nokta sayımıyla tespit edilmiştir. Bu şekilde standart sapma $\pm \%2$ 'ye kadar düşürülmüştür. 1 ve 2. nolu malzemelerin MHO'nın kritik tavlama sıcaklığına bağımlılık grafikleri Şekiller 5. 4. ve 5. 5.'te gösterilmiştir. Mikroyapı haritalarının çıkarılması için yapılan çalışmada bu grafiklerdeki değerler esas alınmıştır.



Şekil 5.4. 1. nolu malzemede MHO'nun kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi



Şekil 5.5. 2. nolu malzemede MHO'nun kritik tavlama sıcaklığına bağlı olarak değişimi

5.2.2. Mikroyapı haritaları

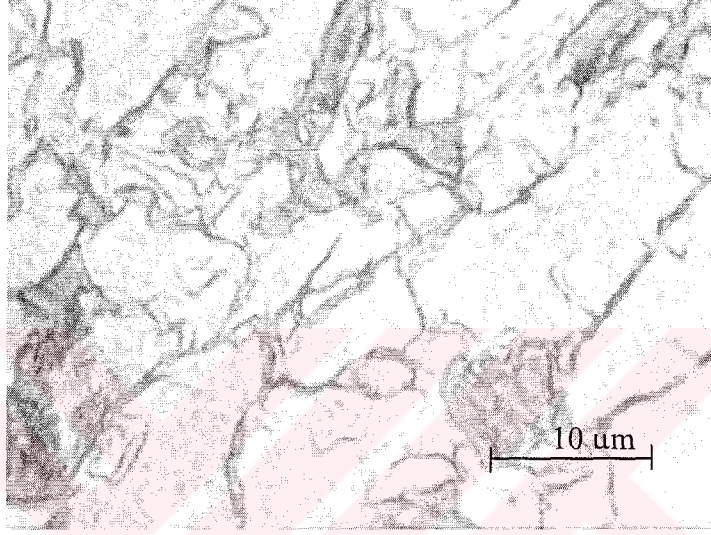
Mikroyapı haritaları, sabit bir kritik sıcaklıkta tavlama sonrasında farklı soğutma hızlarında mikroyapıda oluşan fazların yüzde hacim oranlarını gösterir. Sabit kritik tavlama sıcaklığında terazi kuralı gereğince östenit ve ferrit (eski) hacim oranları sabittir. Kritik sıcaklıkta tavlama sonrasında, östenit soğutma hızına bağlı olarak martensit, yeni ferrit ve/veya perlit, beynite dönüşmektedir. Mikroyapı haritaları aynı zamanda kritik sıcaklıktaki östenitin sertleşebilirlik verisi olarak da kullanılmaktadır (65). Ayrıca sertleşebilirlik üzerine östenit tane boyutunda etkisi söz konusudur (58,97). Bu çalışmada 1 ve 2 nolu malzemelerden iki farklı östenit dağılımı (ince “S” ve kaba “B”) oluşturularak ve üç farklı kritik sıcaklıktan farklı hızlarda soğutma sonrasında üretilen mikroyapıların faz hacim oranları hesaplanarak Şekiller 6.3-6.14 ‘deki mikroyapı haritalarında gösterilmiştir. Bu şekilde KTS ve östenit dağılımının sertleşebilirlik üzerine etkisinin tespit edilmesi amaçlanmıştır.

Mikroyapı haritaları kullanılarak, arzu edilen faz hacim oranlarına sahip çift-fazlı çelik üretmek için gerekli kritik tavlama sıcaklığı ve soğuma hızı belirlenebilir. Mikroyapı haritaları üzerinde, tespit edilen faz hacim oranlarının çekme deney numunelerinde üretilmesi için gerekli kritik tavlama sıcaklıkları ve soğutma hızları belirlenmiştir.

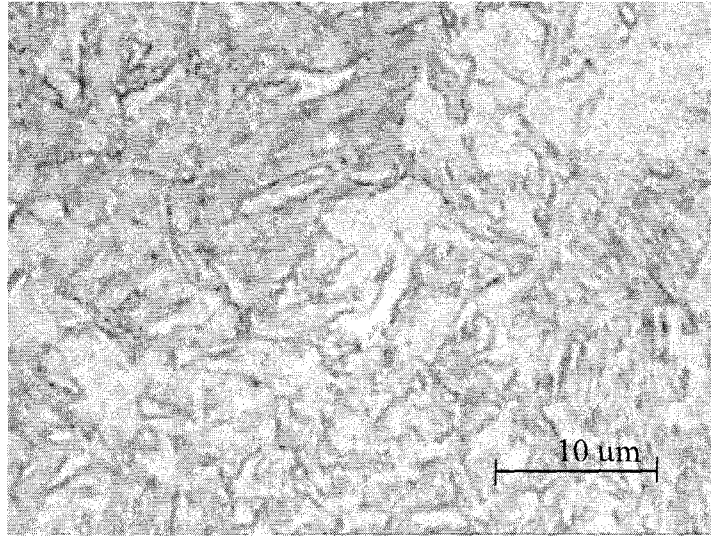
5.2.2.1. Başlangıç mikroyapıları

Başlangıç mikroyapısı; çeliğin çift-faz ısıtma işlemi öncesi sahip olduğu yapıdır. Başlangıç mikroyapısına bağlı olarak çift-fazlı çeliklerin morfolojisi ve buna bağlı olarak da sertleşebilirliği ve mekanik özellikleri değişmektedir. Başlangıç mikroyapı morfolojisi, özellikle A_1 sıcaklığına yakın sıcaklıklardan üretilen çift-fazlı çeliklerde östenitin sertleşebilirliği üzerinde de etkili olduğu kabul edilmektedir. (50,58,65,72,97,98). Ferritik matris içerisinde farklı MHO’larında, farklı boyutta martensit parçacıklarının dağılımını sağlamak amacıyla iki farklı başlangıç yapısı kullanılmıştır. Kaba martensit dağılımı sağlayan başlangıç yapısı olarak soğuk haddeleme sonrasında ısıtma işlem görmemiş malzeme yapıları (Şekiller 5.6.a ve 5.7.a)

kullanılmıştır. İnce martensit parçacık dağılımı sağlayan başlangıç yapıları içinde 1 ve 2 nolu numunelere 900°C’den suda su verilen yapılar kullanılmıştır (Şekiller 5.6.b ve 5.7.b).

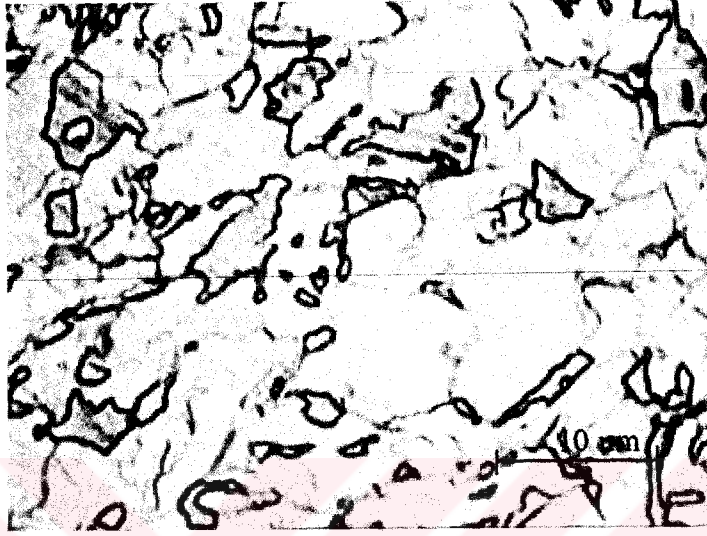


a) Soğuk haddelenmiş (ısıtıl işlemsiz), dağlama: %2 Nital

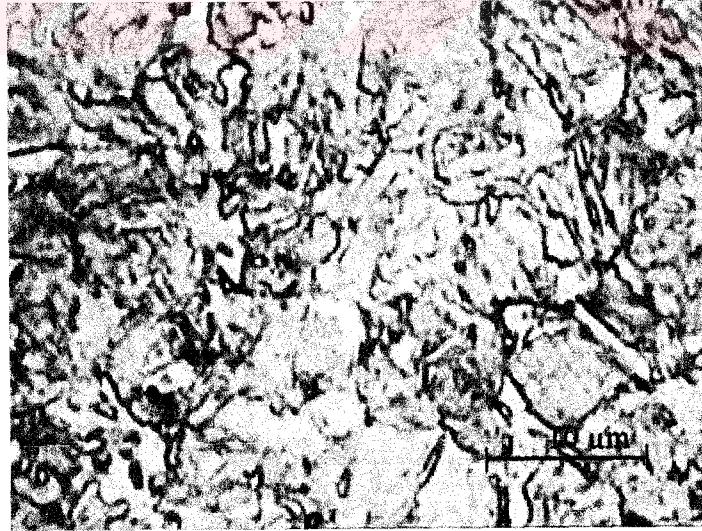


b) 900 °C’den suda su verilmiş, %2 Nital

Şekil 5.6. 1. grubun başlangıç mikroyapıları



a) Soğuk haddelenmiş (ısıt işlemsiz), %2 Nital



b) 900°C'den suda su verilmiş, %2 Nital

Şekil 5.7. 2. grubun başlangıç mikroyapıları

5.3. Metalografi

Isıl işlemleri tamamlanan 12x12x2 mm boyutlarındaki numuneler, standart metalografik basamaklar (zımparalama-parlatma-dağlama) izlenerek mikro metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Isıl işlem sırasında numune yüzeyinde oluşabilecek dekarbürize bölgesinin en az 0.3 mm.lik bir kısmı, metalografik çalışma sonuçlarını etkilememesi için zımparalama işlemi ile yüzeyden uzaklaştırılmıştır.

Metalografik incelemeler için optik mikroskop kullanılmıştır. Normal çift-fazlı çelik mikroyapılarını incelemek için dağlama çözeltisi olarak %2 Nitrik asit + %98 methanol (%2'lik Nital) ve ikinci bir dağlama içinde %90 su + %10 sodyum metabisülfid karışımı kullanılmıştır. Optik mikroskop incelemelerinde %2'lik nital ile dağlama sonrası martensit kahverengi ferrit ise beyaz renkte açığa çıkmış ve ferrit tane sınırları belirginleşmiştir. Numuneler ikinci dağlama için sodyum metabisülfid solüsyonunda dağlandıklarında; martensit daha koyu kahverengileşmiş ve ferrit tane sınırları daha da belirgin hale gelmiştir.

Eski ve yeni ferriti ayırt etmek için Lawson et.al (104)'ın dağlama metodu kullanılmıştır. Bu metot %2'lik nital ile dağlama sonrasında kaynar haldeki alkali kromat solüsyonunda ($8\text{grCrO}_3 + 40\text{grNaOH} + 72\text{mlt.H}_2\text{O}$) 4-10dk'lık bir sürede ikinci bir dağlama işlemini içermektedir. Bu dağlama sonrasında yeni ferrit beyaz ve eski ferrit gri, martensit ise siyah olarak görülmektedir.

Mikroyapıyı oluşturan fazların hacim oranlarını hesaplamak için Swift marka point counter cihazı kullanılmıştır. Standart hatayı (%2) tutturabilmek için her numunede yaklaşık olarak 1000-1500 nokta sayımı yapılmıştır.

Tane boyutlarını hesaplamak için Eş. 5.3. ve 5.4. kullanılmıştır (102).

$$d_p = (L_T / N_p) \times (V_{\text{Faz}} / M) \quad [5.3]$$

d_p = Çizgisel kesişme uzunluğu (μm)

L_T = Toplam deney çizgisi uzunluğu

(mm) $V_{Faz} = \%Faz$ hacim oranı

$M =$ Optik mikroskopta büyütme oranı

$N_p =$ Çizgilerin fazı kesen noktalarının sayısı

İnce taneli yapı için ortalama martensit tane boyutu Eş. 5.5. ile hesaplanmıştır.

$$D = d_p \times 1.776 \quad D = \text{Fazın ortalama tane boyutu } (\mu\text{m}) \quad [5.4.]$$

5.4. SEM Çalışması

Çekme deneyleri sonucunda ortaya çıkan kırılma yüzeyinin ve kopma başlangıcını oluşturan mikro boşlukların karakterizasyon ve inceleme çalışmaları SEM’de yapılmıştır.

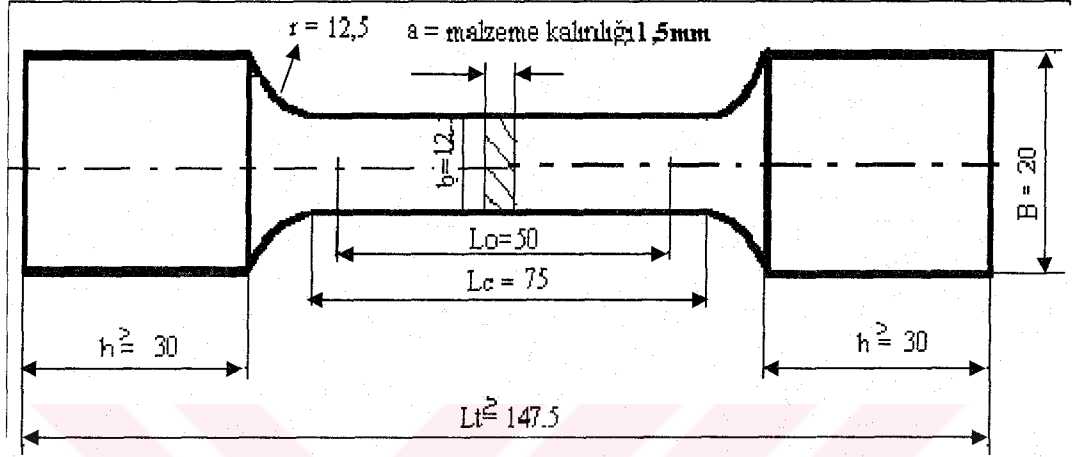
Mikro boşluk oluşumunu tespit için kopmuş çekme deney numuneleri boylamasına eksenlerinden ikiye ayrılmıştır. Bu numuneler çekme doğrultusu boyunca ve çekme doğrultusuna dik olarak incelenmiştir.

5.5. Çekme Deneyi

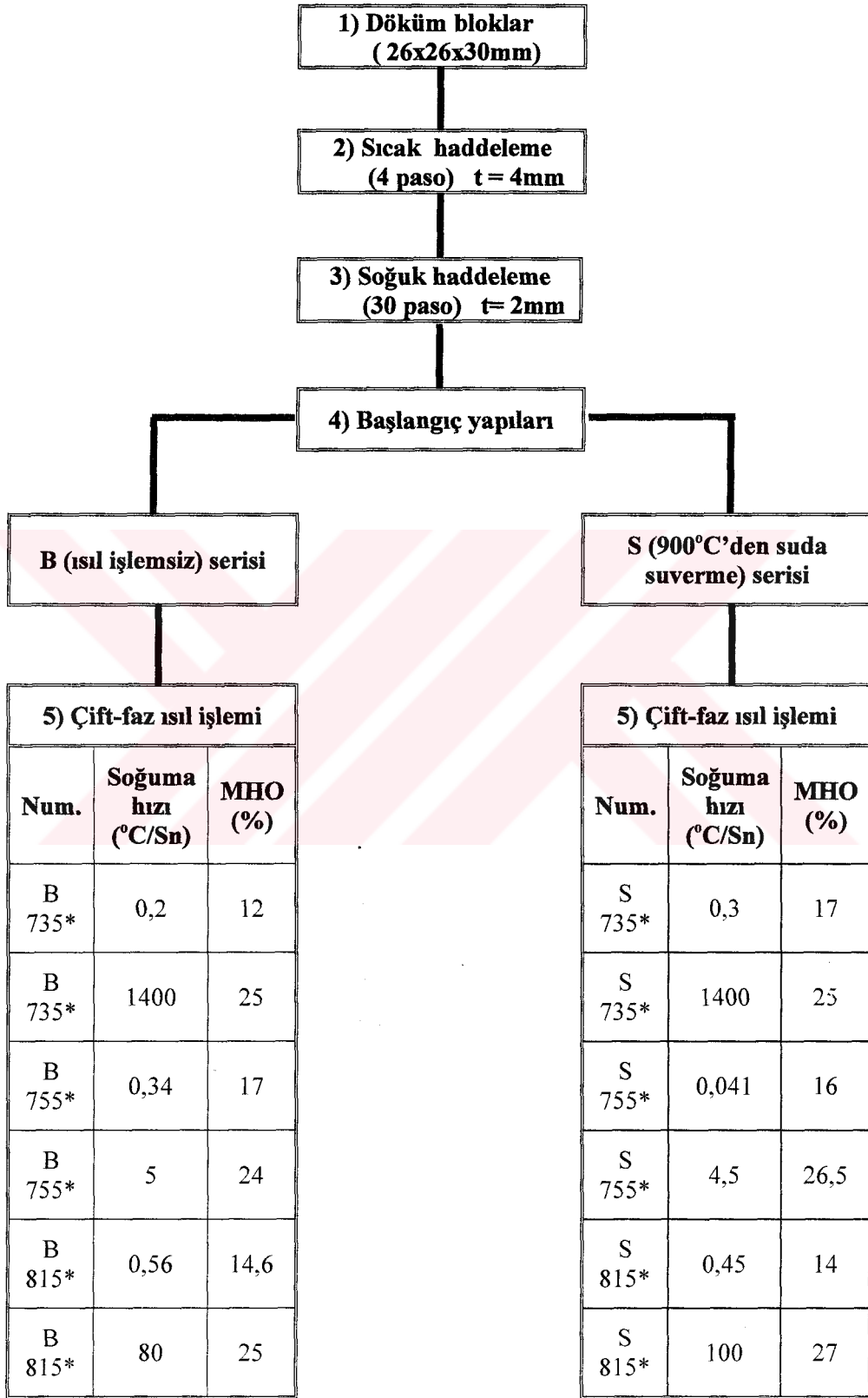
Çekme deney numunesinin boyutları Şekil 5.8’de verilmiştir. Her ısıl işlem grubu için 5’er adet numune hazırlanmıştır. Bu numunelere uygulanan işlemlerin tamamı Şekiller 5.9. ve 5.10.’da akış şeması olarak belirtilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi mikroyapı haritalarının çıkarıldığı KTS’den soğuma sırasında %15 ve 25 olmak üzere iki farklı MHO elde edilmesi amaçlanmıştır. Bunu sağlayacak soğuma hızları mikroyapı haritalarından tespit edilmiştir.

Isıl işlemler sırasında numune yüzeylerinde dekarbürizasyon ve ısıdan kaynaklanabilecek yüzey hataları içerebilecek olan 0,3 mm tabaka düzlem taşlama ile kaldırılmıştır. 10 ton kapasiteli Zwick marka çekme deney cihazı kullanılmıştır. Çekme deney hızı 1 mm/dk olarak sabit tutulmuştur. Bu şekilde çekme hızının etkisi elimine edilmiştir. Deney sırasında, gerilme ve yüzde uzama değerleri deney

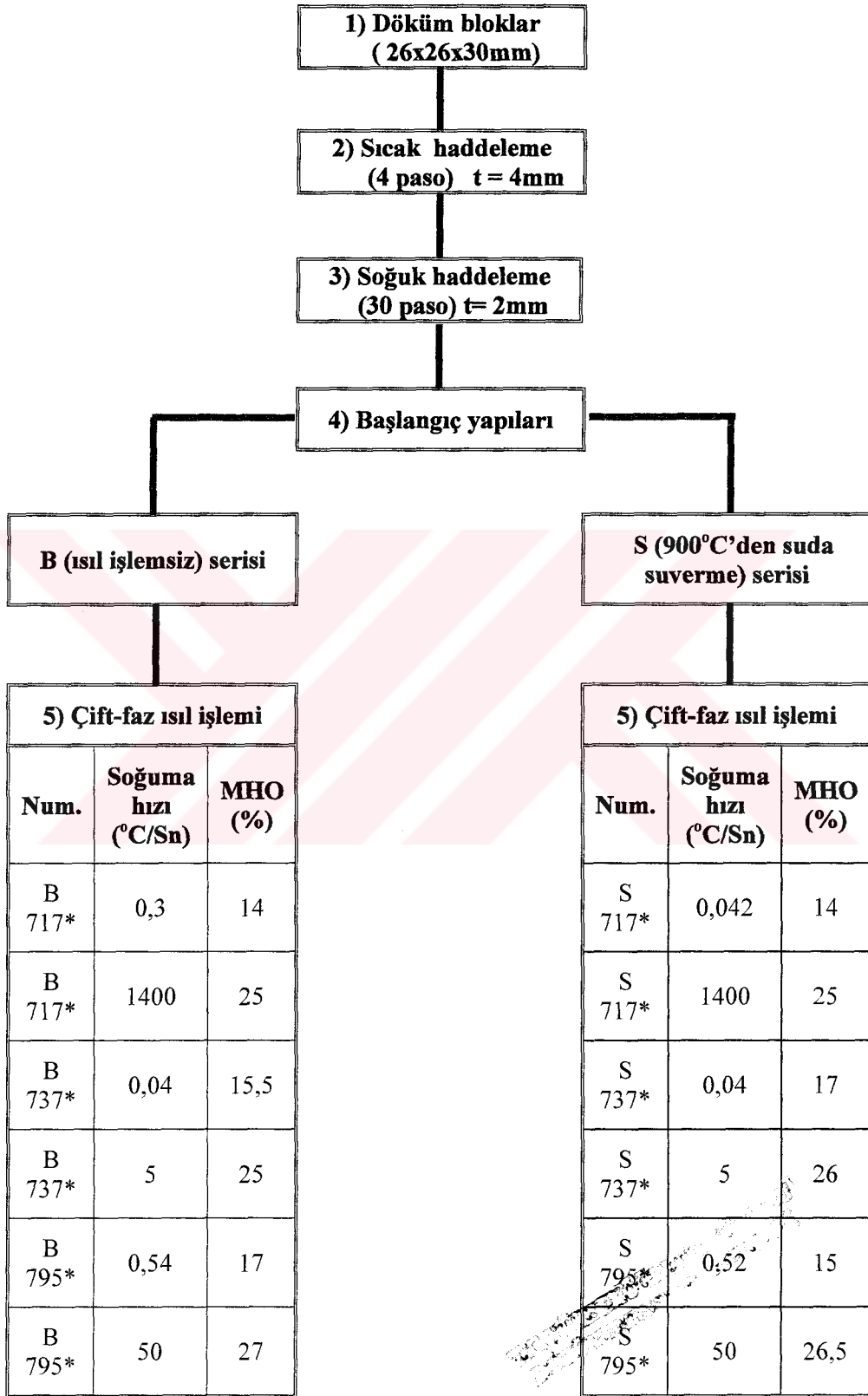
numunesi çevresindeki proplar ile bilgisayara aktarılarak otomatik olarak kaydedilmiştir.



Şekil 5.8. Çekme deney numunesi boyutları (103).



Şekil 5.9. 1 nolu çekme deney numunelerine uygulanan ısıt işlemlerin özeti
(*kritik tavlama sıcaklığı , °C)



Şekil 5.10. 2 nolu çekme deney numunelerine uygulanan ısıl işlemlerin özeti
(* kritik tavlama sıcaklığı, °C)

6. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

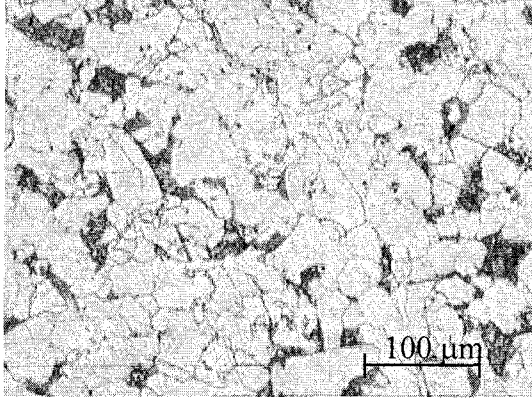
6.1. Isıl İşlemler ve Metalografik İncelemeler

6.1.1. Kritik tavlama sıcaklığına göre martensit hacim oranının değişimi

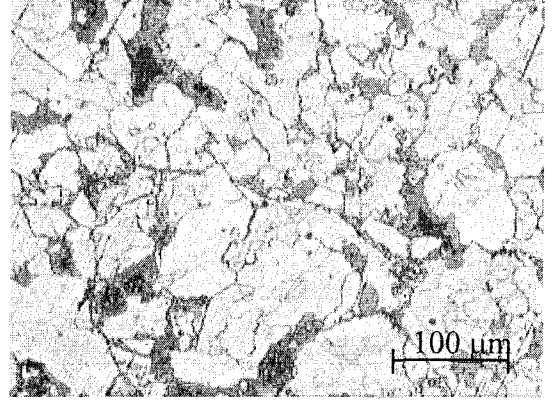
Çalışmada kullanılan her iki grup malzemenin MHO'larının kritik tavlama sıcaklıklarına (KTS) bağımlılıkları Şekiller 5.4. ve 5.5.'te ve bu yapıların mikroyapı fotoğrafları Şekiller 6.1 ve 6.2'de gösterilmiştir. %2'lik Nital ile dağlanmış numunelerin optik incelemelerinde, martensit kahverengi eski ferrit ise beyaz olarak açığa çıkmıştır. Herhangi farklı bir faza (beynit+perlit) rastlanılmamıştır. Dolayısıyla kritik tavlama sırasındaki östenit fazının, kalıntı östenit hariç, tamamen martensite dönüştüğü kabul edilmiştir. Bu sonuç; ferrit-martensitten oluşan çift-fazlı çelik üretiminin gerçekleştiğini göstermektedir. Kalıntı östenit oluşumu çift-fazlı çeliklerde %2-9 arasındaki hacim oranlarında gerçekleşebilir. Bununla birlikte optik mikroskopta tespit edilmesinin oldukça zor olduğu kabul edilmektedir.

Bu malzeme için östenitin tamamen martensite dönüştüğü kritik sıcaklık yaklaşık olarak 1000 °C/sn olarak tespit edilmiştir. Lawson et al.'un (104), keşfettiği, yeni ferriti ortaya çıkaran dağlama tekniğinin uygulandığı numunelerin metalografik incelemelerinde yeni ferrite rastlanmamıştır. Bazı araştırmacılar (66,77), kullandıkları çeliklerde yeni ferritin 1000°C/sn'lik soğuma hızından daha düşük hızlarda oluşmaya başladığını belirtmişlerdir. Kritik soğuma hızı malzemenin kimyasal içeriğine bağlıdır. Alaşım elementlerinin ilavesi ile kritik soğuma hızı yavaşlamaktadır. Bu çalışmada elde edilen MHO'ları, Priestner and Ajmal (66)'ın, bildirdikleri hacim oranları ile benzerlik göstermektedir. Onlar %0,11C, %1,45Mn ve %0.1 oranında Nb veya V kimyasal kompozisyonuna sahip çelikler kullanmışlardır.

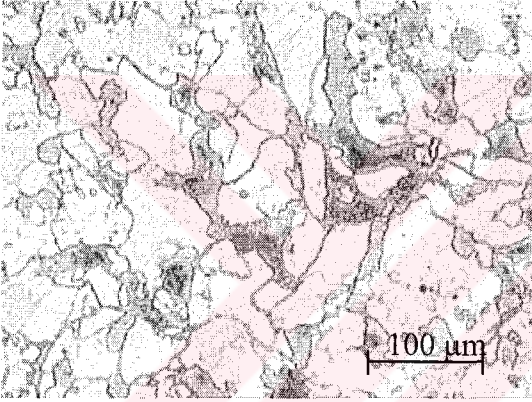
Şekiller 5.4, 5.5.'de görüldüğü gibi MHO KTS'na bağlı olarak, levye kuralı ile izah edildiği gibi (Şekil 4.6.), orantılı bir şekilde değişmektedir (Şekiller 5.4., 5.5., 6.1 ve 6.2). KTS'nın artması ile artan MHO'na bağlı olarak martensit parçacıkları irileşirken aralarındaki bağlantılarda artmaktadır (53,54,66,72,83,98,105, 106,109,111). Burada martensit haricinde ikinci fazı oluşturan kalıntı östenit fazı



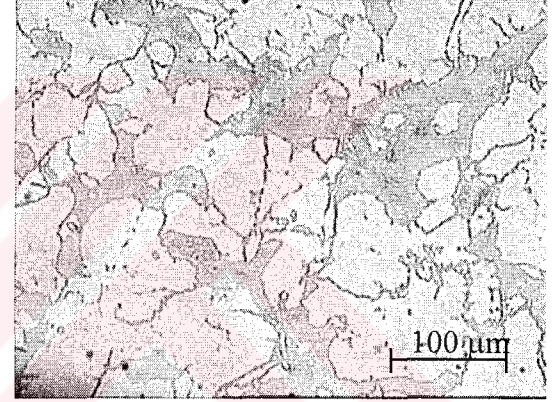
a- 715°C



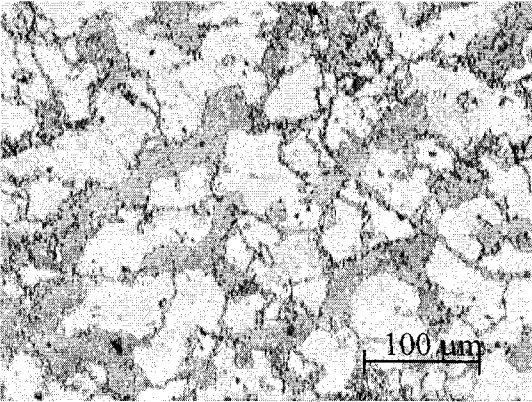
b- 735°C



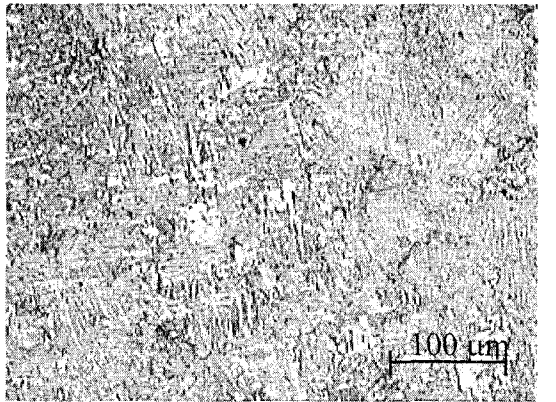
c- 750°C



d- 775 °C

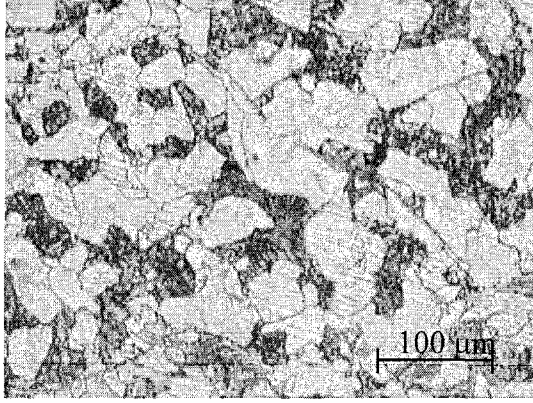


e- 810 °C

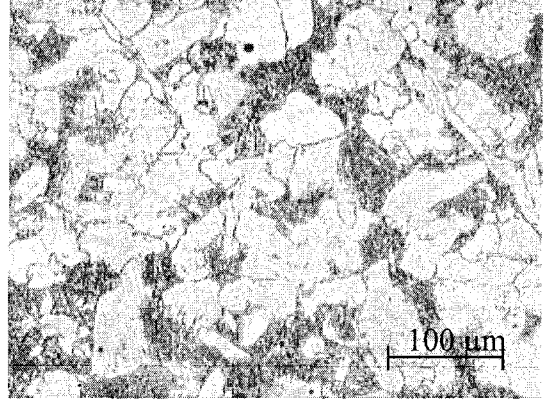


f- 840°C

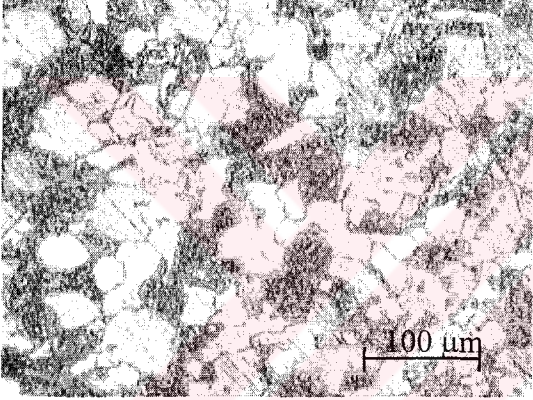
Şekil 6.1. Farklı KTS'lerinden suda su verilen 1. grup numunelerde KTS'na bağlı olarak MHO'nun değişimini gösteren mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 nital+Sodyum metabisülfid, (levye kuralı gereğince KTS yükseldikçe MHO da artmaktadır)



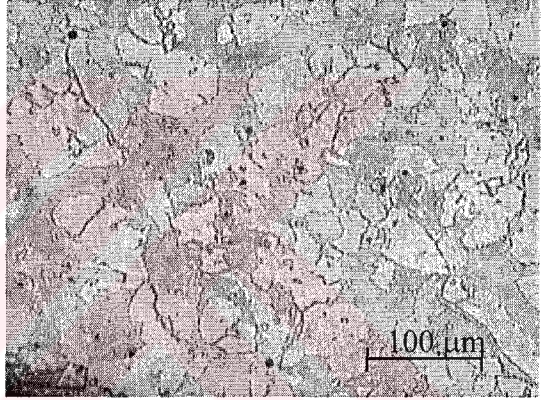
a- 720 °C



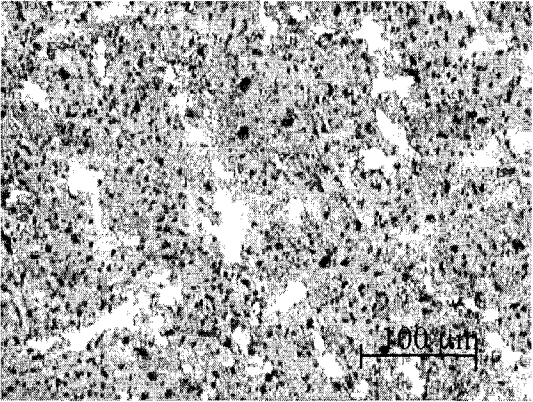
b- 735 °C



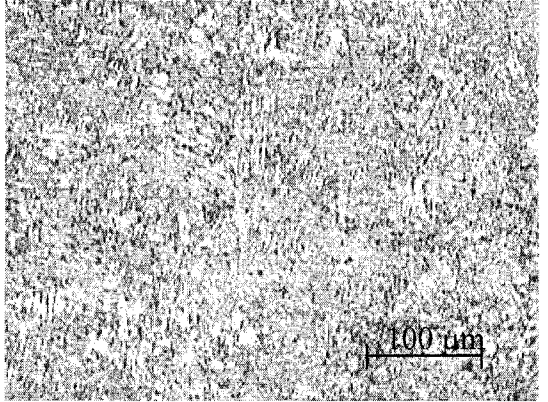
c- 750 °C



d- 775 °C



e- 810 °C



f- 840 °C

Şekil 6.2. Farklı KTS'lerinden suda su verilen 2. grup numunelerde KTS'na bağlı olarak MHO'nın değişimini gösteren mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 nital+Sodyum metabisülfid, (levye kuralı gereğince KTS yükseldikçe MHO da artmaktadır)

martensit hacim oranı içerisinde kabul edilmektedir (1,6,62,55,97). Kalıntı östenit ikinci bir ısıtma işlemi veya deformasyon sonrasında martensite dönüşmektedir (38,64,77).

Her iki grubun MHO-KTS'leri arasındaki ilişkiyi gösteren eğriler karşılaştırıldığında, benzer sıcaklıklarda 2. grup daha fazla MHO'na sahiptir (Şekiller 5.4., 5.5.). Bunun sebebi olarak karbon ve diğer alaşım (Mn, Ni vb.) elementlerinin KTS üzerindeki etkileri gösterilebilir (bkz. Şekiller 5.4 ve 5.5., Çizelge 5.3.) (38,110). 2. grup numuneler 1. gruba göre biraz daha geniş bir KTS aralığı sergilemektedir (Çizelge 5.3.)

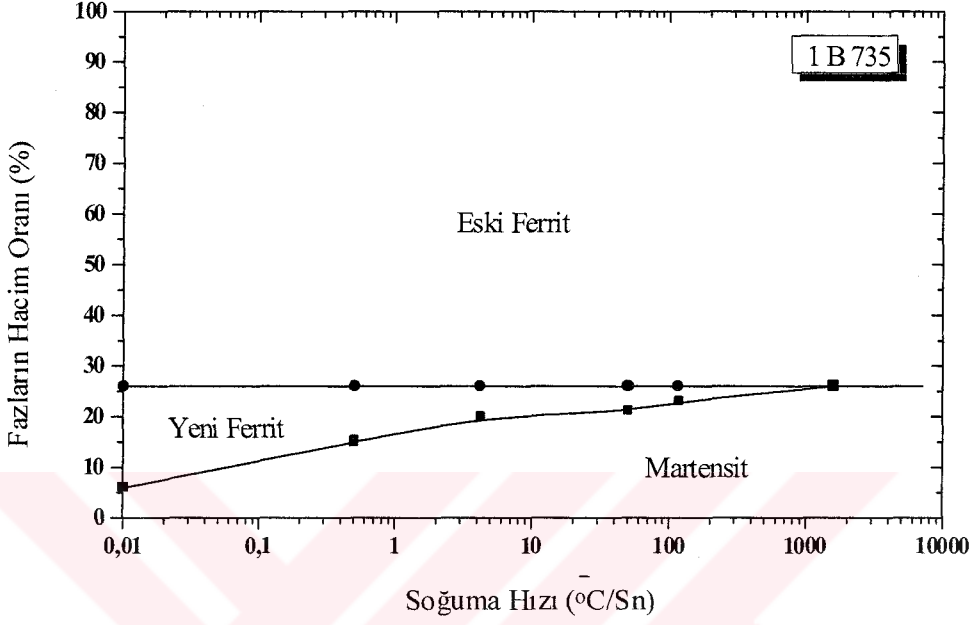
6.1.2. Mikroyapı haritaları ve soğuma hızına bağlı olarak gerçekleşen östenit dönüşüm ürünleri

Mikroyapı haritaları, sabit bir KTS'dan farklı soğuma hızlarında oluşan fazların hacim oranlarını göstermektedir. Diğer bir ifade ile, soğuma hızının faz oranlarına etkisini göstermektedir (51,53,105-108). Bölüm 5.2'de belirtilen ısıtma işlemleri ve metalografik hesaplamalar sonucunda elde edilen mikroyapı haritaları Şekiller 6.3.-6.14.'de gösterilmiştir. Numuneler başlangıç mikroyapısına göre B (ısıtma işlemi) ve S (900 °C'den suda su verilmiş) olmak üzere iki seri olarak belirtilmiştir. B grubunun kritik tavlama sırasında östenitin perlit, beynit martensit parçacıkları ve ferrit-ferrit tane sınırları üzerinde çekirdeklenip büyüyecektir. Başlangıç mikroyapısına bağlı olarak östenitin çekirdeklenme bölgeleri büyüme ve dağılımını değiştirmektedir. Ayrıca soğuk haddelenmenin bir sonucu olarak oluşan yüksek kalıntı gerilmelerine sahip yüksek enerjili bölgeler çekirdeklenme ve büyüme için potansiyel oluşturabilir (41,45,50,97). Yine yaklaşık olarak tamamen martensitik başlangıç mikroyapısına sahip S grubu numunelerde kritik tavlama sırasında östenitin çıta arayüzeylerinde, çıta hücre sınırlarında ve önceki östenit tane sınırlarında çekirdeklenip büyümesi beklenebilir (1). Bu şekilde B grubu numunelerine göre daha fazla östenitin çekirdeklenip büyüyeceği alana sahip S numunelerinde pek çok bölgede birden östenit çekirdeklenip büyüyeceği için daha fazla östenit tanesi oluşmaktadır. KTS'dan suda su verme sonucu elde edilen çift-fazlı

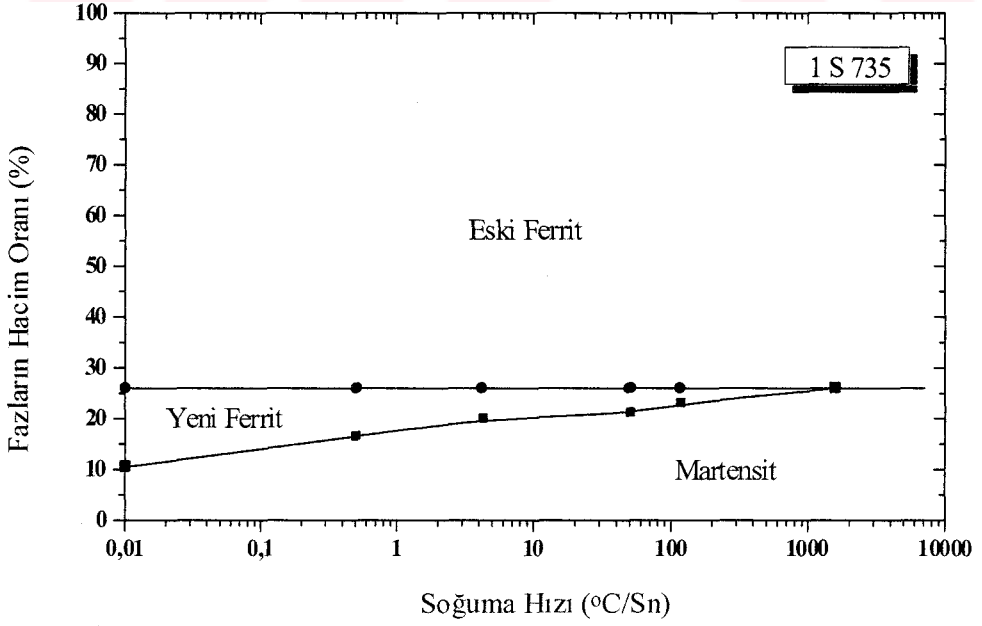
yapılar bu sonucu doğrulamaktadır. Çünkü kritik tavlama sırasında oluşan östenitin yaklaşık olarak tamamı martensite dönüşmektedir. Faz hacim oranı, tavlama sıcaklığı aynı olduğu için değişmemiştir ve S grubu numunelerinde daha ince bir östenit dağılımı üretilmiştir. Böylece aynı MHO'larında iki farklı östenit dağılımı sağlanmıştır.

Kritik tavlama sırasında mikroyapı ferrit ve östenit fazlarından oluşmaktadır. Soğuma sırasında soğuma hızına bağlı olarak östenit; martensit, yeni ferrit veya bozunmuş ferrit-karbüre (perlit+beynit) dönüşebilir. Bu fazlar östenit dönüşüm ürünleri olarak ifade edilmektedir. Östenitin dönüşme karakteristiği östenitin sertleşebilirliği olarak ifade edilmekte ve mikroyapı haritaları östenitin sertleşebilirlik verisi olarak değerlendirilmektedir (65,66,72,101,105-108). Östenitin martensite dönüşüm miktarı malzemenin sertleşebilirlik kabiliyetini göstermektedir. Şekil 6.3.-6.14'deki mikroyapı haritaları da açıkça görülebileceği gibi soğuma hızı azaldıkça östenitin martensite dönüşüm miktarı ve dolayısıyla östenitin sertleşebilirliği azalmaktadır. Bundan sonraki bölümlerde östenitin martensite dönüşüm oranları sertleşebilirlik olarak belirtilecek ve bu oran yüksek olduğunda sertleşebilirlik yüksek veya iyi ve düşük olduğunda sertleşebilirlik düşük veya kötü olarak ifade edilecektir.

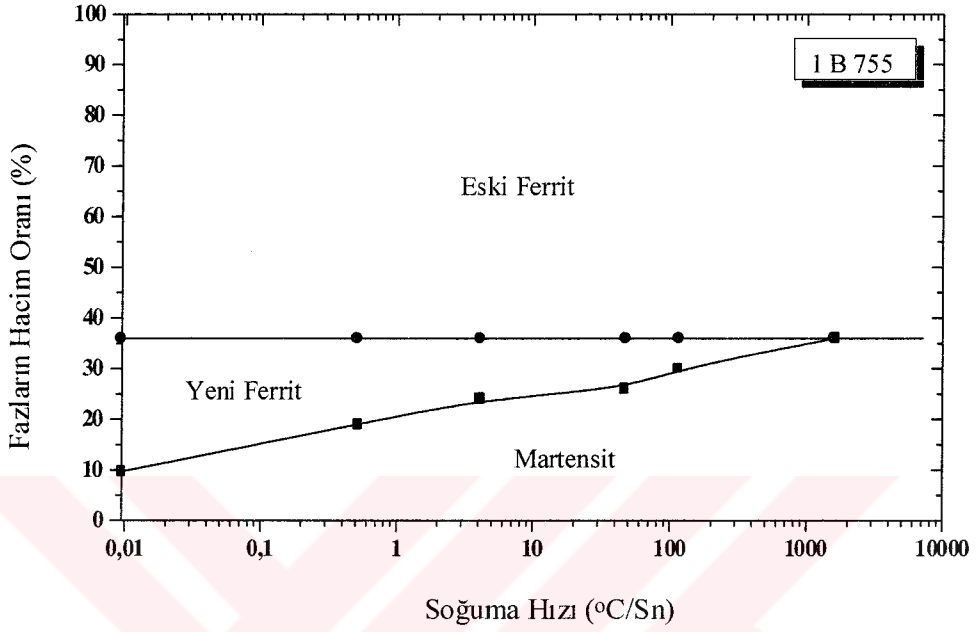
Kritik tavlama öncesinde var olan, tavlama ve soğuma sırasında hacimsel olarak bir değişikliğe uğramayan ferrite eski ferrit (dönüşüm öncesi oluşan ilk ferrit) ve soğuma sırasında soğuma hızına bağlı olarak östenitten dönüşen ferrite ise yeni ferrit veya epitaksiyel ferrit denilmektedir (56,62,69,73). Mikroyapı haritalarında görüldüğü gibi soğuma hızı azaldıkça yeni ferrit miktarı artmaktadır. Eski ferrit miktarı ise sabit kalmaktadır. Literatürde yeni ferrit ile eski ferritin ayırt edilmesi için genellikle Lawson et al.'ın (104) geliştirdiği kaynar haldeki alkali-kromat solüsyonunda dağlama metodu kullanılmıştır. Bu çalışmada da alkali kromat ile dağlama sonucunda Şekil 6.15.'de görüldüğü gibi eski ferrit gri, yeni ferrit beyaz, martensit ise siyah olarak açığa çıkmıştır.



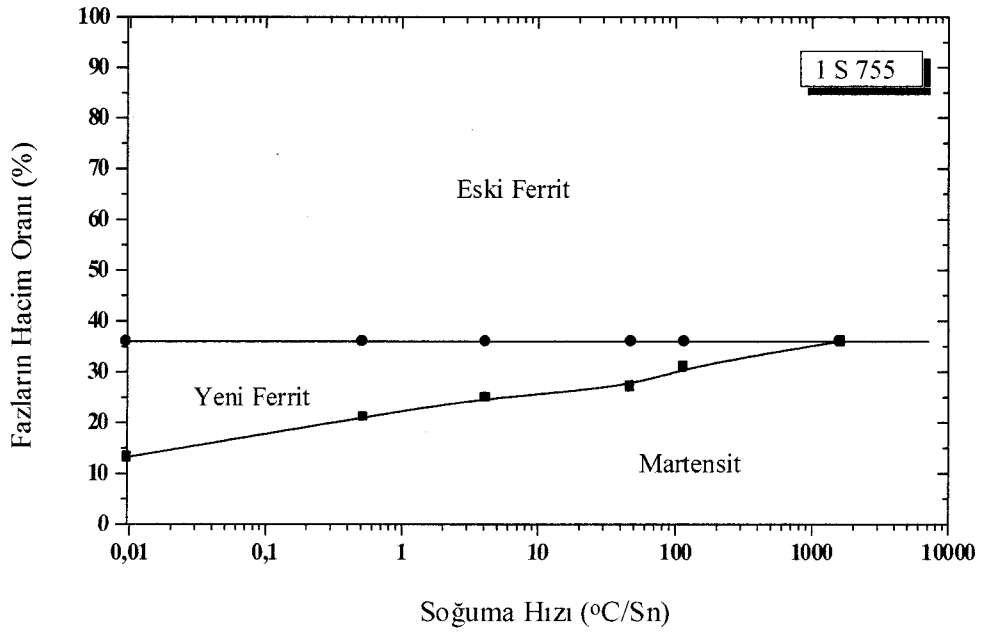
Şekil 6.3. 735 °C'de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



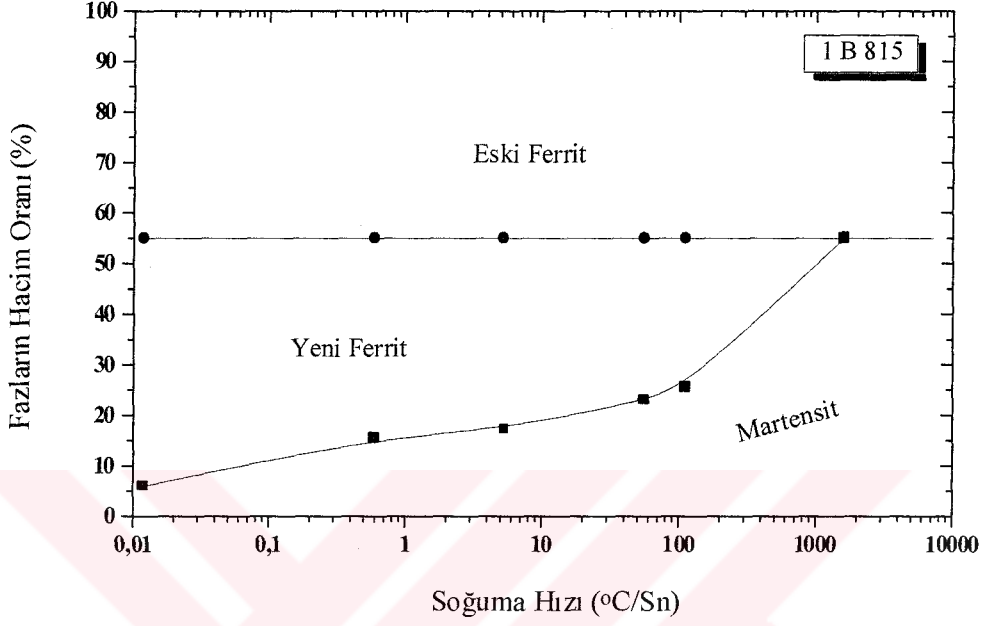
Şekil 6.4. 735°C'de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası



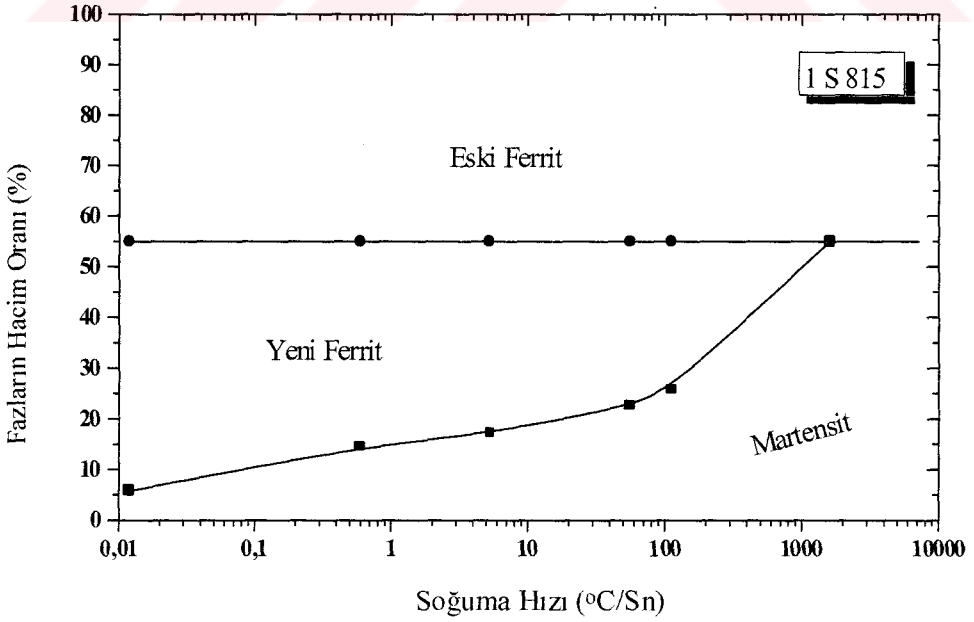
Şekil 6.5. 755°C’de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



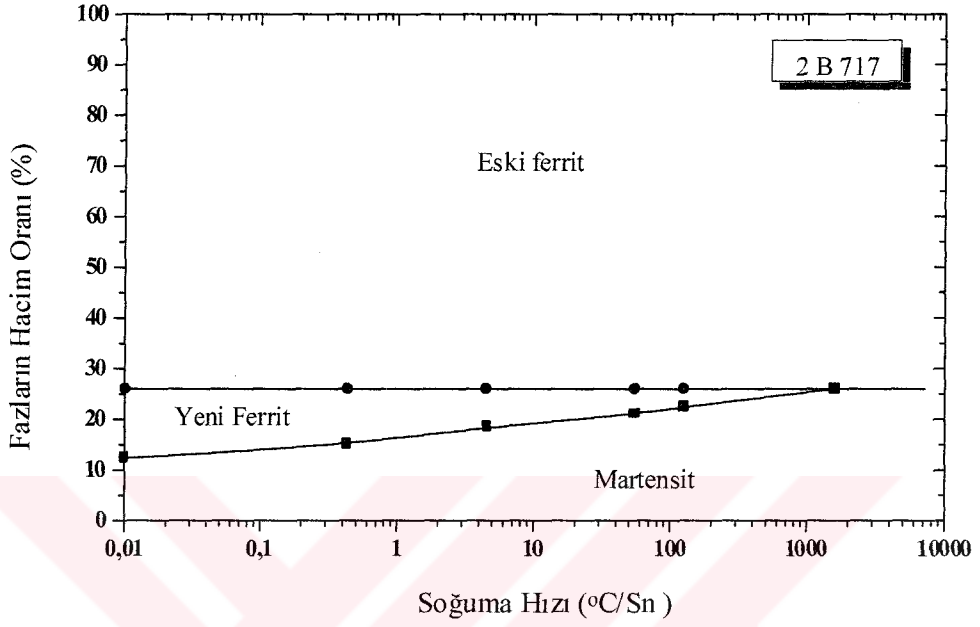
Şekil 6.6. 755 °C’de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası



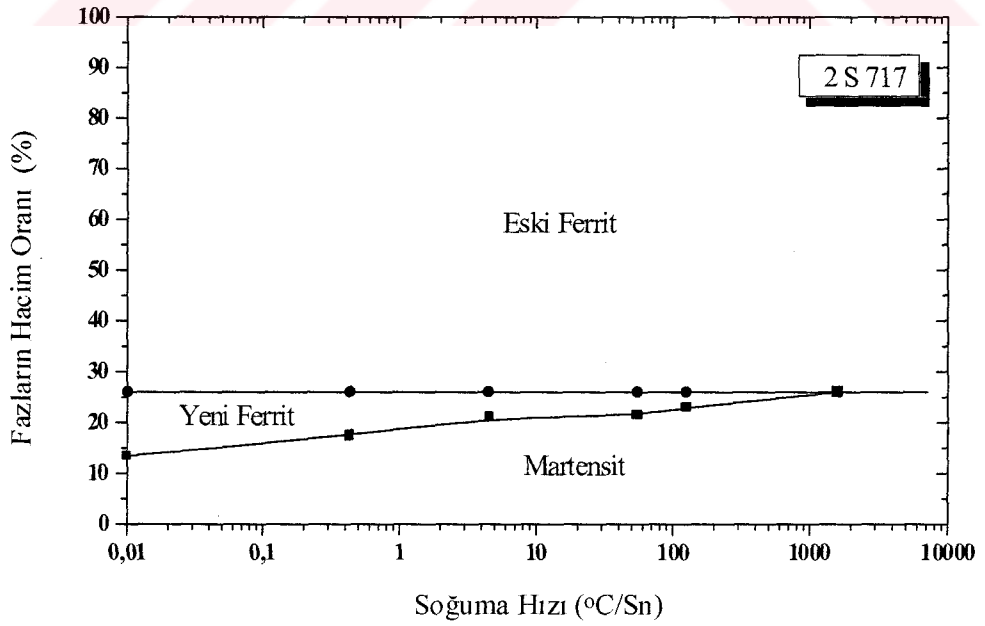
Şekil 6.7. 815 °C'de tavllanmış 1. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



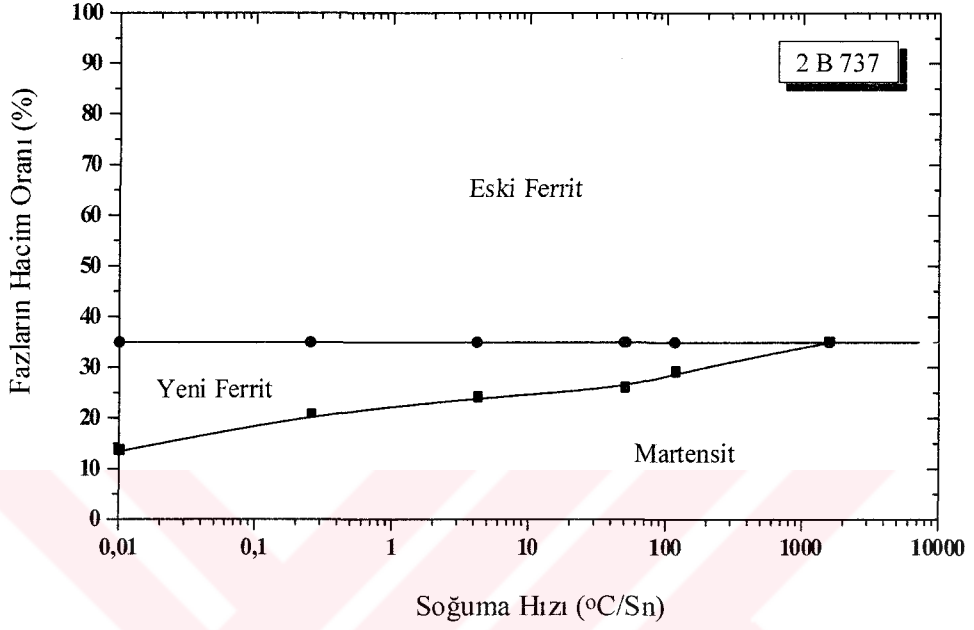
Şekil 6.8. 815°C'de tavllanmış 1. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası



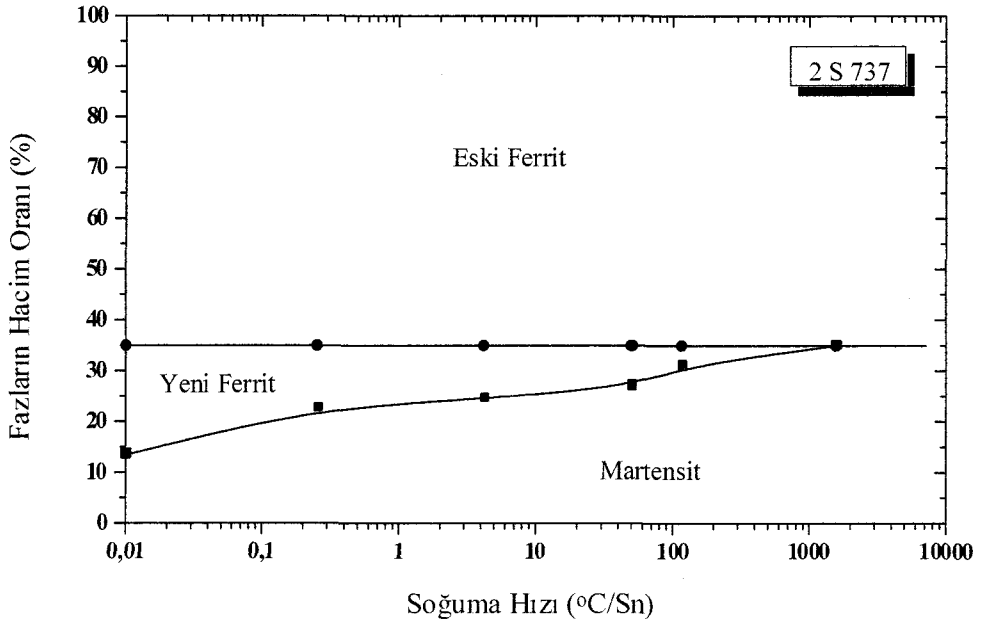
Şekil 6.9. 717 $^{\circ}\text{C}$ 'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



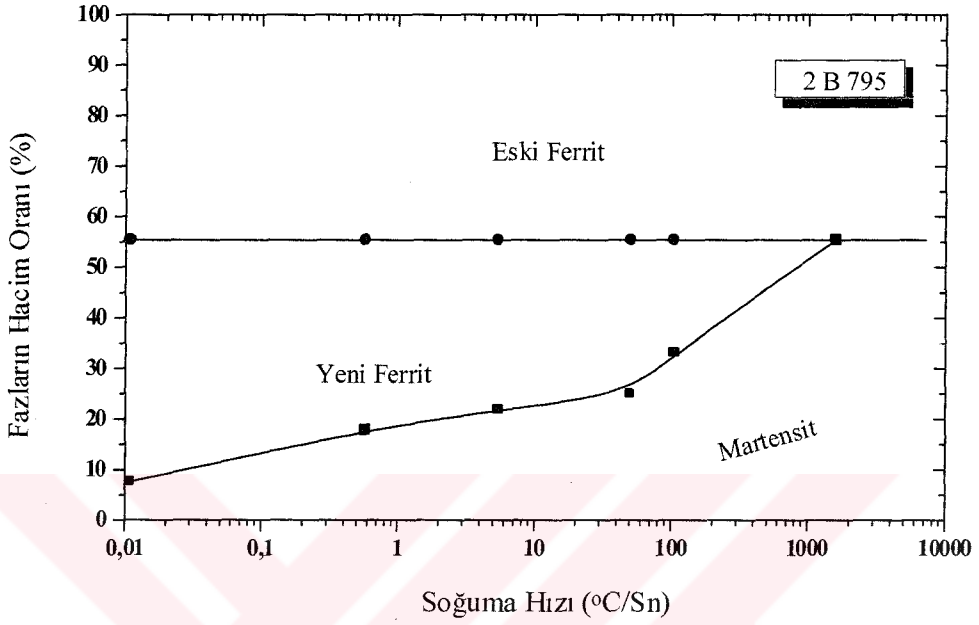
Şekil 6.10. 717 $^{\circ}\text{C}$ 'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası



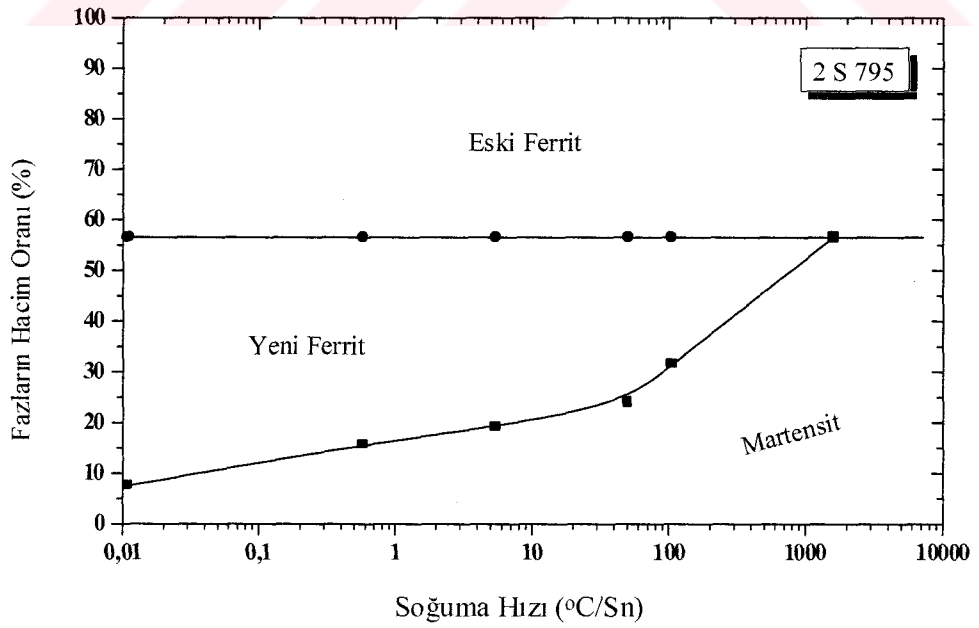
Şekil 6.11. 737°C'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



Şekil 6.12. 737°C'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası



Şekil 6.13. 795°C'de tavllanmış 2. grup (B serisi) numunenin mikroyapı haritası



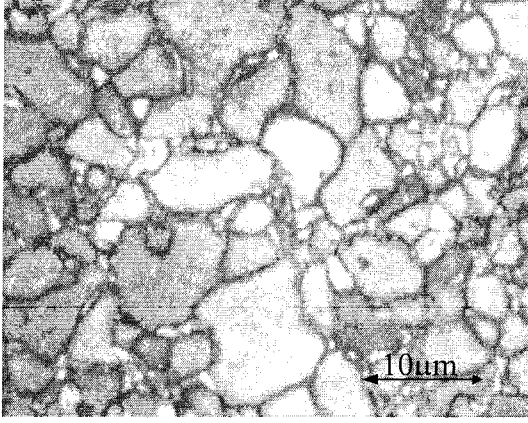
Şekil 6.14. 795°C'de tavllanmış 2. grup (S serisi) numunenin mikroyapı haritası

Şekiller 6.3.-6.14'de görüldüğü gibi düşük kritik sıcaklıkta tavlanan numunelerde yüksek sıcaklık numunelerine göre daha yüksek oranda östenit martensite dönüşmektedir. Bu durum düşük kritik sıcaklıklarda östenit parçacıklarının daha yüksek C içermelerinden dolayı sertleşebilirliklerinin daha iyi olmasından kaynaklanmaktadır. Önceki bölümlerde de bahsedildiği gibi kritik sıcaklık aralığında fazların %C içeriği için levye kuralı geçerlidir (bkz. Şekil 4.6.). Burada kısa tavlama süresi söz konusu olduğu için dönüşüm paradenge alaşım element atomlarının (yer alan) difüzyonu ile değil karbon atomlarının (arayer) difüzyonu ile kontrol edilmektedir (bkz. Şekiller 3.3.2a ve 3.6.). 3.bölümde bahsedildiği gibi diğer alaşım elementlerinin (Mn, Ni vb.) homojen difüzyonu için oldukça uzun süreler gereklidir. A_1 sıcaklığına yakın sıcaklıklardaki kısa süreli tavlamalarda sadece karbon atomlarının difüzyonu sebebi ile mikroyapı tavlama öncesi perlit miktarı kadar östenit ve dönüşüme uğramayan eski ferrit ten oluşmaktadır. Alaşım elementlerinin homojen difüzyonlarının gerçekleştiği uzun süreli tavlamalarda östenitin ferrit içlerine doğru büyümesi dolayısıyla östenit miktarının artması ferritin azalması gerçekleşmektedir (bkz. Şekil 3.3.) (41-49).

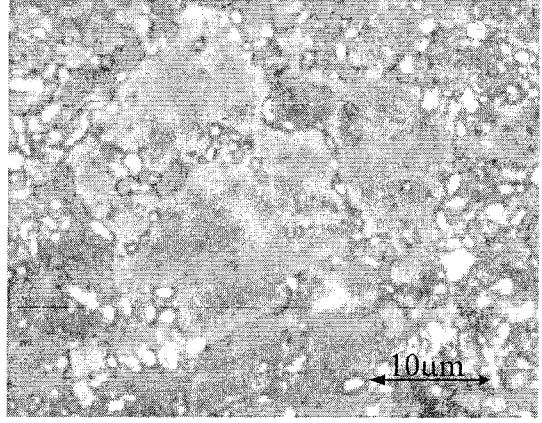
Yukarda bahsedildiği gibi KTS arttığında östenitin martensite dönüşüm miktarı azalmaktadır. Dolayısıyla özellikle yüksek KTS söz konusu olduğunda karbür fazlarının oluşma ihtimali artmaktadır. Bununla birlikte mikroyapı haritalarında görüldüğü gibi yüksek KTS'da tavlansın 0,01 °C/sn kadar yavaş hızla soğutulan numuneler de dahil olmak üzere hiçbir numunede belirgin bir karbür oluşumu tespit edilmemiştir. Benzer bir sonuca literatürde (53,66,67,72,98,101,105-108) rastlanılmamıştır. Ayrıca bu kadar yavaş bir soğutma hızında dahi östenitin önemli bir kısmının martensite dönüştüğü görülmektedir.

Önceki araştırmacılardan Erdoğan (97), kullandığı %0,06C-1,5Mn-0,6Ni kimyasal kompozisyonuna sahip çelik malzeme için karbürün oluşmaya başladığı kritik soğuma hızını yaklaşık olarak 1°C/sn, Jamiru (108) 0,1°C/sn, Matlock et.al. (62), 300 °C/sn, Priestner and Ajmal (66), %0,11C-0,35Si-1,45 ve %0,11C-0,35Si-1,45-0,102Nb çelikleri için 30-60 °C/sn, Ejaz (106), %0,08C-1,2Mn ve %0,16C-1,3Mn çelikleri için 6,4-40°C/sn ve Hayami et.al (86), %2 Mn-0,08C çeliği için 0,65°C/sn

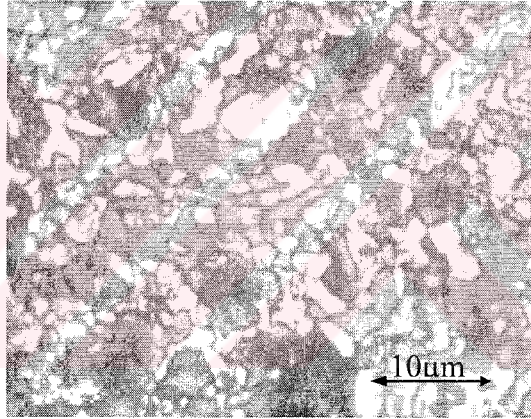
olarak bildirmişlerdir.



a) 2 B 717 15 (%yeni ferrit =10)



b) 2 S 737 15 (%yeni ferrit =25)



c) 2 B 795 15 (%yeni ferrit =38)

Şekil 6.15. Farklı yeni ferrit hacim oranına sahip numunelerin kaynar haldeki alkali kromat solüsyonunda dağlama sonrası optik görüntüleri (Eski ferrit gri, yeni ferrit beyaz ve martensit siyah)

Bu sonuçlar aynı zamanda demir çelik fabrikalarının STH'larında (ERDEMİR STH dahil olmak üzere) 1 ve 2. grup çelik malzemelerin kimyasal kompozisyonlarına sahip çeliklerden çift-fazlı çeliklerin üretilebilirliğini göstermektedir. Hali hazırda dünyada çift-fazlı çeliklerin üretildiği çelik fabrikalarının STH'larında kritik tavlama sonra soğutma sırasında karbür oluşumunu önlemek için yüksek soğuma hızı sağlayan su spreyi kullanılmaktadır (10,25-29). Bu durumda su spreyin kullanılması ve su spreyinin kullanılmasında oluşabilen oksitlerin sonradan temizlenme gerekliliği maliyetleri oldukça yükselten etkenlerdir (29). Ayrıca demir çelik fabrikalarında, STH üzerindeki su spreyi soğutma ünitesinin kurulması da diğer

bir ilk yatırım maliyetlerini arttıran unsur olarak karşımıza çıkmaktadır.

Bu durumda yukarda açıklanmaya çalışılan maliyetler göz önüne alındığında alaşımlama maliyetlerinin diğer maliyetlerden daha düşük olabileceği sonucuna varılabilir.

Bu çalışma sonuçları öncekilerle kıyaslandığında; kullanılan çeliğin oldukça iyi sertleşebilirlik (östenitin büyük bir kısmının martensite dönüşmesi ve yavaş soğutma şartlarında (fırında soğutma hızı = $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/sn}$) dahi karbür oluşumunun tespit edilememesi) özelliğine sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca çift-fazlı çelik üretimi ve mekanik özellikleri açısından; yavaş soğutma şartlarında (fırında soğutma hızı = $0.01\text{ }^{\circ}\text{C/sn}$) dahi karbür oluşmaması fabrika üretim şartlarındaki gibi yavaş soğutma şartlarında dahi (sürekli tavlama hatları ve sıcak haddeleme gibi) çift-fazlı çelik mikroyapısının üretilmesini mümkün kılabilir. Hayami et. al (86), fabrika şartlarındaki soğutma hızlarında ($0,65^{\circ}\text{C/sn}$) çok az karbür oluşmakla birlikte çift-fazlı çelik mikroyapısını ürettiklerini ve bu çeliğin normal çift-fazlı çelik çekme özellikleri gösterdiğini bildirmişlerdir. Ürettikleri çift-fazlı çeliğin bir miktar karbür içerdiğini bildirmişlerdir. Halbuki bu çalışmada çok yavaş soğutma hızlarında dahi karbür görülmemesi, fabrika şartlarında üretim ve çift-faz mekanik özellikleri açısından ümit vericidir.

Yukarda belirtildiği gibi çeliğin kimyasal kompozisyonuna göre sertleşebilirliği değişmektedir. Önceki araştırmalar ve bu çalışmadaki mikroyapı bileşenleri ile sertleşebilirlik değerlerindeki farklılıklar bundan kaynaklanmaktadır. Bu çalışmada kullanılan çelik malzemenin Mn ve Ni içeriği diğer araştırmacıların kullandığı çeliklerinkinden yüksek ve %C içeriği Erdoğan (93,97) hariç diğerlerinininkinden (66,67,72,86,98,106-108) düşüktür. Mn ve Ni içeriği sertleşebilirliği geliştirirken düşük karbon içeriğinin de karbür oluşumunun bastırılmasına yardım ettiği söylenebilir. Zira, karbon karbür oluşumunu daha hızlı soğutma hızlarına yükseltmektedir (106). Araştırmada kullanılan çeliğin Mn, Ni ve C kombinasyonu oldukça elverişli sertleşebilirlik değerlerinin sağlanmasında etkili olmuştur. Elde edilen mikroyapı haritası sonuçları mevcut çift-fazlı çelik literatüründeki mikroyapı

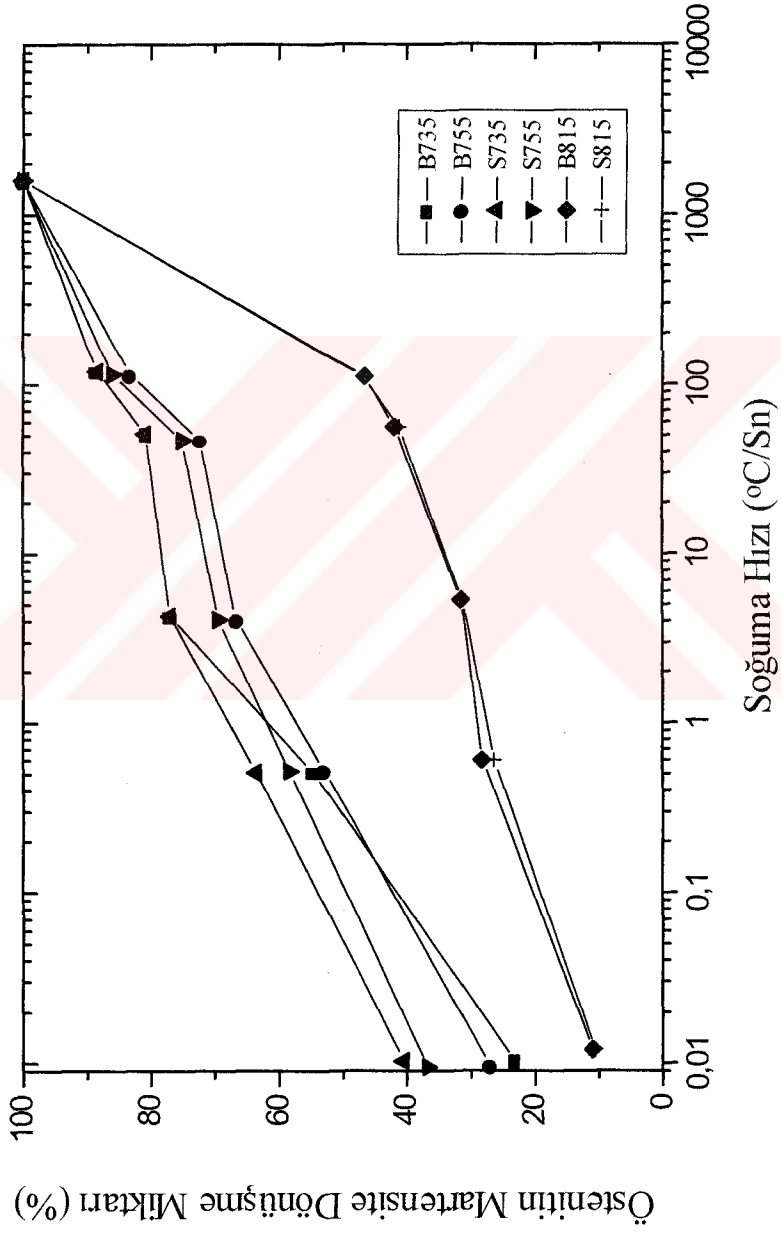
haritası sonuçları ile karşılaştırıldığında (62,65,66,72,86,97,106-108), $0,01^{\circ}\text{C/sn}$ gibi oldukça yavaş bir soğuma hızında karbürlerin oluşmadığı bir çift-fazlı çelik yapısı ilk defa elde edilmiştir.

Mikroyapı haritalarını ilk defa oluşturan araştırmacılardan Preistner (72) ve Preistner and Ajmal (66), mikroyapı haritalarının farklı sıcaklıklar ve kimyasal kompozisyonlardaki farklı karbon içerikleri için östenitin martensite dönüşümünün tespit edilebileceği veriler olarak yorumlanabileceğini de göstermişlerdir. Araştırmacılar aynı zamanda soğuma hızına bağlı olarak martensite dönüşüm miktarını belirten grafikleri çizmişlerdir. Bu çalışmada elde edilen mikroyapı haritaları da östenitin martensite dönüşüm (sertleşebilirlik) verisi olarak değerlendirilmiştir (Şekiller 6.16 ve 6.17.).

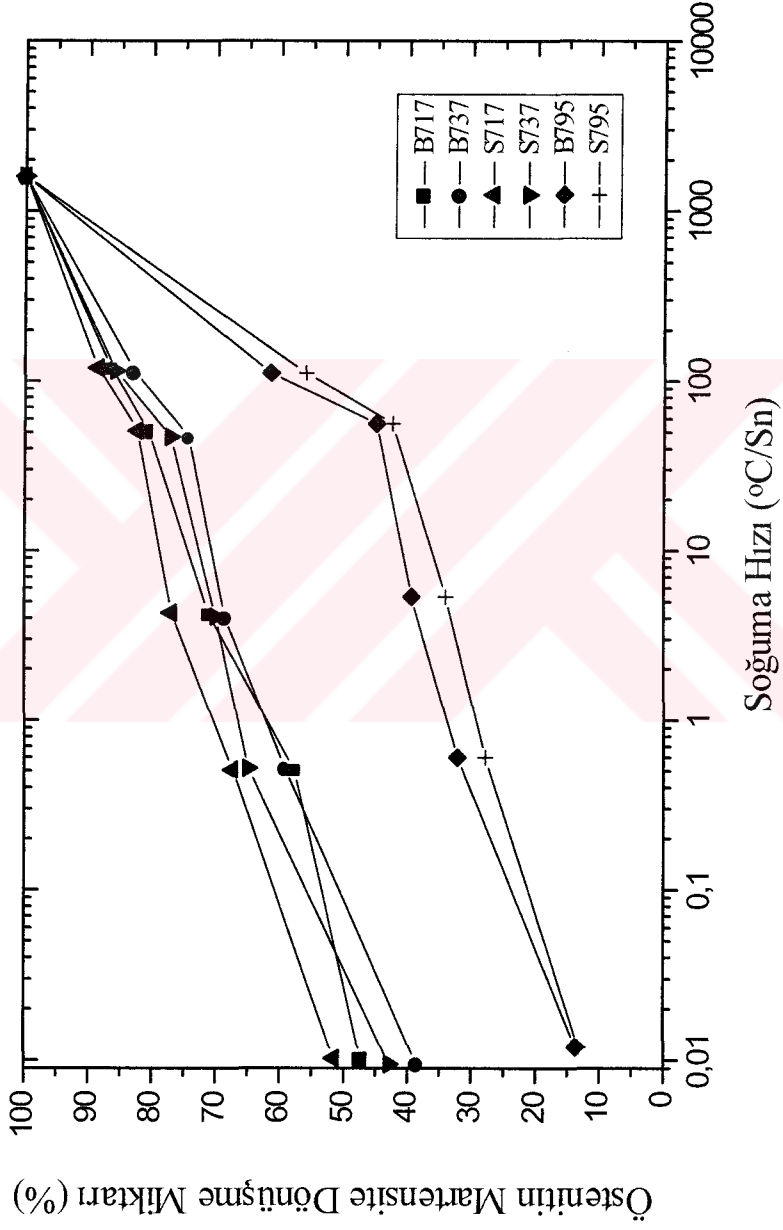
6.1.2.1 Östenitin sertleşebilirliği ve östenit dağılımının sertleşebilirliğe etkisi

Çift-fazlı çeliklerde östenitin (kısmi östenit) sertleşebilirliği kimyasal kompozisyon, KTS ve süresi, soğutma hızı, östenit dağılımı ve alaşım elementlerinin segregasyonu gibi faktörlere bağlı olarak değişmektedir (55,72,87,107-109). Konunun devamında östenitin sertleşebilirliği; KTS, kimyasal kompozisyon, soğutma hızı ve KTS'ndeki östenit dağılımı açısından değerlendirilecektir.

Mikroyapı haritaları (Şekiller 6.3.-6.14) üzerinden elde edilen, östenitin martensite dönüşüm oranları (sertleşebilirlikleri) (Şekiller 6.16 ve 6.17) KTS yükseldikçe azalmaktadır. Bunun sebebi kritik sıcaklıklarda tavlama sırasında levye kuralı gereğince östenit karbon içeriğinin KTS bağlı olarak değişmesidir (bkz. Şekil 4.6.). Buna göre; düşük sıcaklıklardaki östenitin karbon içeriği, yüksek sıcaklıklardakine göre daha fazladır. Dolayısıyla yüksek karbon içerikli östenitin sertleşebilirliği de yüksek olmaktadır.



Şekil 6.16. Farklı başlangıç yapılarına sahip 1.grup numunelerde, farklı KTS'lerinden soğuma hızına bağlı olarak östenitin martensite % dönüşüm miktarı



Şekil 6.17. Farklı başlangıç yapılarına sahip 2. grup numunelerde farklı KTS'lerinden soğuma hızına bağlı olarak östenitin martensite % dönüşüm miktarı

Kritik tavlama sırasındaki östenit dağılımı östenitin sertleşebilirliği üzerinde etkili olmaktadır (58,97,109). Östenit dağılımı ise başlangıç morfolojisine bağlı olarak değişmektedir. Östenit dağılımının sertleşebilirlik üzerindeki etkisini belirlemek amacıyla, bu çalışmada iki farklı başlangıç mikroyapısı kullanılmıştır (Bölüm 5.2.2.1). Bunlar kaba dağılımlı “B” ve ince dağılımlı “S” serileridir. Özellikle A_1 sıcaklığına yakın sıcaklıklarda yapılan işlemlerde östenit dağılımının etkisi daha da belirginleşmektedir. Mikroyapı haritaları (Şekiller 6.3-6.14) ve sertleşebilirlik grafikleri Şekiller 6.16 ve 17’de görüldüğü gibi soğuma hızına bağlı olarak östenitin martensite dönüşüm miktarı, S serisi numunelerde B serisi numunelerine göre, özellikle düşük kritik sıcaklıklarda tavlama sonrası daha yüksek çıkmıştır. Bunun sebebi olarak ince östenit parçacıklarının iri boyutlu olanlarına göre daha yüksek karbon içermesi ve yeni ferritin dönüşme hızının azalması olarak gösterilebilir (57,58,97). Yüksek kritik sıcaklık numunelerinde ise belirgin bir farklılık görülmemiştir.

Priestner (72), östenitin sertleşebilirliğinin, kritik sıcaklıklarda tavlama sırasındaki östenitin ferrit anayapı içerisindeki dağılımından etkilendiğini bildirdiği bir model önermiştir. Modelde östenit dağılımı, arayüzey alanının östenit miktarına oranı ile belirlenmektedir. Bu oran arttıkça her soğuma hızında martensitin oluşumu azalmaktadır. Bunu, yüzey alanı yüksek olduğunda, soğuma sırasında M_s sıcaklığına gelindiğinde yeni ferrit miktarının oldukça arttığı şeklinde açıklamış ve ferritin ince ve eşksenel taneli bir görünüm arz ettiğini bildirmiştir. Bununla birlikte Erdoğan (97,101,107), gerçekte ferrit büyüme hızının; alt soğuma miktarı, ferrit-östenit arayüzeyinde östenit içlerindeki karbon difüzyon hızı ve içeriğinin kompleks bir fonksiyonu olduğunu bildirmektedir. Özellikle düşük sıcaklıklardaki östenitin karbon içeriğinin yüksek olmasına dikkat çekmiştir.

Tam östenit yapıda soğutma sırasında kaba dağılımlı yapıda, muhtemel çekirdeklenme bölgeleri olan tane sınır alanlarının düşük olmasından dolayı ferrit ve perlit çekirdeklenmesi daha az gerçekleşmektedir. Sonuçta az çekirdeklenme daha fazla östenitin kararlı kalmasını ve martensite dönüşmesine sebep olmaktadır (110). Modelde tam (full) östenit yapının sertleşebilirliği ile kritik sıcaklıklarda tavlamaadaki

durum benzer kabul edilmiştir ki gerçekte Erdoğan (97) ve Speich (91)'in de belirttikleri gibi iki açıdan farklılık vardır; birincisi, tam östenit yapıdaki östenit düşük karbon içeriğine sahiptir. Bu değer malzemenin karbon içeriği ile aynıdır. Halbuki kısmi östenitlemede levye kuralı geçerlidir ve özellikle düşük sıcaklıklarda östenit karbon içeriği yüksektir. İkincisi; yeni ferrit oluşması için yeni bir çekirdeklenme mekanizmasına gerek yoktur (55,67,70). Yeni ferrit eski ferrit üzerinde östenit içlerine doğru kolayca büyür. Modelde soğuma ve ortalama ferrit büyüme hızı sabit olarak kabul edilmiştir.

Erdoğan (53), yavaş soğuma hızlarında östenit dağılımı ile MHO oranı arasında daha zayıf bir bağ olduğunu tespit etmiştir. Bu sonuç geometrik modelle bir farklılık oluşturmaktadır. Bunun sebebi olarak, geometrik modelde soğuma hızı ve buna bağlı ferritin ortalama büyüme hızının sabit kabul edildiğini, fakat pratikte bu şekilde olmadığını bildirmektedir. Modelde küçük östenit parçacıklarının büyük östenit parçacıklarından daha yüksek miktarda %C içerdiği ve karbonca zenginleşmesi ihmal edilmiştir. Verilen soğuma hızı için ferritin ortalama büyüme hızı ince taneli dağılımda iri taneli dağılıma oranla oldukça yavaştır. Böylece geometrik modele göre daha fazla martensit ve daha az ferrit oluşmaktadır. Bu fark östenit dağılımının artması ile daha da artmaktadır.

Bu çalışmada ince dağılımlı başlangıç mikroyapısına sahip S numunelerinde kaba dağılımlı olan B numunelerine oranla daha yüksek miktarda martensit elde edilmiştir (düşük kritik sıcaklıklarında tavlama ve yavaş soğutma sonucunda). Yüksek kritik tavlama sıcaklıklarından yavaş soğutma hızlarında ise östenitin sertleşebilirliğinde belirgin bir fark görülmemiştir. Bu sonuçlar karbon zenginleşmesinin dönüşümü dengeleyici özelliği ile açıklanabilir (67,87,97).

Hughes (98), östenit morfolojisini kritik sıcaklıklarda tavlama öncesindeki başlangıç mikroyapısına göre tanımlamıştır. Çalışmada %0,12C, %1,5Mn ve %0,34 Si içeriğine sahip bir çelik kullanmıştır. Farklı başlangıç mikroyapılarından farklı morfolojiye sahip çift-fazlı çelikler üretmiştir. Başlangıç mikroyapısına bağlı olarak östenitin sertleşebilirliğinin değiştiğini bildirmiştir. İnce başlangıç mikroyapısına

sahip çelikten ince taneli ve östenitin oldukça dağılmış olduğu bir mikroyapıya sahip çift-fazlı çelik üretmiştir. Sabit bir MHO elde etmek amacıyla Priestner'in (72) bildirdiği gibi yüksek soğutma hızlarına ihtiyaç olduğunu belirtmiştir.

Jamiru (108)'da Huges'un kullandığı kimyasal kompozisyona yakın bir çelik malzeme kullandığı çalışmasında benzer sonuçlar bildirmiştir. Ayrıca, östenit dağılımı ne kadar artarsa martensite dönüşüm miktarının o kadar azaldığını bildirmiştir.

Bu çalışmada kullanılan çelik Jamiru ve Huges'un kullandıkları çeliğe göre daha az %C ve daha fazla östenit kararlılaştırıcı elementler (%1,7-1,9 Mn, %0.6-0,8 Ni) içermektedir. Bu elementler Ms sıcaklığı üzerinde baskı oluşturabilirler. Tamamen östenitlenmiş çelikte %100 martensit oluşturmak için gerekli soğuma hızı karbon miktarının artması ile azalmaktadır. Bu çalışmadaki kritik soğutma hızı yaklaşık olarak 1000 °C/sn olmasına rağmen düşük soğutma hızlarında da yüksek miktarda MHO elde edilebilmiştir. Oldukça düşük karbon içeriği ile dahi martensit elde edilebilmesi alaşım elementlerinin ferrit oluşumunu olumsuz etkiledikleri ve ferrit büyüme hızını oldukça düşürdükleri şeklinde açıklanabilir. Ferrit oluşumu östenit karbon içeriğine karşı oldukça hassas olarak kabul edilmektedir (55,67,70). Alaşım elementlerinin ilavesi ile, perlit ve beynit oluşumu geciktirilerek yavaş soğuma şartlarında dahi martensitik dönüşüm sağlanabilir. Bir başka ifade ile, alaşım elementleri, martensitik dönüşüm için gerekli kritik soğuma hızını düşürmektedir. Genellikle bütün alaşım elementleri sertleşebilirliği arttırmaktadır. En etkili alaşım elementi karbondur. Bununla birlikte çift-fazlı çelik üretiminde özellikle sürekli tavlama hatlarında üretilen çelik saclar için (%C < %0,15), karbon miktarının mümkün mertebe düşük olması (%C < %0,3) tercih edilir. Bunun sebepleri olarak (27,55,63,67,83,96);

- Karbon miktarının artmasına paralel olarak levye kuralı gereğince MHO'nın artması: çift-fazlı çeliklerde genellikle arzu edilen MHO %15-25 arasındadır.
- Yavaş soğuma hızlarının karbür oluşumunu teşvik etmesi: karbür oluşumu ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin sağlanamamasına sebep olur

- Malzemenin yaşlanma kabiliyeti açısından: karbon içeriğinin artması, gerinim yaşlanması sebebiyle özellikle preste şekillendirilen parçalarda süreksiz akma, dolayısıyla lüder bantlarına (strain strecher) bununda portakal kabuğu yüzeyi gibi yüzey hatalarına sebep olması.

gösterilebilir .

Dolayısıyla çift-fazlı çeliklerde sertleşebilirliği arttırmak için karbon haricinde (Mn, Cr, Ni, Mo vb alaşım elementleri tercih edilir. Bu çalışmada da karbon miktarı oldukça düşük tutulurken, diğer alaşım elementleri özellikle Mn ve Ni kullanılmıştır. Mikroyapı haritalarında görüldüğü gibi KTS'ından 0,01 °C/sn'lik yavaş soğutma hızlarında dahi beynit veya perlit oluşumuna rastlanılmamıştır. Alaşım elementlerinin artmasına bağlı olarak beynit veya perlit oluşumunun önlendiği görülmektedir. Bu çalışmada kullanılan çelik malzemenin düşük karbon ve diğer araştırmacılarınkine (66,72,97,105,108) göre yüksek Mn ve Ni içermesi düşük karbon içeriğine rağmen östenitin sertleşebilirliğini oldukça geliştirmiştir. Bu çeliğin yüksek Mn ve düşük karbon içeriği yaşlanma direnci açısından da umut vericidir (27,55).

Sonuç olarak;

- Alaşım elementlerinin ilavesi kritik sıcaklık uygulamalarında östenitin sertleşebilirliğini oldukça geliştirmiştir.
- Kritik sıcaklıklarda östenit dağılımı düşük sıcaklıklar söz konusu olduğunda sertleşebilirliği etkilemektedir. Yüksek sıcaklıklarda belirgin bir etki görülmemiştir. Küçük östenit taneleri daha yüksek karbon içermektedir. Bu soğuma sırasındaki yeni ferrit oluşumu sırasında karbonun östenite difüzyonu ile de zenginleşmektedir. Küçük taneli östenit karbon difüzyonu için daha fazla yüzey alanına sahiptir. Östenitin karbonca zenginleşmesi ferrit büyüme hızını yavaşlatmaktadır.
- Düşük kritik sıcaklıklarda yapılan işlem sonucunda yüksek sıcaklıklara göre daha yüksek sertleşebilirlik değerleri elde edilmiştir.

Bunun sebebi levye kuralı gereğince östenitin düşük kritik sıcaklıklarda daha yüksek karbon içeriğine sahip olmasıdır.

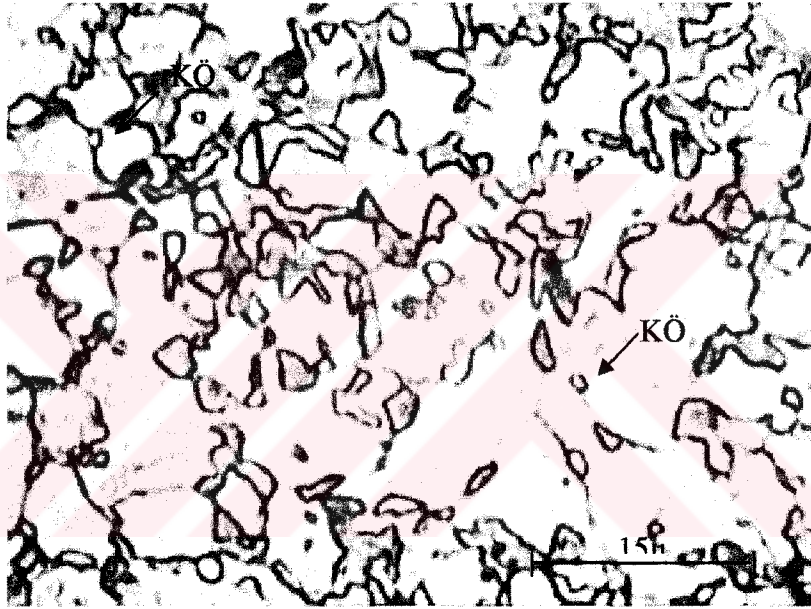
6.1.3. Kalıntı östenit

Kalıntı östenitin varlığı ve miktarını tespit etmek için x-ray difraksiyonu ve optik mikroskop çalışması yapılmıştır. X-ray difraksiyonu sonucunda kalıntı östenit tespit edilememiştir (Şekil 6.18). Huppi et.al. (56), özellikle A_3 kritik sıcaklıklarına yakın KTS'lerden soğutma sırasında kalıntı östenit miktarının arttığını bildirmiştir. Matlock et.al. (62) kalıntı östenitin yaklaşık olarak 30-150 °C/sn arasındaki soğutma hızlarında oluştuğunu bildirmiştir. Bu çalışmada x-ray analizi sonucunda kalıntı östenit tespit edilmemesi düşük miktarlarda ($<2\%$) oluşmasından kaynaklanabilir. Buna sebep olarakta kullanılan malzemelerin literatürde bildirilen miktarlardan daha düşük karbon ve Si içermesi olabilir (56,58,62,77).

Literatürde kalıntı östenit miktarının sıfırlanmasının normal şartlarda mümkün olmadığı bildirilmektedir (38,56,58,62,77). X-ray difraksiyonunda görülmemekle birlikte optik mikroskop incelemelerinde ferrit tane sınırlarında görülen açık renkli ve küçük tanelerin kalıntı östenit olabileceği düşünülmektedir (Şekil 6.18. ve 6.19.). Ferrit tane içlerinde ise buna benzer tanelere rastlanılmamıştır. Bazı araştırmacılar (16,30,53,76,78,112), kalıntı östenitin ya martensit içerisinde çıta sınırlarında film şeklinde yada bağımsız olarak izole tane şeklinde bulunabileceğini belirtmişlerdir. Optik mikroskopla çıta sınırlarındaki kalıntı östenitin tespit edilmesi mümkün olmamaktadır. Bununla birlikte ferrit içlerinde veya tane sınırlarında oluşan martensitin görülebilmesi bir dereceye kadar mümkün olmaktadır (76,78,112).

Rigsbee and Vander Arend (76), kalıntı östenitin bulunma sebebini; oldukça küçük boyutlarda olması ve kimyasal olarak da kararlı olmasından kaynaklanabileceğini bildirmiştir. Bangaru (109), ise parçacık boyutundan (1-6 μm) ziyade östenitin kararlılığını soğuma sırasında karbon ve azot paylaşımı ile östenitin kimyasal kararlılığa sahip olmasına bağlamıştır. Hughes (98), kalıntı östenitin varlığını başlangıçta küçük boyutlu olan östenit parçacıklarından içlerine doğru yeni ferritin

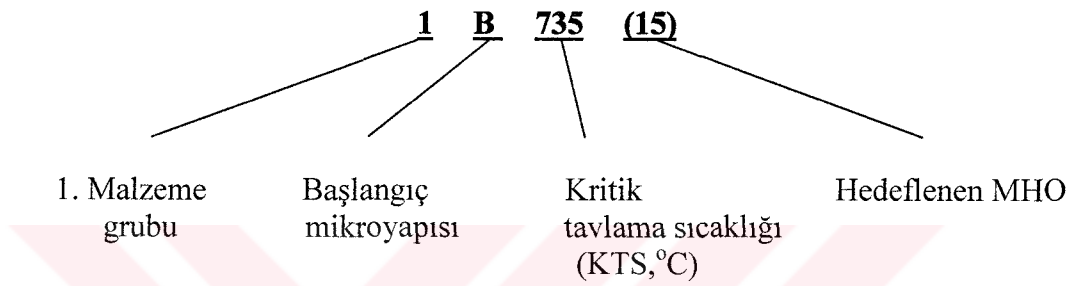
Sonuç olarak, kalıntı östenitin, ferritin soğuma sırasında belirtilen bölgesel büyümesi ve kendisinin kararlılığı sebebiyle izolasyonu, tane boyutu ve kimyasal kararlılığı ile açıklanabilir. Şekil 6.19'da, yavaş soğutula 2 S 795 numunesinin mikroyapı fotoğrafı üzerinde kalıntı östenit olması muhtemel tanelerden iki tanesi işaretlenmiştir. Ferrit tane sınırlarında görülen bu ince, açık renkli taneler muhtemelen kalıntı östenittir.



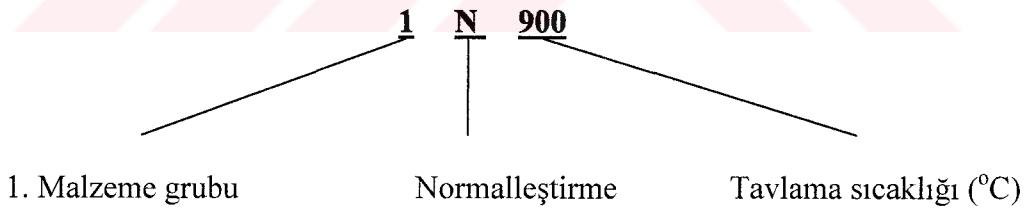
Şekil 6.19. 2 S 795 numunesi, soğuma hızı: $4,3^{\circ}\text{C/sn}$, dağlama: %2 Nital +sodyum metabisülfid, KÖ: kalıntı östenit

6.2. Çekme Özellikleri

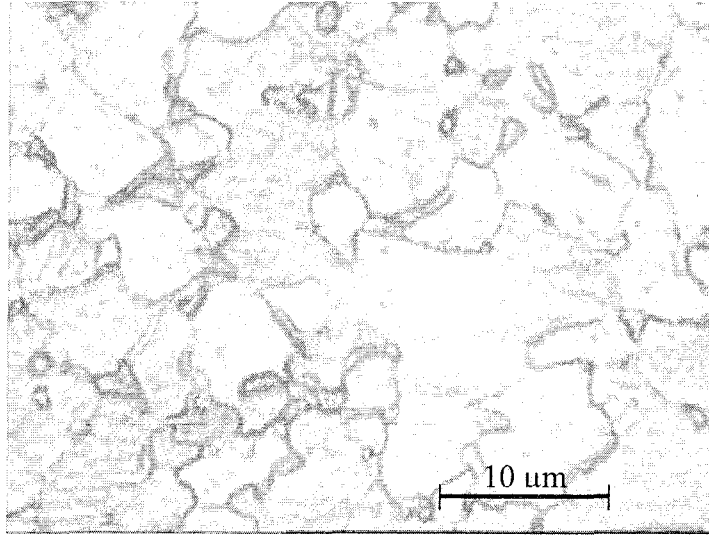
Çift-fazlı çeliklerin çekme özellikleri her başlangıç mikroyapısı için (seri B ve S) sabit MHO'larında (~%15 ve ~%25) belirlenmiştir. Çift-fazlı çelik numuneler malzeme grubu, başlangıç mikroyapısı, KTS ve hedeflenen MHO'larına göre kodlanmıştır. Kodlamanın bir örneği aşağıda gösterilmiştir.



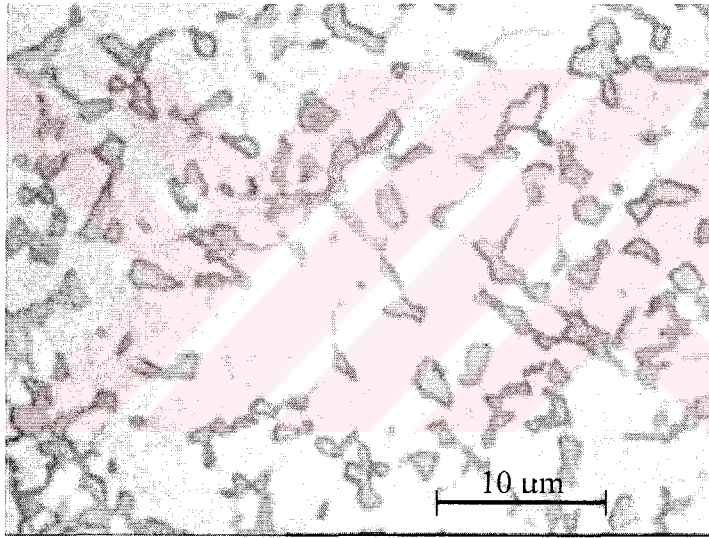
Soğuk haddelemeden sonra 900°C'de 20 dk süre ile tavlandıktan sonra normalleştirilen numuneler malzeme grubu, normalleştirme işlemi ve tavlama sıcaklığına göre aşağıda gösterildiği şekilde kodlanmıştır.



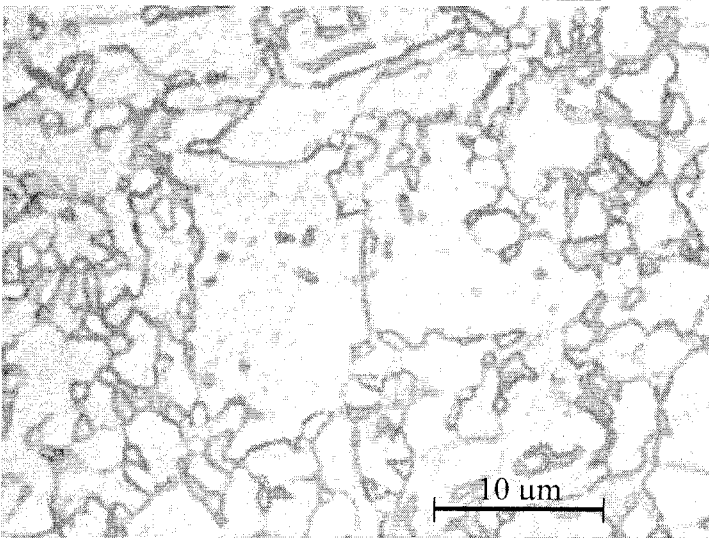
Çekme deneyine tabi tutulan numunelerin optik mikroyapı fotoğrafları Şekiller 6.20-6.28.'de ve bu numunelerin çekme özellikleri, KTS'liklerinden soğuma hızları, fazların hacim oranları ve martensit parçacık boyutları Çizelgeler 6.1. ve 6.2.'de ve çekme eğrileride Şekiller 6.29.-6.32.'de verilmiştir.



a) B 735 15

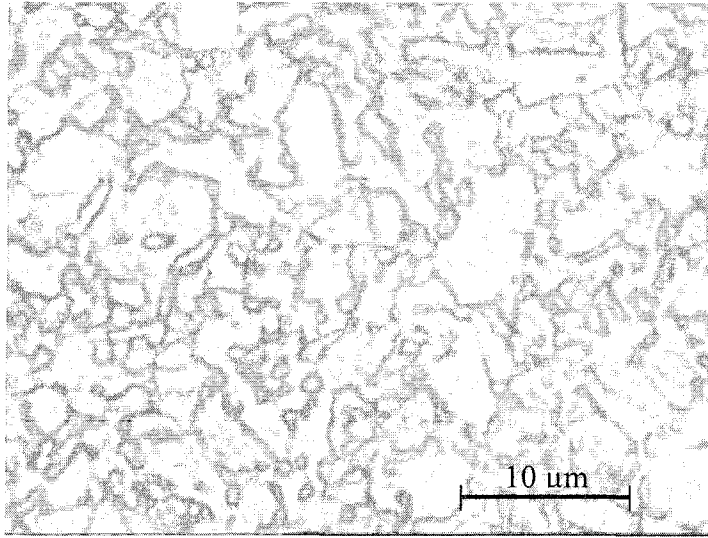


b) B 735 25

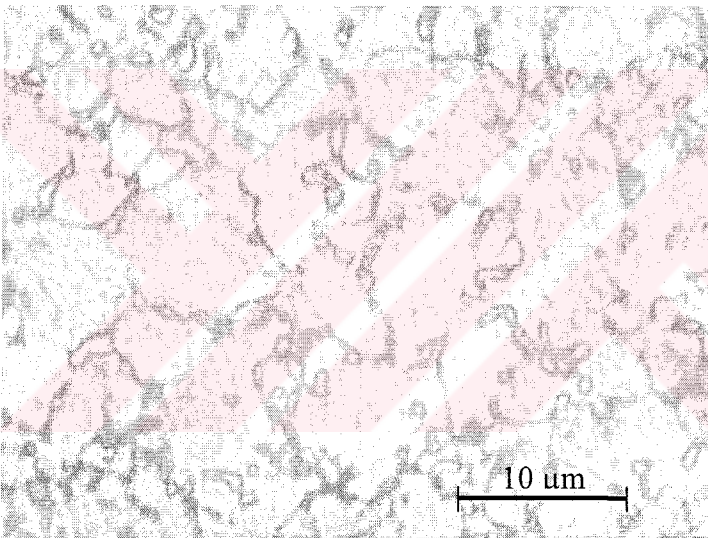


c) S 755 15

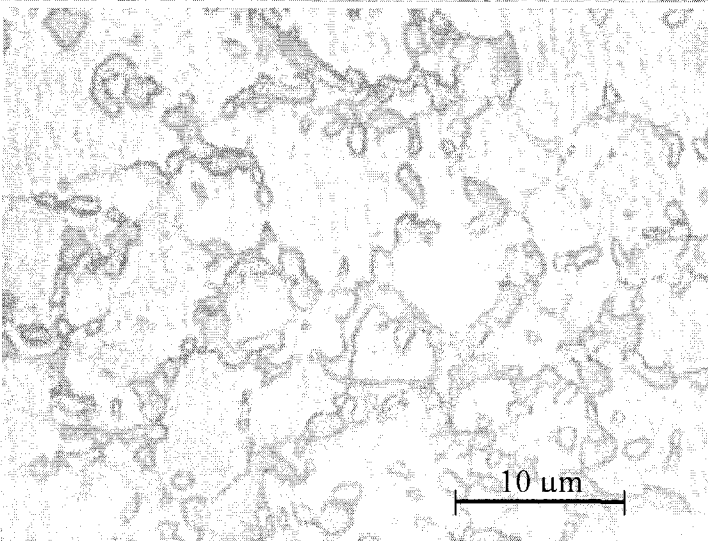
Şekil 6.20. 1 grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları , dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



d) S 735 25

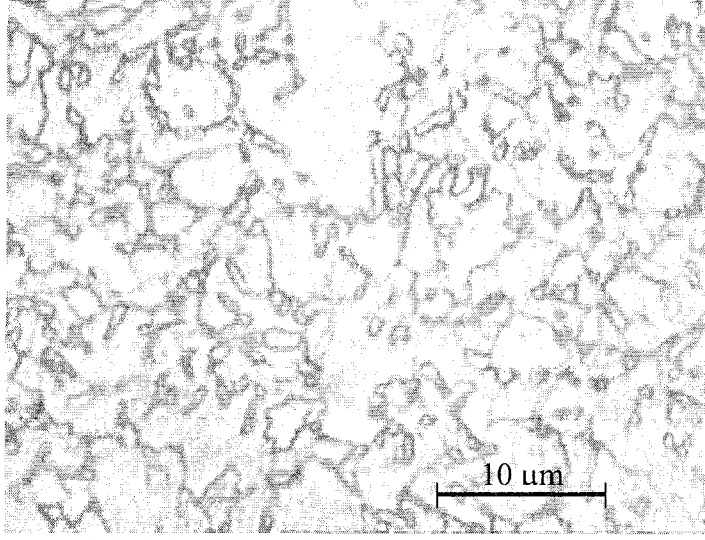


e) B 755 15

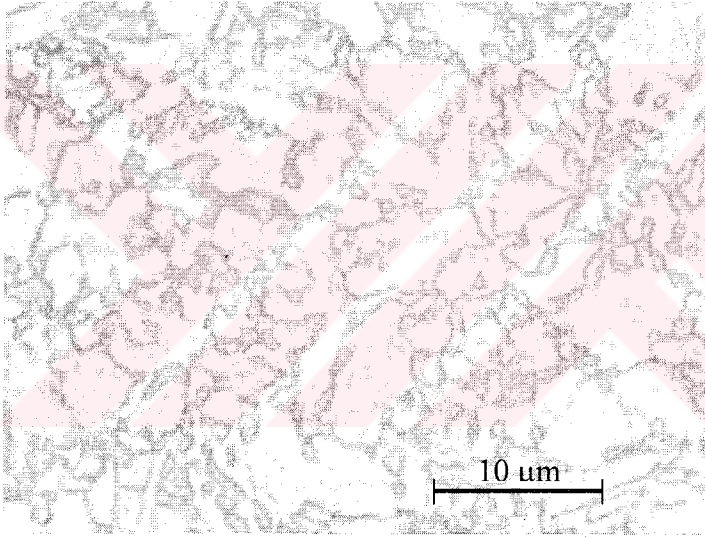


f) B 755 25

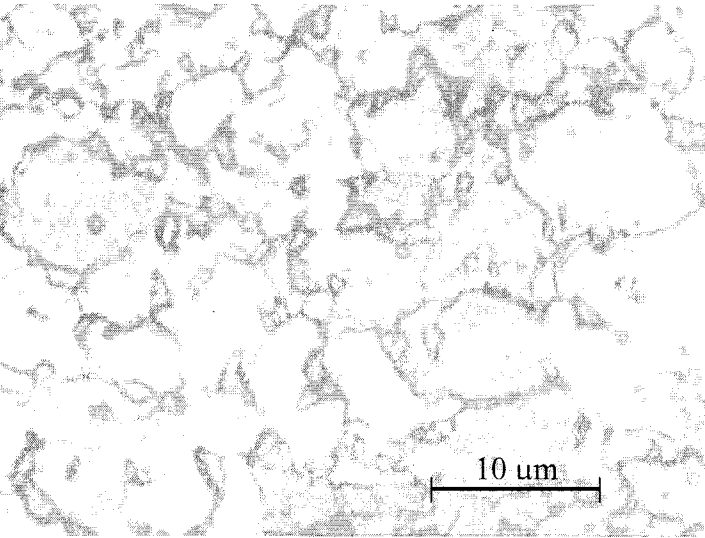
Şekil 6.21. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



g) S 755 15

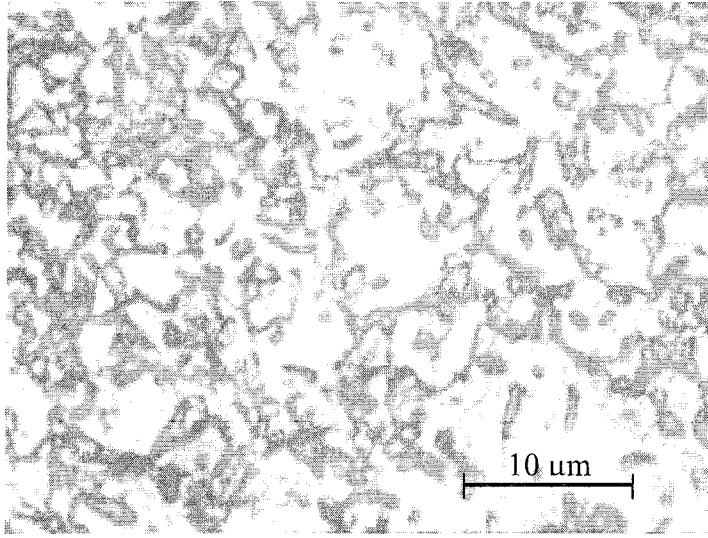


h) S 755 25

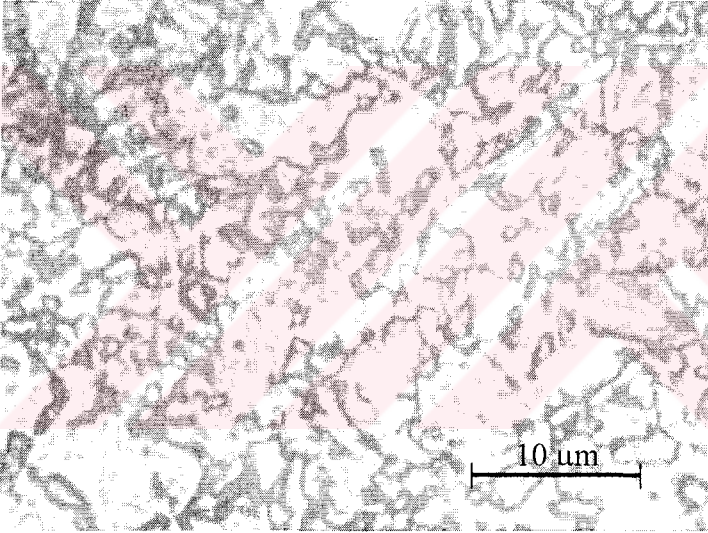


k) B 815 15

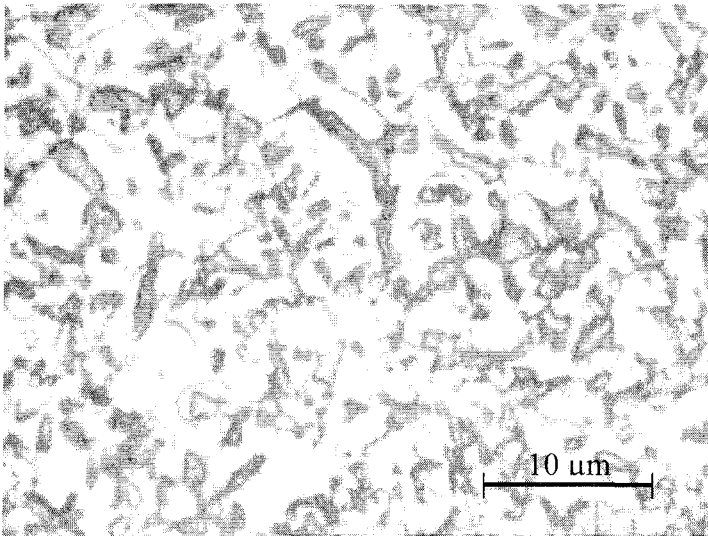
Şekil 6.22. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



L) B 815 25

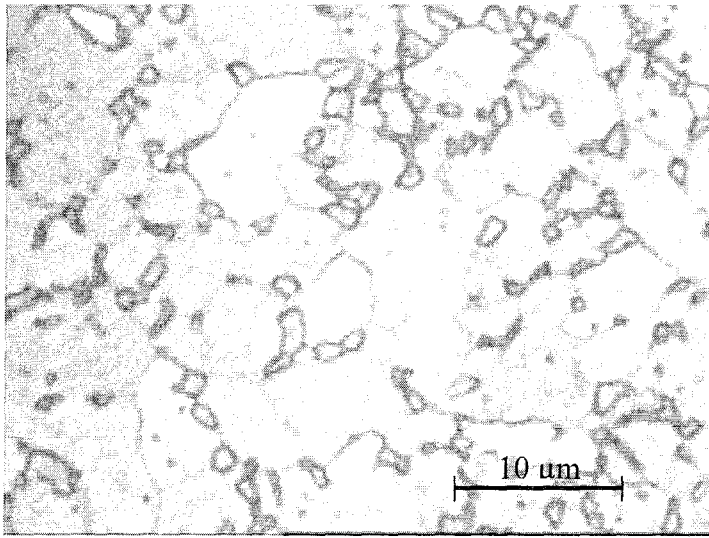


m) S 815 15

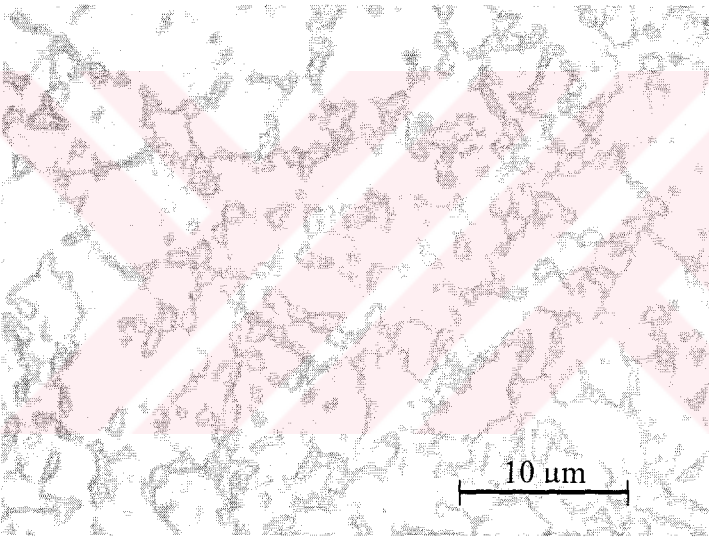


n) S 815 25

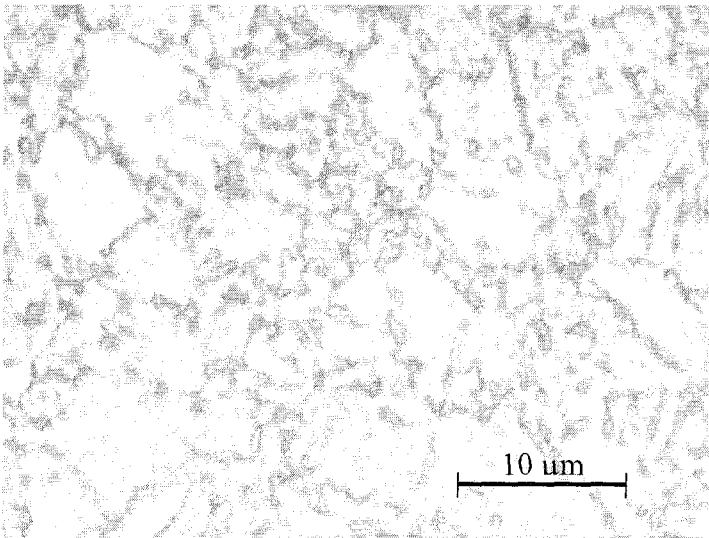
Şekil 6.23. 1. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



a) B 717 15

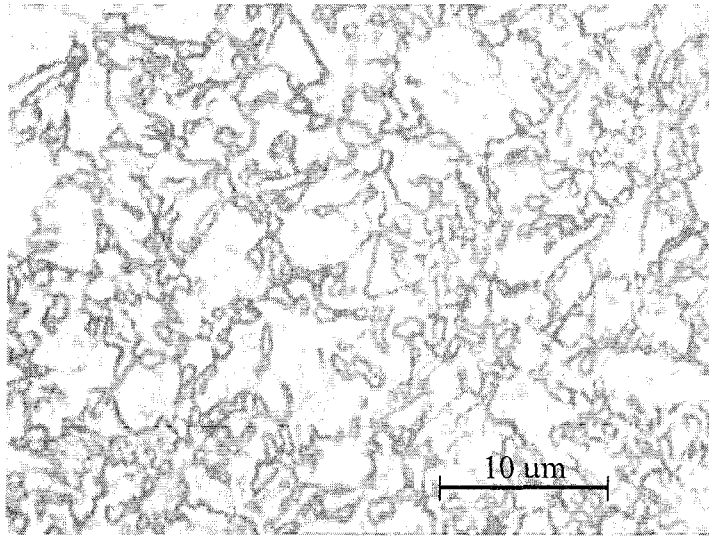


b) B 717 25

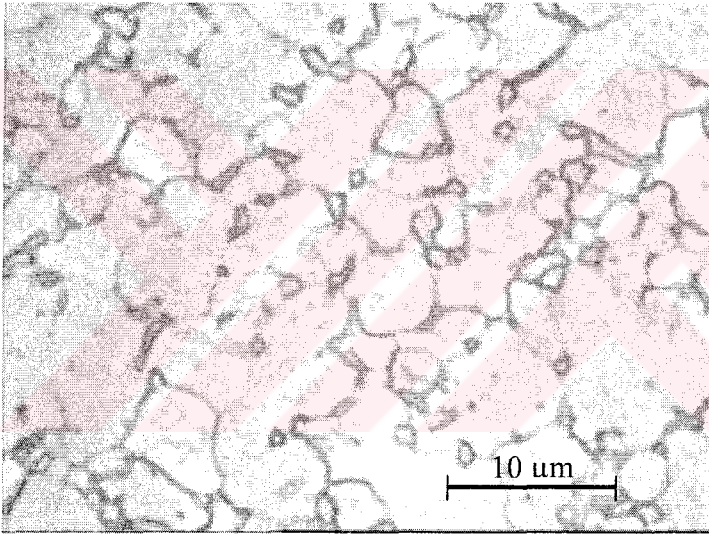


c) S 717 15

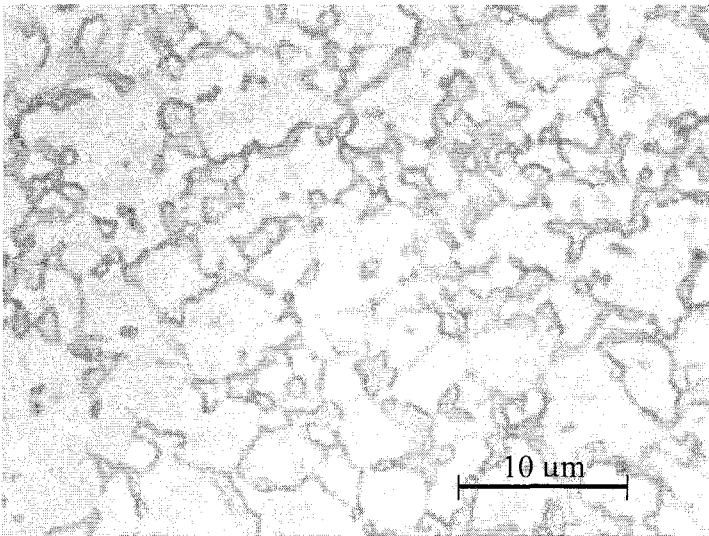
Şekil 6.24. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



d) S 717 25

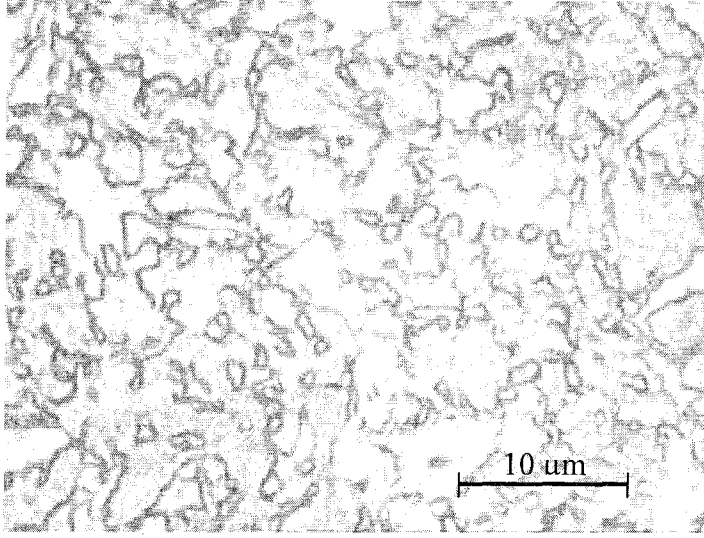


e) B 737 15

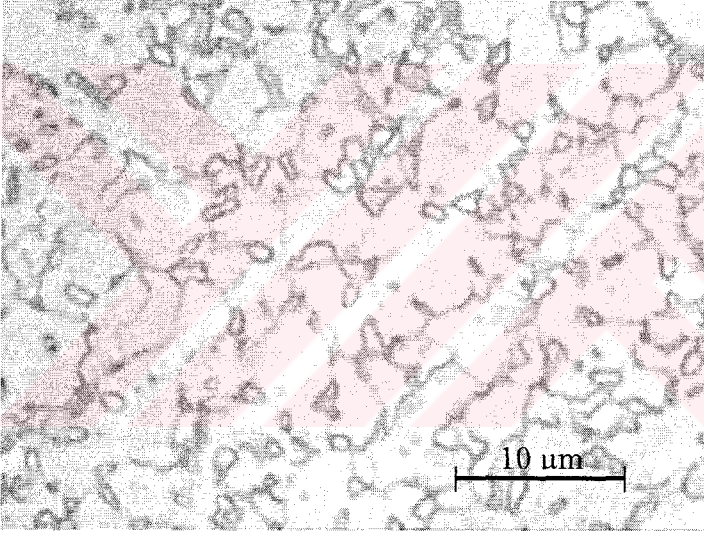


f) B 737 25

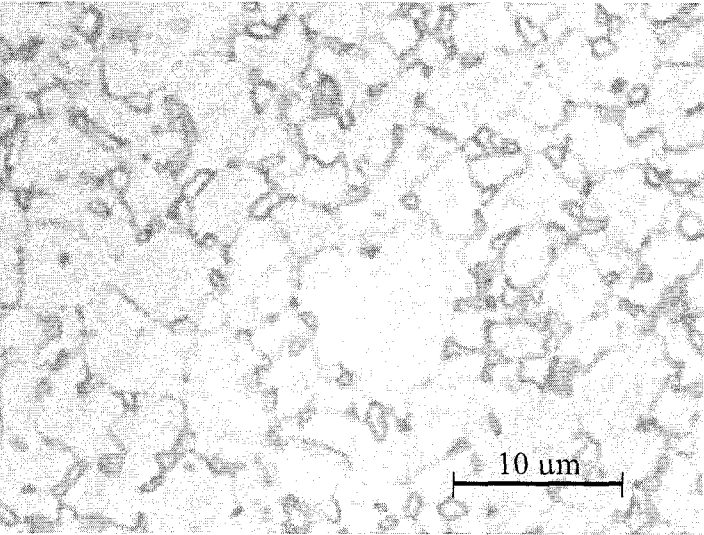
Şekil 6.25. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



g) S 737 15

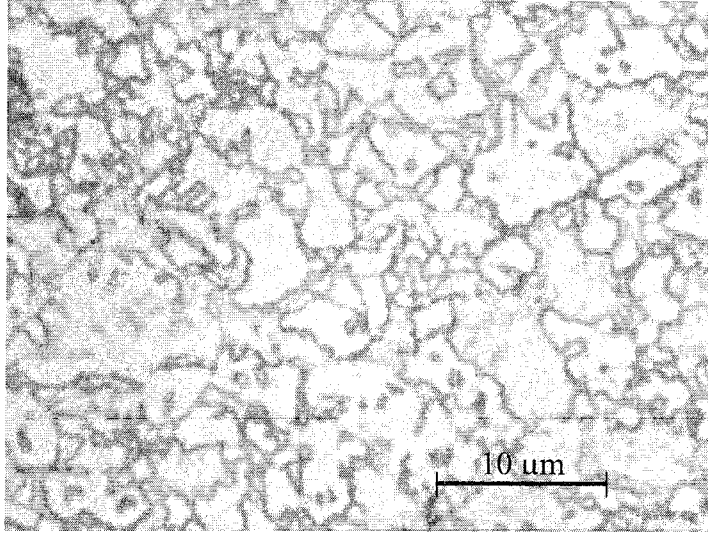


h) S 737 25

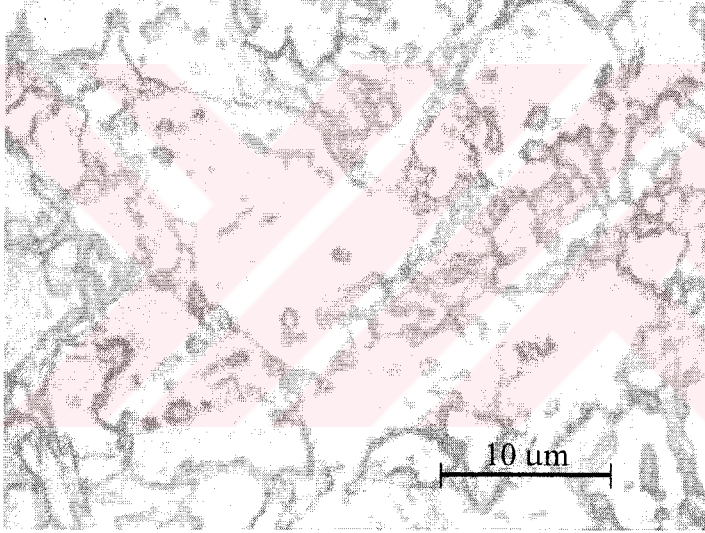


k) B 795 15

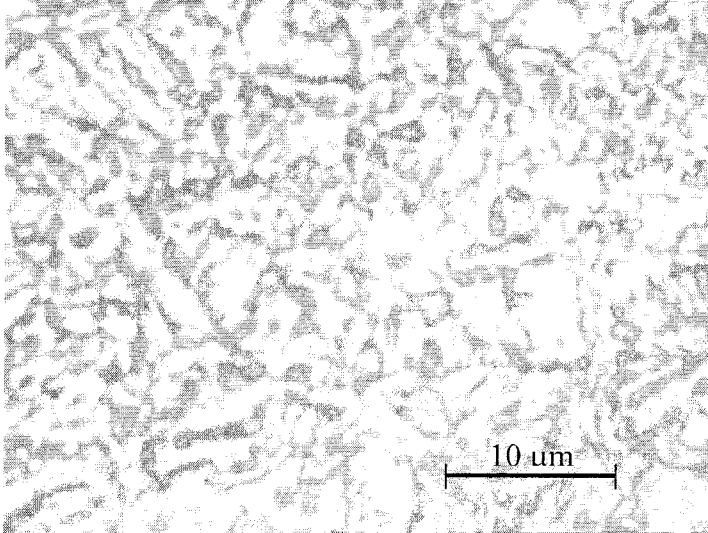
Şekil 6.26. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



L) B 795 25

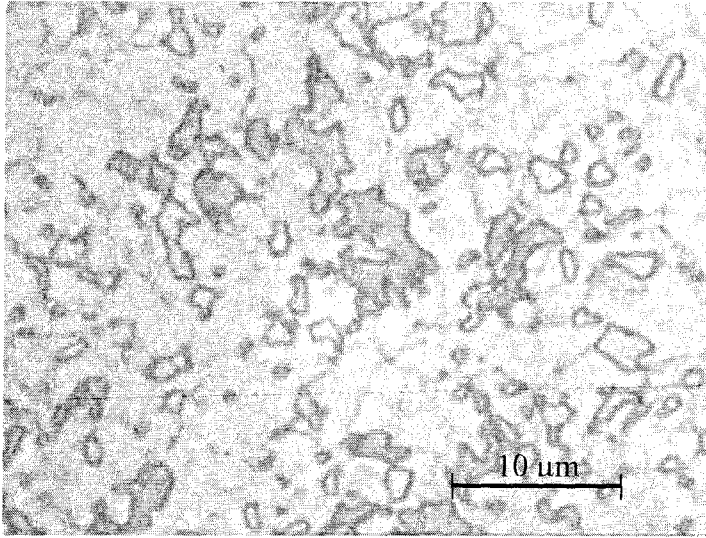


m) S 795 15

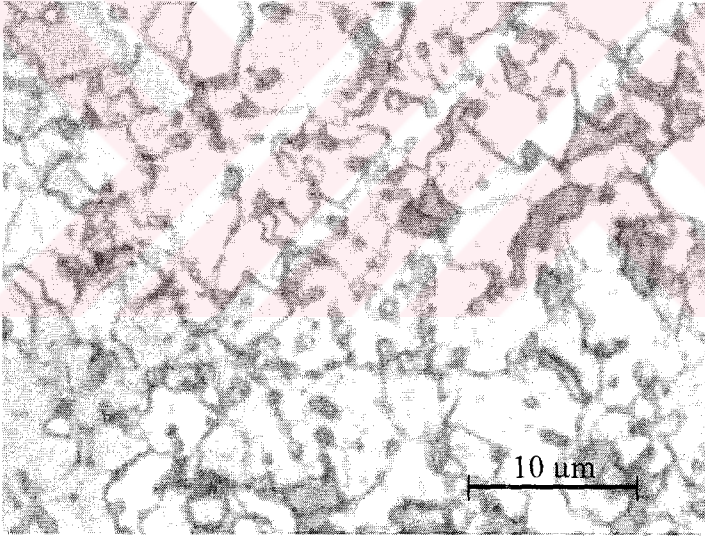


n) S 795 25

Şekil 6.27. 2. grup numunelerin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital+sodyum metabisülfid



a) 1 N 900



b) 2 N 900

Şekil 6.28. 1 (a) ve 2. (b) grupların normalleştirilmiş numunelerinin mikroyapı fotoğrafları, dağlama: %2 Nital

Çizelge 6.1. 1. grubun çekme deneyi ve metalografik ölçüm sonuçları (ortalama değerler)

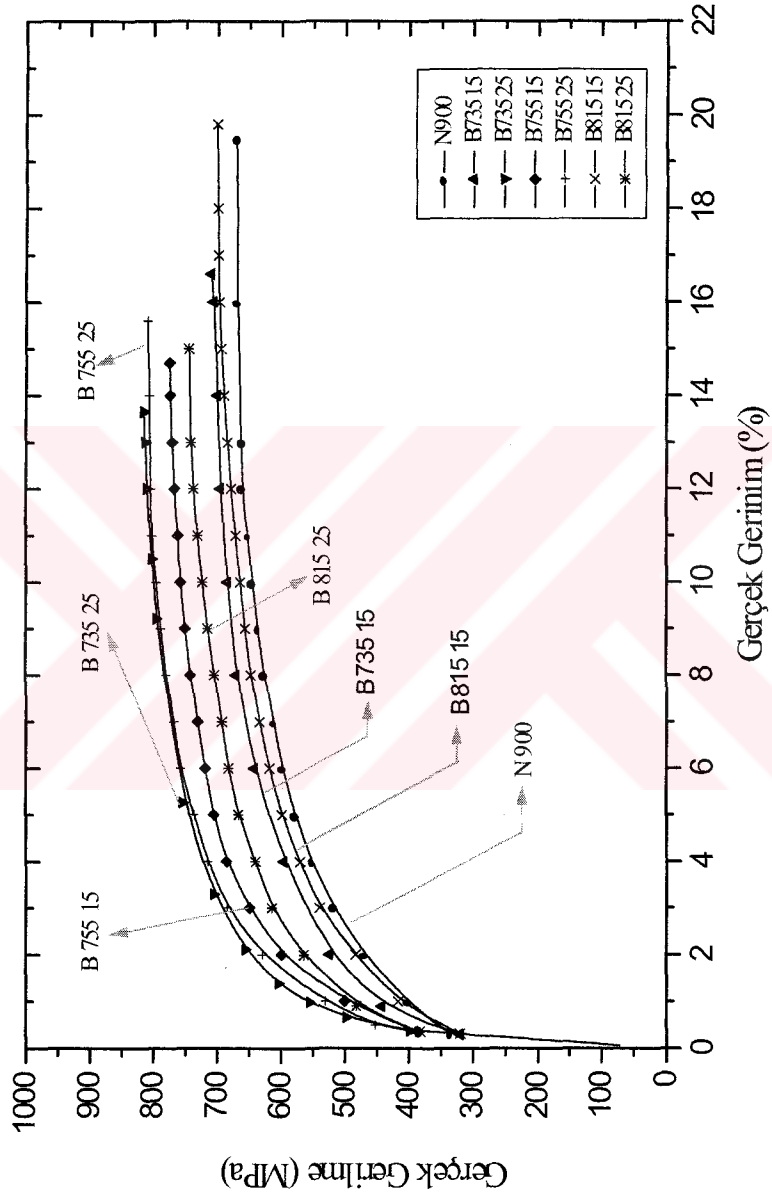
Numune İsmi	KTS'dan Soğuma Hızı (°C/sn)	% Faz Hacim Oranları ± 2			Marte. Parçacık Boyutu (µm) ±0,2-0,3	%0,2 Deneme Akma Dayanımı (MPa)	Gerçek Çekme Dayanımı (MPa)	% Gerçek Düzgün Uzama	%Toplam Uzama	Kopma Day. (MPa)	% Kesit Daralması
		Marte.	Eski ferrit	Yeni ferrit							
1 N 900	6 ±	17,5*	82,5**	-	2,9	335	670	19,5	22	520	68,22
1 B 735 (15)	0,2 ±0,02	12	75	14	1,3	320	710	16,6	22	600	66,18
1 S 735 (15)	0,3 ±0,01	17	75	8	1,05	383	760	17,9	15	610	60,82
1 B 755 (15)	0,34 ±0,02	17	65	18	0,9	386	776	14,7	18,1	650	61,69
1 S 755 (15)	0,041 ±0,001	16	65	20	0,8	450	710	15,5	20,3	575	68,64
1 B 815 (15)	0,56 ±0,02	14,6	45	40,4	1,14	315	699	19,8	25,1	580	60,27
1 S 815 (15)	0,45 ±0,002	14	45	41	0,7	382	713	17	19,5	699	62,13
1 B 735 (25)	1400 ±50	25	75	-	1,75	399	815	13,7	17,4	700	75,42
1 S 735 (25)	1400 ±50	25	75	-	1,2	490	872	15,4	13	680	73,11
1 B 755 (25)	5 ±1	24	65	12	1,65	390	809	15,6	18,8	670	71,01
1 S 755 (25)	4,5 ±1	26,5	65	9,5	1,15	525	870	13,5	16	725	68,92
1 B 815 (25)	80 ±20	25	45	30	1,35	382	741	15	20	625	60,87
1 S 815 (25)	100 ±20	27	45	28	1,02	470	830	10,5	12,5	670	70,06

*Martensit/perlit/beynit, **ferrit

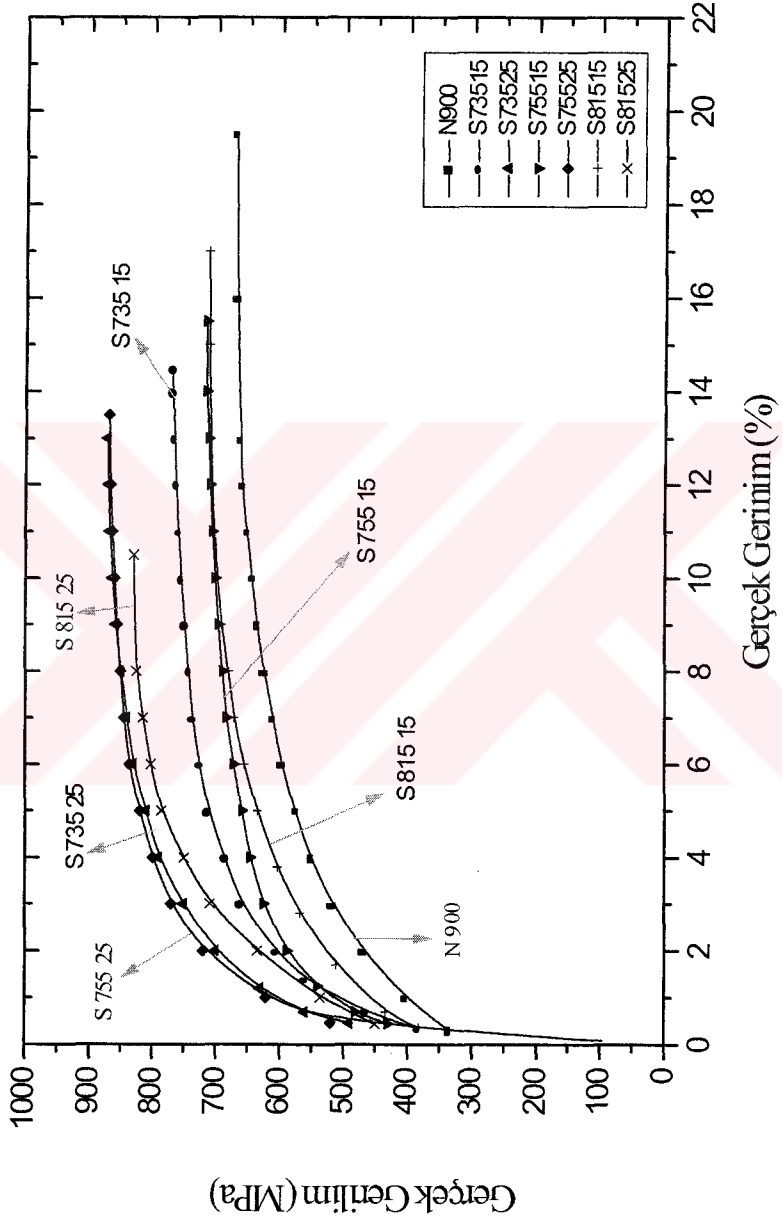
Çizelge 6.2. 2. grubun çekme deneyi ve metalografik ölçüm sonuçları (ortalama değerler)

Numune kodu	KTS'dan Soğuma Hızı (°C/sn)	% Faz Hacim Oranları			Marten. Parçacık Boyutu (µm) ±0,2-0,3	%0,2 Deneme Akma Dayanımı (MPa)	Gerçek Çekme Dayanımı (MPa)	%Gerçek Düzgün Uzama	%Toplam Uzama	Kopma Dayanımı. (MPa)	% Kesit Daralması
		Marten.	Eski ferrit	Yeni ferrit							
2 N 900	6 ±1	18,7*	81,3**	-	2,6	411	720	17	20,3	590	75
2 B 717 (15)	0,3 ± 0,02	14	74	12	0,95	330	720	16,1	20	620	68,32
2 S 717 (15)	0,042 ± 0,001	14	74	12	0,75	427	775	13,5	17	550	75,57
2 B 737 (15)	0,04 ± 0,001	15,5	65	19,5	1,15	320	765	14,34	16,3	625	68,17
2 S 737 (15)	0,04 ± 0,001	17	65	18	0,72	420	837	13	15,9	650	72,86
2 B 795 (15)	0,54 ± 0,02	17	44	39	1	373	774	15,7	19,4	600	68,28
2 S 795 (15)	0,52 ± 0,02	15	44	41	0,95	405	783	15,9	18,72	665	65,36
2 B 717 (25)	1400 ± 50	26	74	-	1,22	390	783	11,9	15	625	62,99
2 S 717 (25)	1400 ± 50	26	74	-	0,95	520	872	11	15	740	71,99
2 B 737 (25)	5 ±1	25	65	10	1,37	405	815	11,9	15,5	715	69,55
2 S 737 (25)	5 ±1	26	65	9	1,06	501	882	10,5	14,6	689	63,04
2 B 795 (25)	50 ±10	27	44	29	1,55	398	844	13,1	16,04	701	74,82
2 S 795 (25)	50 ±10	26	44	30	1,05	430	813	12	15,4	670	64,80

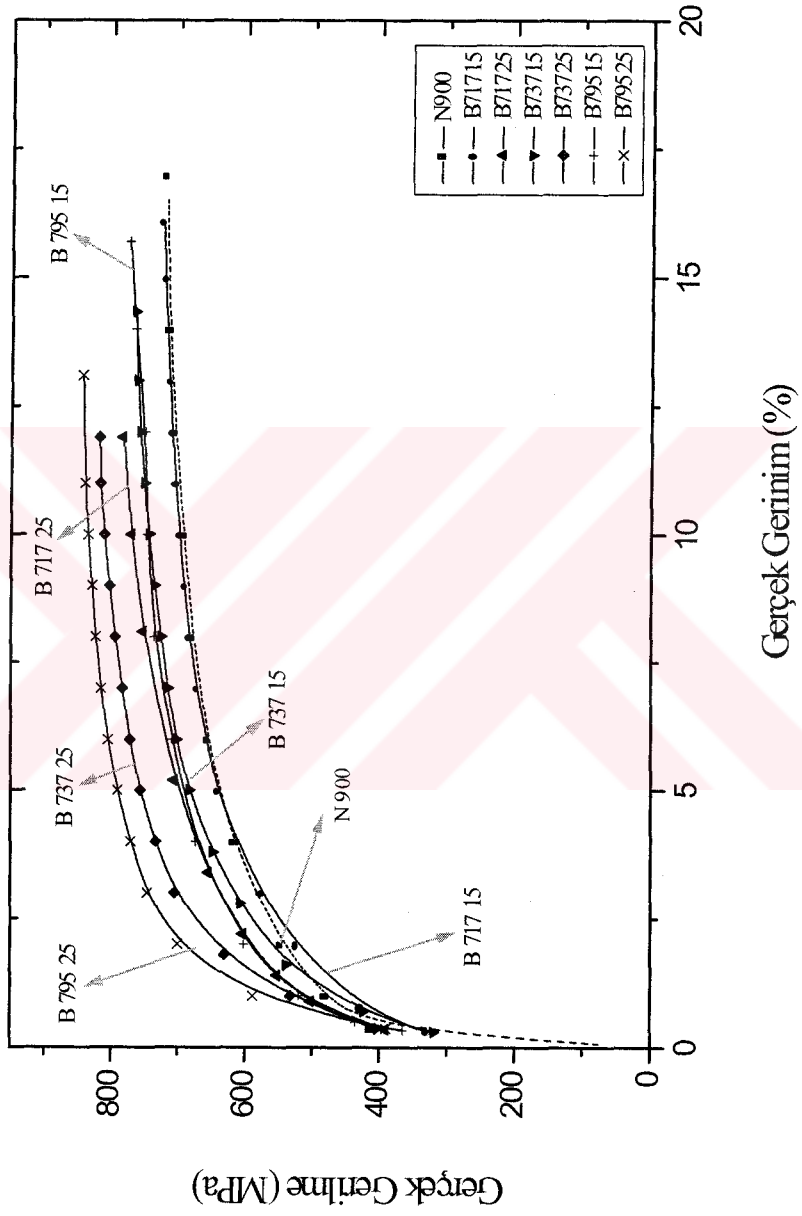
*Martensit/perlit/beynit, **ferrit



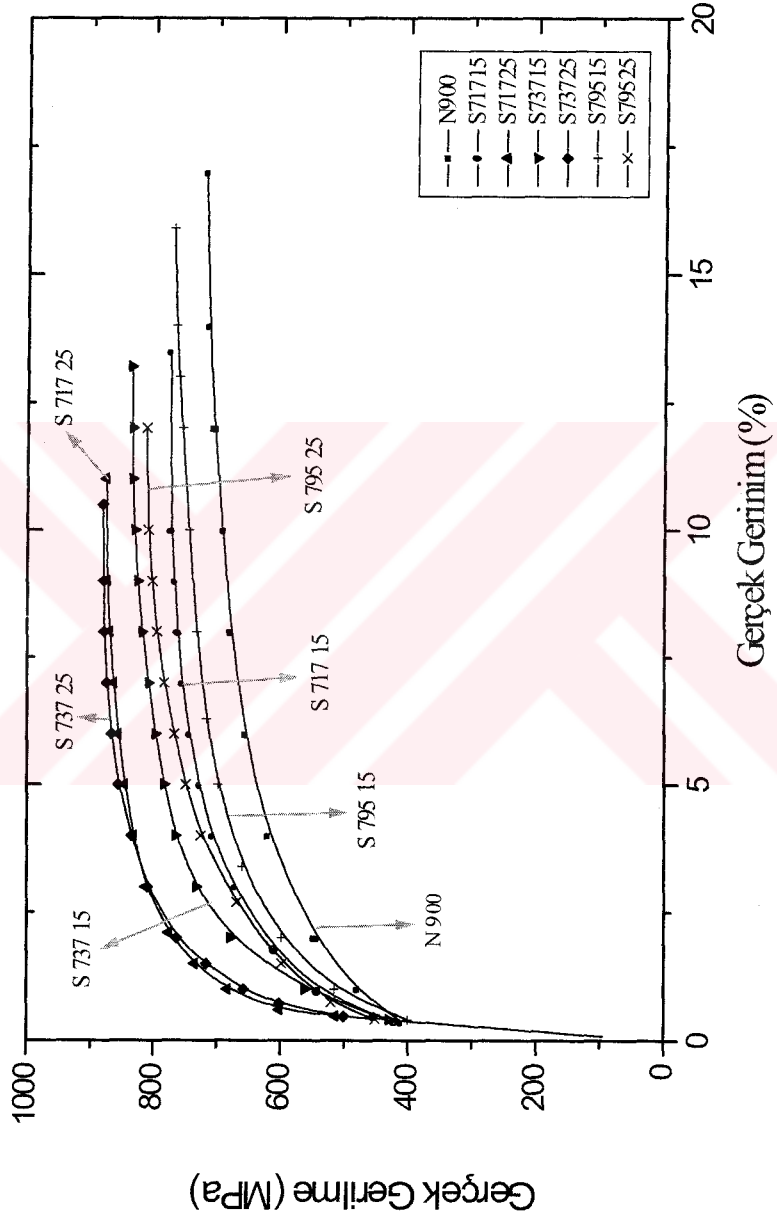
Şekil 6.29. 1.grup B serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)



Şekil 6.30. 1.grup S serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)



Şekil 6.31. 2.grup B serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)



Şekil 6.32. 2.grup S serisi numunelerinin gerçek gerilme-gerinim eğrileri (σ - ϵ)

6.2.1. Akma ve çekme dayanımları

Şekiller 6.29-6.32.'de görülebileceği gibi, normalize edilmiş numune de dahil olmak üzere, hiçbir numunede belirgin bir akma noktası görülmemiştir. Normalize edilmiş 1 ve 2. grup numunelerin optik incelemelerinde, mikroyapılarının ferrit + martensit + perlit ve/veya beynitten (perlit veya beynit karakteri tam olarak ayırt edilememiştir) oluşmaktadır (Şekil 6.28.a ve b). Çift-fazlı çeliklerin belirgin bir akma noktası göstermemiş olmaları önceki araştırmalarla uyum göstermektedir (1-37,53,54,63,83). Düşük karbonlu çeliklerin tersine çift-fazlı çeliklerin sürekli akma davranışı göstermeleri martensitik dönüşüm sırasında meydana gelen hacim artışı ve gerilmelerin sonucunda, martensite sınır ferrit içerisinde oluşan yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar ile ilişkilendirilmektedir. Yüksek yoğunluktaki mobil dislokasyonlar orijinal malzemeye göre daha erken gerilme düzeylerinde kaymaya sebep olmaktadır. Ayrıca çok yoğun mobil dislokasyonların varlığı C ve N gibi arayer atomlarının deformasyonda kesikliğe sebep olacak şekilde yeterli cotrell atmosferi oluşturmalarını önlemektedir. Bu nedenle deformasyonda herhangi bir kesiklik olmadan sürekli akma davranışı görülmektedir (55,87,91).

1. grup numuneleri %15 MHO hedeflenen 1 B 735 15 ve 1 B 815 15 numuneleri hariç normalleştirilmiş numuneye göre daha yüksek akma dayanımı göstermişlerdir. Genel olarak değerlendirildiğinde S serisi numuneler B serisi numunelere göre daha yüksek akma dayanımı göstermişlerdir. İnce taneli S başlangıç yapısı akma dayanımını arttırmıştır (1,50,52,53,54). Düşük akma dayanımı gösteren numunelerden 1 B 735 15 numunesi Çizelge 6.1.'de görüldüğü gibi yaklaşık olarak %12MHO'na sahiptir. Bu oran hedeflenen MHO'nından düşüktür. 1 B 815 15 numunesi ise B serisine ilaveten yaklaşık %40 yeni ferrit içermektedir. Dolayısıyla düşük akma dayanımlarına sebep olarak S serisine göre daha iri parçacık boyutlu olan B serisinin martensit dağılımı, düşük MHO ve yüksek yeni ferrit hacim oranı gösterilebilir. Aynı MHO'larında yeni ferrit oranı arttıkça akma ve çekme dayanımları düşmektedir (55,56,59,101).

2. grubun normalleştirilmiş numunesi 1. grubun normalleştirilmiş numunesine göre

daha yüksek akma ve çekme dayanımı, bununla birlikte daha düşük düzgün ve toplam uzama göstermiştir. Kimyasal kompozisyonları karşılaştırıldıklarında 2. grup dayanımı arttırıcı elementler açısından daha zengindir (Mn, Cr, Mo, Ni, Co vb.). Benzer bir durum genel olarak her iki grubun çift-fazlı çelik numuneleri için de geçerlidir.

2. grubun çift-fazlı çelik numunelerinden %15 MHO'na sahip olanlar genelde normalleştirilmiş numuneye göre daha düşük akma dayanımı göstermişlerdir. S serisi benzer veya daha düşük iken B serisi oldukça düşük değerler göstermiştir. %25MHO'na sahip olan S serisi numunelerin tamamı normalleştirilmiş numuneden daha yüksek akma dayanımına sahiptirler. Bununla birlikte B serisi olanlar benzer veya daha düşük değerler göstermişlerdir. Burada görüldüğü gibi ince martensit dağılımı akma dayanımını oldukça arttırmaktadır. Bu etkinin farklı MHO'larından dahi fazla olduğu söylenebilir. Şöyle ki; %15 MHO sahip numunelerin %25 MHO'na sahip numunelere göre daha düşük akma dayanımı göstermesi beklenir. Bununla birlikte %15 MHO sahip S serisi numuneler %25 MHO'na sahip numunelere göre benzer veya daha yüksek akma dayanımı göstermiştir. B serisi numunelerde akma dayanımı ile yeni ferrit hacim oranı arasında bir ilişki kurulamazken, S serisi numunelerin akma dayanımının yeni ferrit hacim oranının artmasına bağlı olarak azaldığı görülmektedir (Çizelge 6.2). Çift-fazlı çeliklerde deformasyon ferrit fazı içerisinde gerçekleştiği için, martensit parçacıklarının birbiriyle bağlantısının çok az olduğu ince dağılımlı yapılarda (S serisi) deformasyon kabiliyeti daha yüksek olan ferritin, (53-56,101) kaba martensit dağılımlı (B serisi) yapılardaki yeni ferritten daha fazla deforme olması beklenebilir (97,101). Bu durumda ince martensit parçacık dağılımlı numunelerde yeni ferrit hacim oranı sürekliliği daha fazla etkilemektedir.

Dislokasyon yoğunluğu açısından baktığımızda: B serisi numunelerinde iri boyutlu martensit parçacıklarının oluşumu sırasında martensite komşu ferrit içerisinde oluşan dislokasyon yoğunluğunun meydana gelen dislokasyon yoğunluğunun ince boyutlu martensit parçacıklarının olduğu S serisine göre daha az olduğu düşünülebilir. İnce dağılımlı yapıda yüzey alanı daha fazla olduğu için dislokasyon bölgelerinin daha

fazla bir alana sahip olduğu kabul edilebilir (56,71). B serisinde deformasyonunun daha erken başladığı gör÷lmektedir. Akma dayanımının yüksek olmasının esas nedeni olarak yumuşak ferritik matriste sert ikinci fazın ince dağılımı gösterilebilir. Böyle bir yapı, sabit MHO'larında dislokasyonların hareketine daha fazla engel oluşturmaktadır.

1. ve 2. grubun her ikisinde de aynı seri olan %15 MHO oranına sahip numuneler %25 MHO'nına sahip olanlarına göre daha düşük akma dayanımı göstermişlerdir. Bu sonuçlar önceki araştırmalar ile uyum göstermektedir (1,50-55,83). Akma dayanımı MHO'nın artması ile artmaktadır.

Çift-fazlı çelik numunelerin hemen tamamı normalleştirilmiş numuneye göre daha yüksek çekme dayanımı göstermiştir. Genelde düşük alaşımlı kimyasal kompozisyonlar söz konusu olduğunda çift-fazlı çeliklerin üretildikleri çeliklerle genelde benzer dayanım gösterdiği bildirilmiştir (55). Bununla birlikte yüksek alaşımlı HSLA çeliklerinden üretilen çift fazlı çelikler orijinal malzemeye göre daha yüksek çekme dayanımı gösterebilirler. Buna sebep olarak alaşım elementlerinin (Mn, Ni vb) martensitin dayanımını arttırmaları gösterilebilir (57,91,97,113). Bunun yanında alaşım elementleri ferritin saflığını bozarak sünekliği düşürmektedirler. Çift-fazlı çeliklerde deformasyon ferrit fazı içerisinde gerçekleşmektedir. Dayanım-süneklik ilişkisinin iyi olması için ferritin deformasyon kabiliyetinin iyi olması gereklidir. Ferrit ve martensit arasında uyumlu bir arayüzey olması da yüksek gerilme değerlerine kadar arayüzeyin korunmasını sağlamaktadır. Gerilme ferritten martensite geçtiğinde, martensitin dayanımı ve arayüzeyin uyumu daha yüksek gerilmelere kadar ayrılma olmadan deformasyonun devamını ve çekme dayanımının artmasını sağlamaktadır (55,83,84,113).

2. grup çift fazlı çelik numuneleri 1 grup numunelerine oranla genelde daha yüksek çekme dayanımı göstermişlerdir. Akma dayanımında olduğu gibi çekme dayanımının artması alaşım elementlerinin yüksek olmasının bir sonucu olabilir (55,83,84,113).

1. ve 2. grupta aynı seriden %15 MHO oranına sahip numuneler %25 MHO'nına

sahip olanlarına göre daha düşük çekme dayanımı göstermişlerdir. Çekme ve akma dayanımları MHO'nın artması ile doğrusal olarak artmaktadır (bkz. Çizelge 6.2.) (1,8,50-55,83). Bu sonuçlar literatürde de belirtildiği gibi karışım kuralına uygundur: MHO'nın artmasına paralel olarak martensit parçacık boyutu ve martensit parçacıkları arasındaki bağlantıların artmasının bir sonucu olarak, çekme sırasında ferrit tam deforme olmadan gerilimin ferritten martensite erken transfer olmasından dolayı çekme dayanımı artmaktadır (1,8,50).

İnce dağılımlı S serisi numuneleri iri dağılımlı B serisine oranla daha yüksek çekme dayanımı göstermişlerdir. Yumuşak ferrit anayapı içerisinde ince dağılım gösteren martensit parçacıklarının dislokasyon hareketinin engellenmesi için daha etkili bir engel oluşturmakta ve dayanımı arttırmaktadır (1,96). Ayrıca burada çok kompleks bir durumdan da bahsedilebilir. Şöyle ki: akma dayanımı kısmında anlatıldığı gibi, ferrit ve martensitin alaşım içeriği malzemenin ısı geçmişiye göre değişebilir. Burada da farklı şekilde elde edilen başlangıç mikroyapılarında alaşım elementlerinin paylaşımı farklılık gösterebilir. Alaşım elementleri ferritin saflık derecesi ile birlikte martensitinde verimliliğini dolayısıyla dayanımı etkilemektedir. Çekme dayanımını arttıran başka bir sebepte S serisinde ferrit tane boyutunun daha ince olmasıdır. Araştırmacılar (59,83), ferrit içerisindeki çökelekler ve ferrit tane boyutunun akma dayanımına olan etkilerinden daha fazla miktarda çekme dayanımını arttırdığı tespit etmişlerdir.

1. grup numunelerden benzer MHO ve yüksek yeni ferrit hacim oranına sahip olanlar genel olarak daha düşük çekme dayanımı göstermişlerdir. Farklı olarak %12 MHO'nına sahip olan 1 B 735 numunesi düşük dayanım gösterirken, % 18 MHO'na sahip olan 1 B 755 numunesi de yüksek çekme dayanımı göstermiştir. Buradan hareketle MHO'nın yeni ferrit hacim oranına göre dayanım üzerinde daha etkili olduğu söylenebilir. 1. grubun S serisi için de benzer bir durum söz konusudur. Önceki araştırmacıların (55,56,89) belirttiği gibi yeni ferrit dayanımı düşürürken sünekliği arttırmaktadır. 1. grup numunelerin yeni ferrit hacim oranı ile dayanım arasında ilişki kurulabilirken 2. grup numunelerinde kurulamaması dayanım arttırıcı elementlerin bir etkisi olabilir. Nitekim düşük alaşımlı YMDA çelik üzerinde çalışma

yapan Geip et al (73), yeni ferritin çökelek içermediği için eski ferrite göre sünekliği daha fazla arttırdığını belirtmiştir. Burada kimyasal kompozisyon ve ısı geçmişi bağlı olarak alaşım elementlerinin paylaşımı ve çökelek oluşumu ile birlikte MHO oranının etkili olduğu kabul edilebilir.

Çift-fazlı çelik numuneleri genelde normalleştirilmiş numuneye göre daha düşük akma oranı göstermişlerdir. S serisi numunelerde B serisi numunelerine göre akma oranı daha düşük çıkmıştır. Tomita (52), da benzer bir sonuç bildirmiştir. Normalleştirilmiş numunede dahil olmak üzere yaklaşık olarak 0,5 civarında elde edilen akma oranları şekillendirme kabiliyeti için oldukça olumlu değerlerdir. Akma oranı YMDA çelikler için genelde 0,7-0,8 civarında iken çift fazlı çeliklerde 0,5-0,7 arasında değişebilmektedir (91). Genel olarak MHO'nın artmasına bağlı olarak akma oranı da azalmaktadır. Tomita (52), S numunelerinde akma oranının oldukça azaldığını bildirmiştir. Bu çalışmadaki sonuçlarda görüldüğü gibi çok fazla olmamakla birlikte B serisi numunelerinin akma oranları S serisine göre daha yüksek çıkmıştır.

Bu çalışmadakine benzer Mn oranlarında çalışma yapan araştırmacılardan Matsudo et.al. (27), sürekli tavlama hatlarında ürettiği %1,7-1,9Mn içeren çift-fazlı çeliklerde su verme sıcaklığına bağlı olarak çekme dayanımının 500-550 MPa akma oranının da 0,5 civarında olduğunu bildirmiştir. Bu çalışma sonuçları ile karşılaştırıldığında; bu çalışmada elde edilen akma ve çekme dayanım değerlerinin oldukça yüksek olduğu görülmektedir. Bu araştırmacılar toplam uzama değerlerinin de yaklaşık olarak %17-18 olduğunu bildirmişlerdir ki bu çalışma da elde edilen dayanım değerlerinin oldukça yüksek olmasına karşın uzama değerlerinin genelde yaklaşık olarak benzer olduğu görülmektedir.

Erdoğan (53), %1,5Mn-0,55Ni-0,001B'lu çeliklerden ürettiği çift fazlı çeliklerin bu çalışmada elde edilenlerden daha düşük dayanım, yüksek düzgün ve toplam uzama değerleri gösterdiğini bildirmiştir.

Hayami (5), %2Mn'lı çelik için bu çalışmadaki akma, çekme ve uzama değerlerine

yakın sonuçlar bildirmişlerdir.

Baucher and Hamburg (83), %15MHO’nda akma dayanımının 250MPa, çekme dayanımının 600MPa ve %25 MHO’nda akma dayanımının 350MPa, çekme dayanımının 750 MPa civarında olduğunu bildirmiştir.

Kim and Thomas (50), %2Si içerikli çift fazlı çelikte bu çalışmadakilere göre daha yüksek dayanım ve düşük uzama değerleri bildirmiştir.

Önceki çalışmaların sonuçları ile çalışmanın sonuçları karşılaştırıldığında; benzer Mn oranlarında daha yüksek dayanım ve uzama değerleri elde edilmiştir. Bunda ısıtıl işlem şartları ile birlikte Ni içeriğinin etkisi olabilir. Düşük Mn oranları söz konusu olduğunda dayanım düşerken süneklik artmaktadır.

6.2.2. Düzgün ve toplam uzama

Her iki grup numunelerin düzgün ve toplam uzama değerleri MHO’na bağlı olarak değişmektedir. MHO arttıkça dayanım değerleri artarken düzgün ve toplam uzama değerleri azalmaktadır (Çizelgeler 6.1-6.2). Düşük MHO’larında (%15) yüksek olanlara göre (%25) martensit taneleri daha küçük ve daha az bağlantılıdır. Ayrıca deformasyon için daha fazla ferrit hacim oranı mevcuttur. Dolayısıyla daha az ferrit ve daha fazla bağlantılı martensit tanesi içeren yüksek MHO’nına sahip numuneler daha erken kopma ve daha düşük düzgün ve toplam uzama göstermişlerdir. Önceki araştırmacılar da benzer sonuçlar ifade etmişlerdir (1,50,53,54,83,84). Düzgün uzamanın toplam uzamaya oranı genelde S serisi numunelerde B serisine göre daha yüksek çıkmıştır.

Çekme ve akma dayanımları MHO’nın artması ile doğrusal olarak artmaktadır. (bkz. Çizelgeler 6.1.-6.2. ve Şekiller 6.29.-6.32) Bu sonuçlar literatürde de belirtildiği gibi karışım kuralına uygundur. MHO’nın artmasına paralel olarak martensit parçacık boyutu ve martensit parçacıkları arasındaki bağlantılar artmaktadır. Bu durum, çekme sırasında ferritin tam deforme olmadan gerilimin ferritten martensite erken transfer olması sonucu martensit parçacıkları üzerinde

erken kırılmalara neden olabilir. Böylece dayanım artarken %uzama değerleri azalmaktadır (8).

Beklenilenin aksine S serisi numunelerde B serisine göre düzgün ve toplam uzama değerleri yaklaşık veya daha az çıkmıştır. Bunun nedeni benzer çalışma yapan önceki araştırmacılardan farklı olarak, burada kritik tavlama süresinin (15dk) daha az tutulması olabilir. Uzun süreli tavlamalarda yer alan alaşım elementlerinin tam denge kurulacak kadar uzun olmasa da süreye ($t > 20\text{dk}$) bağlı olarak östenite difüzyonu gerçekleşir. Neticede bu alaşım elementleri martensitin verimliliğini ve dayanımını arttırmaktadır. Aksi durumda da ferritin saflığını bozarak sünekliği azaltmaktadır (1,7,55,91). Bu şekilde hem martensit yeterince verimli hem de ferrit yeterli derecede sünek olamamaktadır. Bununla birlikte tavlama süresinin uzun olması ticari uygulamalar için rasyonel değildir.

S ve B mikroyapıları kullanarak çalışma yapan Kim and Thomas'ın (50), bildirdikleri toplam uzama değerleri bu çalışmadaki değerlerden daha düşüktür. Bununla birlikte onlar S numunelerinde B numunelerine göre daha yüksek uzama değerleri bildirmişlerdir. Ancak, bu çalışmada elde edilen S numunelerinin uzama değerleri B numunelerine göre benzer veya düşük çıkmıştır. Bu farklılığın nedeni kullanılan malzeme ve ısıtım şartlarının farklı olmasından kaynaklanabilir. Bu araştırmacılar kritik tavlama öncesinde malzemeyi homojenleme tavlamaına tabii tutmuşlar ve başlangıç mikroyapısını oluşturmak için farklı sıcaklıktan su vermişlerdir. Yeni ferritin toplam ve düzgün uzamaya etkisi genel olarak görülmüştür. İstisna olarak %15 ten düşük MHO elde edilen düşük sıcaklık numuneleri hariç (1 B 735 15 gibi) yeni ferrit hacim oranı yüksek olan numunelere göre daha fazla düzgün ve toplam uzama göstermişlerdir. Önceki araştırmacılarında belirttiği gibi yeni ferrit sünekliği arttırmaktadır. Bununla birlikte yeni ferritin etkisi MHO'nına oldukça duyarlıdır (53-56,89,101).

6.2.3. Pekleşme davranışı

Çekme eğrileri; Jaoul-Crussard (J-C) analizi kullanılarak farklı çift-fazlı mikroyapıları ile pekleşme davranışları arasında bir ilişki kurulmuştur (Şekiller 6.33-6.35.). Bu şekillerden görülebileceği gibi çift-fazlı

0,4-5 ve 3,5-15 olmak üzere üç farklı %gerçek gerinim sınır (ϵ limitler) pekleşme aşaması göstermektedirler.

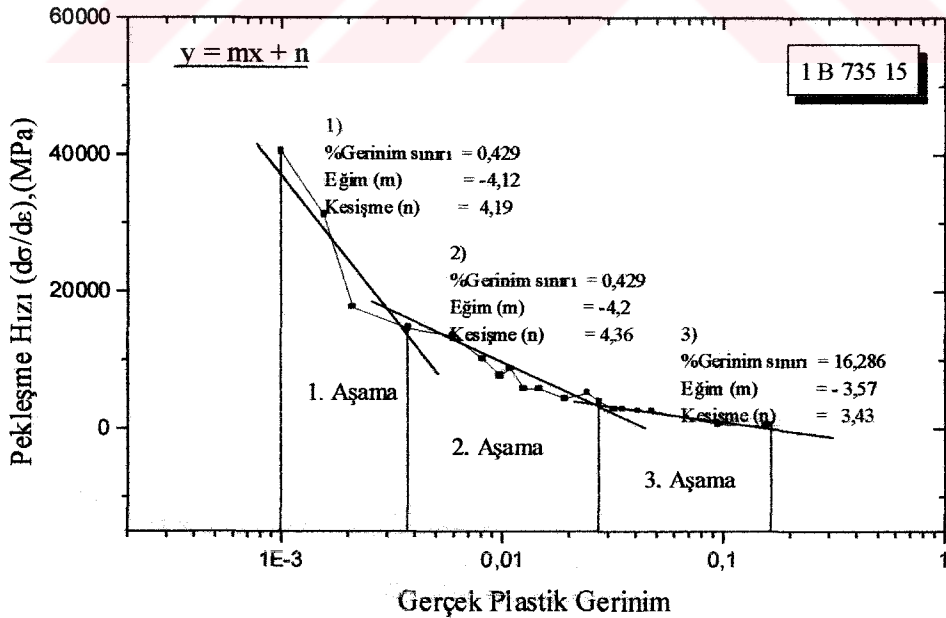
Çizelge 6.3'deki analiz sonuçlarından görülebileceği gibi benzer MHO'larında yeni ferrit miktarına bağlı olarak eğim değişmektedir. Genelde 2. aşamanın eğimi yeni ferrit hacim oranının artmasına bağlı olarak azalmaktadır. En fazla azalma en yüksek yeni ferrit hacim oranına sahip numunelerde görülmüştür (Şekil 6.35). Benzer bir eğilim 1. aşama içinde söylenebilir. Yeni ferrit hacim oranının artması ile aşamalar arasındaki geçişler birbirlerine oldukça yaklaşmaktadır. 2. aşamada görülen yüksek eğim martensit ve yeni ferritin hacim oranlarının ve martensit morfolojisinin homojen deformasyon davranışı üzerine etkilerinden kaynaklanabilir. 1.aşamada %25MHO sahip numuneler daha yüksek eğim gösterirken üçüncü aşamada %15MHO sahip numuneler yaklaşık olmakla birlikte daha yüksek eğim göstermişlerdir. MHO'nın artmasına bağlı olarak artan martensit parçacıklarının bağlantılarının bir sonucu olarak, deformasyonun ferrit içerisinde homojen olarak oluşamamasından dolayı düzgün plastik deformasyon sınırlı kalmaktadır (101,106,116). Yeni ferrit içerisinde deformasyon eski ferrite göre daha kolay olacağı için buda homojen olmayan bir deformasyona sebep olacaktır (56,101).

3. aşamadaki eğimler numunelerde yaklaşık ve diğer aşamalara göre oldukça düşük çıkmıştır.

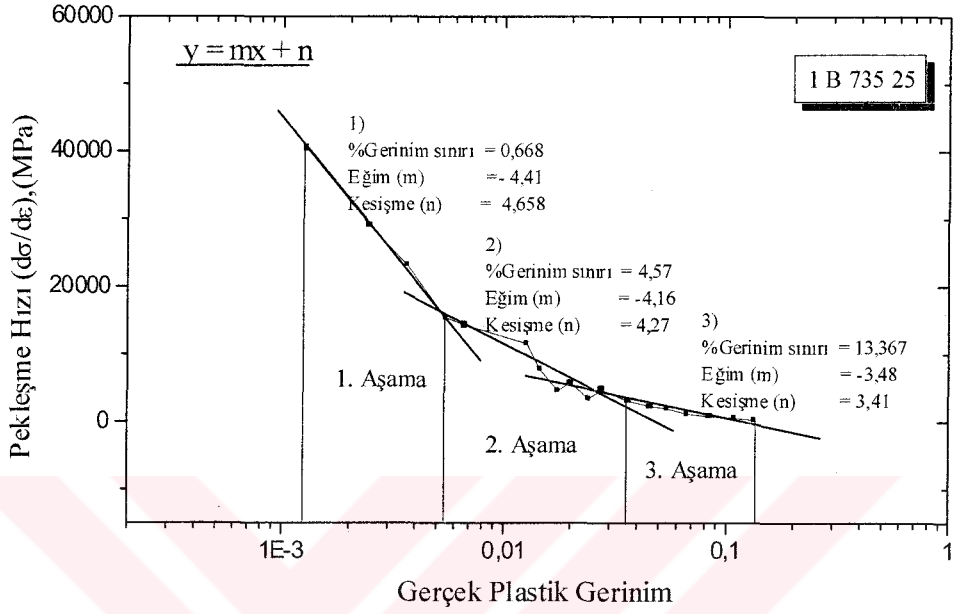
Çekme eğrilerini J-C analizi ile değerlendiren önceki araştırmacılarda (52,53,62,76,93), 3 farklı aşama tespit etmişlerdir. Bunlardan Cribb and Regsbee (93), MHO'nın ($\%30 < \text{MHO}$) artmasına bağlı olarak 3 aşama eğimlerinin birbirine yaklaştığını ve geçişlerin birbiri ile örtüştüğünü bildirmişlerdir. 3.aşamanın eğimini ikinci aşamaya göre daha yüksek bildirmişlerdir. Bu çalışma ile farklı olan bu sonuç bu çalışmada kullanılan malzeme ve ϵ limitlerin farklılığından kaynaklanabilir. Matlock et. al. (62) ve Lawson et.al (51), aşamalar arasında düzensiz bir geçiş olduğunu ve bunu soğuma hızının azalması, kritik tavlama sıcaklığının artması,

MHO yada yaşlandırma zamanının artışı ve tane boyutu ile ilişkilendirmişlerdir. Aşamalar arasındaki geçişlerin; belirtilen farklı işlem parametrelerine bağlı olarak oluşan ve homojen olmayan dislokasyon yapısından kaynaklanan, numunenin heterojen deformasyon derecesinin artması ile birbirlerine yaklaştığını bildirmişlerdir.

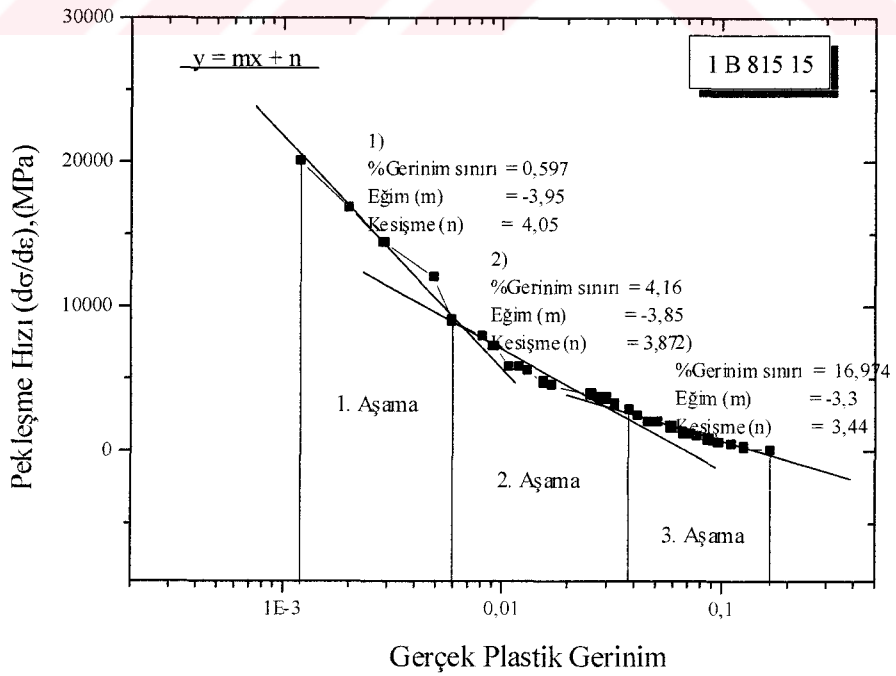
Acaz (106) ve Jiang et.al (116) Swift denklemini kullanarak $\ln(d_0/d_f)$ - $\ln\epsilon$ çizimleri ile çift-fazlı çeliklerde iki farklı deformasyon aşaması tespit etmişlerdir. Birinci aşamada ferritin plastik martensitin ise elastik ve ikinci aşamada da ferrit ve martensitin plastik olarak şekil değiştirdiğini bildirmişlerdir. Jiang et.al. (116), ferrit tane boyutunun birinci aşamada pekleşme üzerinde etkili olduğunu, ferrit tane boyutunun azalması ile pekleşme hızının arttığını, martensit hacim oranı arttıkça iki aşamadaki ϵ limitin azaldığını bildirmişlerdir. Bu çalışmadaki MHO'ları ile ϵ limitler arasında belirgin bir ilişki kurulamamıştır.



Şekil 6.33. 1 B 735 15 numunesinin Jaould-Crossard analizi



Şekil 6.34. 1 B 735 25 numunesinin Jaouid-Crossard analizi



Şekil 6.35. 1 B 815 15 numunesinin Jaouid-Crossard analizi

Çizelge 6.3. 1. grup numunelerde, deformasyon aşamalarına göre eğim, kesişme ve gerçek gerinim değerleri (ortalama)

Doğru denklemi $y = mx + n$											
Numune kodu	Yeni ferrit (%)	1. Aşama			2. Aşama			3. Aşama			ε limit (%)
		Eğim (m)	Kesişme (n)	ε limit (%)	Eğim (m)	Kesişme (n)	ε limit (%)	Eğim (m)	Kesişme (n)	ε limit (%)	
1 B 735 (15)	14	-4,12	4,19	0,429	-4,2	4,36	4,105	-3,57	3,43	16,286	
1 B 735 (25)		-4,41	4,65	0,668	-4,16	4,27	4,57	-3,48	3,4	13,337	
1 S 735 (15)	8	-4,35	4,445	0,674	-4,2	4,33	2,966	-3,62	3,57	14,164	
1 S 735 (25)		-4,6	4,92	0,338	-4,09	4,18	5,562	-3,44	3,34	12,342	
1 B 755 (15)	18	-4,45	4,67	0,687	-4,14	4,23	3,87	-3,48	3,52	14,378	
1 B 755 (25)	12	-4,581	4,913	0,397	-4,104	4,397	5,661	-4,105	3,266	15,109	
1 S 755 (15)	20	-4,58	4,87	0,58	-4,08	4,16	3,2	-3,65	3,58	14,378	
1 S 755 (25)	9,5	-4,62	4,85	0,397	-4,11	4,19	4,6	-3,6	3,534	15,109	
1 B 815 (15)	40,4	-4,18	4,36	0,3	-4,01	4,078	5,7	-3,52	3,4	17,049	
1 B 815 (25)	30	-4,48	4,5	0,532	-4,86	3,9	4,736	-3,41	3,32	12,782	
1 S 815 (15)	41	-3,95	4,05	0,597	-3,85	3,87	4,16	-3,3	3,44	16,674	
1 S 815 (25)	28	-4,33	4,57	0,58	-3,96	3,97	4,275	-3,4	3,51	10,1	

6.2.4. Kırılma

Çekme deney numunelerinin kırılma mekanizmaları optik ve elektron mikroskopları ile incelenmiştir. Kırılan yüzeyler genelde çanak ve koni kırılma modu sergilemişlerdir (Şekil 6.36 ve 6.37.). Kırılan numunelerin kırık yüzeyine yakın ve boyun bölgelerinde yapılan incelemelerde mikroboşluklar gözlenmiştir (Şekiller 6.38.-6.40.). Çanak ve koni kırılma tipi ile birlikte mikroboşluk oluşumları sünek kopma karakteri için tipik göstergelerdendir (7,83,91,96,114,115).

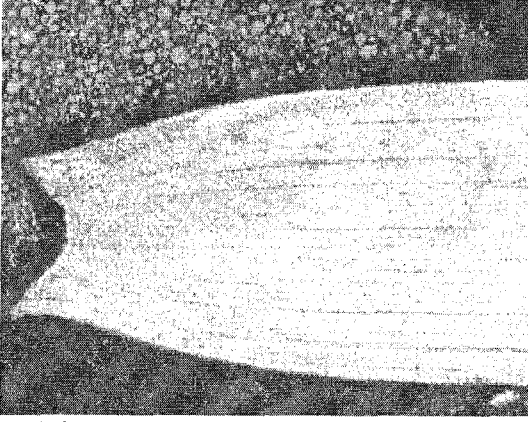
Şekiller 6.38.-6.40'de görüldüğü gibi mikroboşluklar martensit ve/veya inklüzyonlarla ilgilidir. Bunun sebebi olarak mikroboşlukların martensit ve inklüzyonlar üzerinde çekirdeklenmeleri gösterilmektedir (7,53,91,101,115). Mikroboşlukların martensit üzerinde çekirdeklenmesinin nedeni bitişik martensit parçacıklarının ayrışması ve martensit parçacıklarının bölgesel deformasyonu veya ferrit-martensit arayüzeyinin ayrışmasına atfedilmektedir. Streinbrunner et.al. (115) mikroboşlukların öncelikle martensit üzerinde çekirdeklendiğini inklüzyonlar üzerindeki çekirdeklenmenin ise ikincil bir olay olduğunu bildirmiştir. Kırılma yüzeyine doğru mikroboşluk yoğunluğu artmaktadır (Şekiller 6.39. ve 6.40.). Mikroboşluk yoğunluğunun kırılma yüzeyine yaklaştıkça artması bu bölgedeki gerininin yüksek olması ile açıklanmaktadır (101). Şekil 6.40.'da kırık yüzeyine yakın bölgelerde uzamış olan mikroyapıda ferrit ve martensitin plastik olarak şekil değiştirdiği görülmektedir. Bölgesel boyun veren numunelerde mikroboşluk yoğunluğu fazladır (50,53,56,91,101,115). Mikroboşluklar, ince yapıda (S serisi) kaba yapıya (B serisi) göre daha küçük boyutlarda oluşmuştur.

Ferrit-martensit arayüzeyinde oluşan mikroboşluklar gerilmenin şiddeti arttığında ferrit içlerine gerinim yönünde ilerlemektedirler (52) (Şekiller 6.39. ve 6.40.). Martensit parçacıkları arasındaki bağlantılar çatlak başlangıcının martensit üzerinde olup olmadığı tespit etmek için önemli bir göstergedir (Şekil 6.39. (b)) (101). Martensit-ferrit arayüzeyi boyunca uzanan zayıf bağlantılı martensit kolaylıkla kırılabilir (101,115).

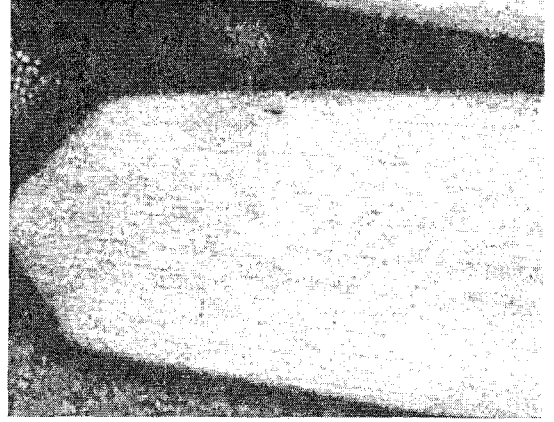
Genelde kırılma yapısında mikroboşluk birleşmesinin baskın olduğu gözlenmiştir. Kırılma yüzeylerinde yoğun olarak sünek çukurcuklar (dimples) bulunmaktadır (Şekiller 6.38-6.40). Bu şekillerde bazı derin çukurcuklar ve ayrıca inklüzyonlar da gözlenmiştir. Bu çukurcuklar martensit yada inklüzyonların kırılması neticesinde oluşmuş olabilir. Çukurcuk duvarlarının dalgalı olması; çukurcukları çevreleyen ferritin gerinimin son aşaması olan kırılmaya kadar deforme olduğunu göstermektedir (Şekil 6.42.(d) ve 6.43.(c)) (101).

Numunelerin hiçbirinde düzgün yüzey ayrılma tipi kopma modu (cleavage) gözlenmemiştir. Bu şekilde kırılma kritik gerilmesinin, ferrit içerisinde en son kırılma anında oluşmadığı sonucu çıkarılabilir. Bu büyük bir ihtimalle MHO'nın düşük olması sebebiyledir (53,101). Speich and Miller (70), düşük MHO ve yüksek karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklerin, yüksek MHO ve düşük karbon içerikli martensite sahip çift-fazlı çeliklere oranla daha kolay çatladığını belirtmişlerdir.

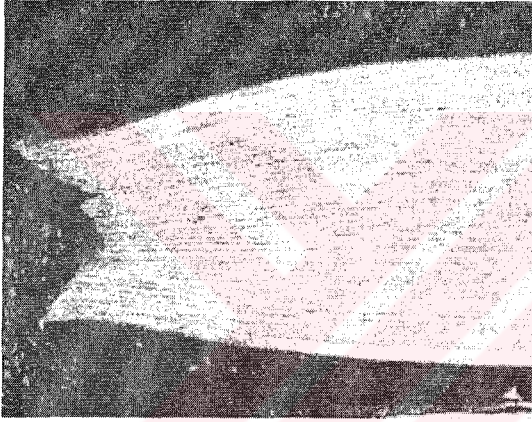
Genel olarak karşılaştırıldığında çift-fazlı çelikler HSLA çeliklerine oranla daha sünek bir kırılma karakterine sahiptirler (1,7,21,36,27,50,53,54,70,115).



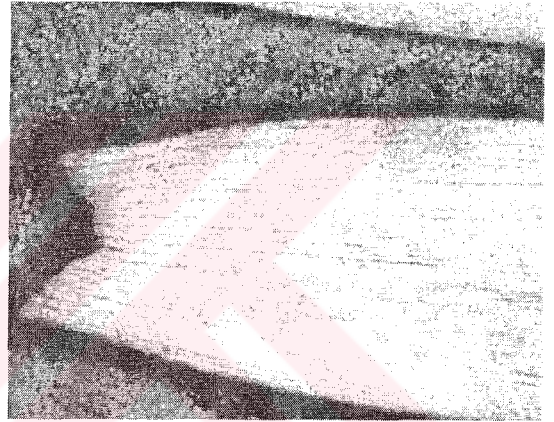
a) 1 S 815 15



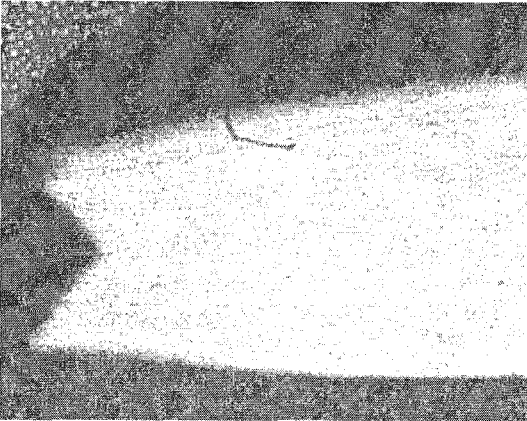
b) 2 S 795 15



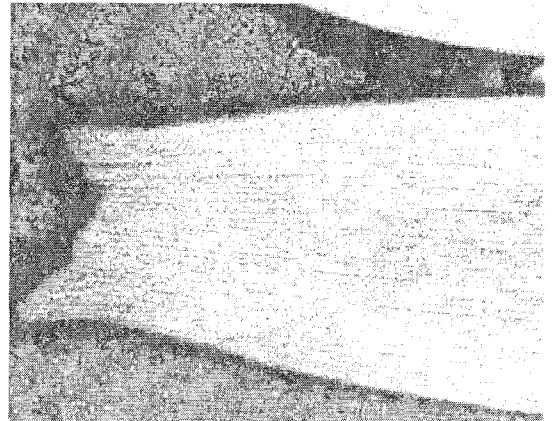
c) 1 S 815 25



d) 2 S 795 25

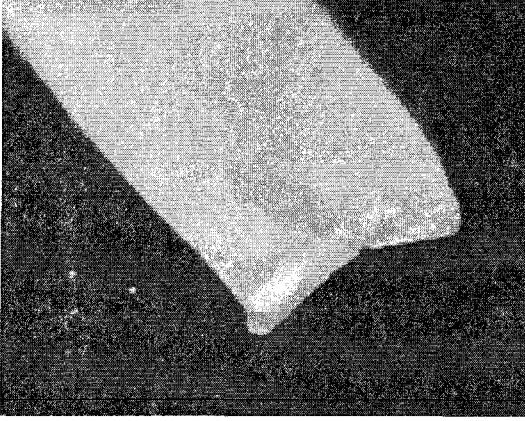


e) 1 B 735 15

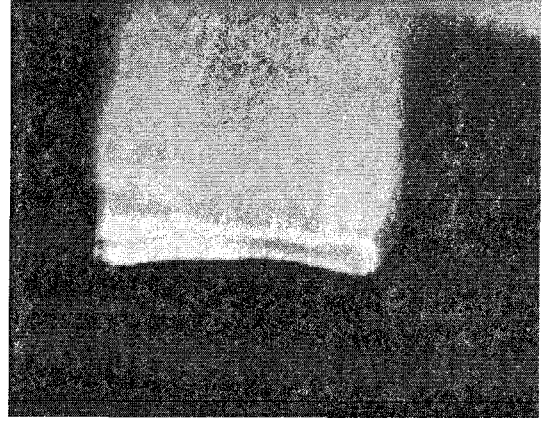


f) 2 B 795 15

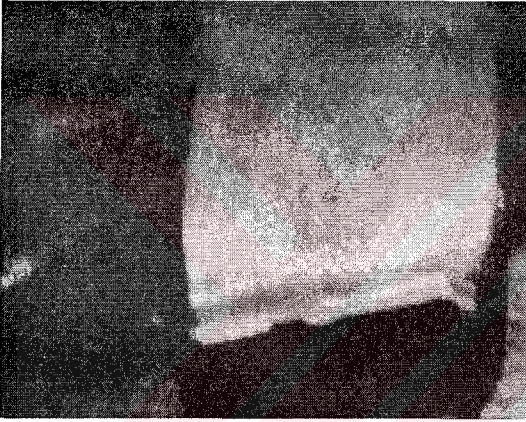
Şekil 6.36. Numunelerin sünek kopma modunu (çanak ve koni) gösteren fotoğrafları



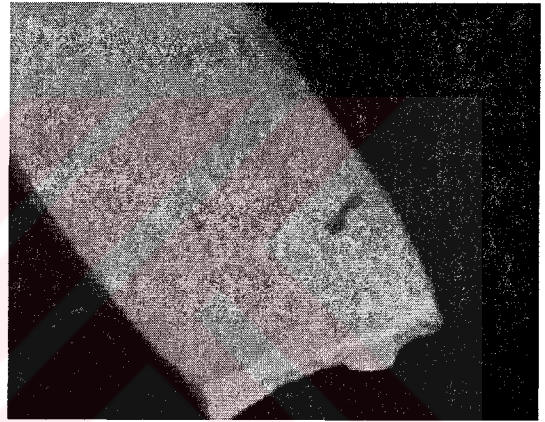
a) 1 S 815 15



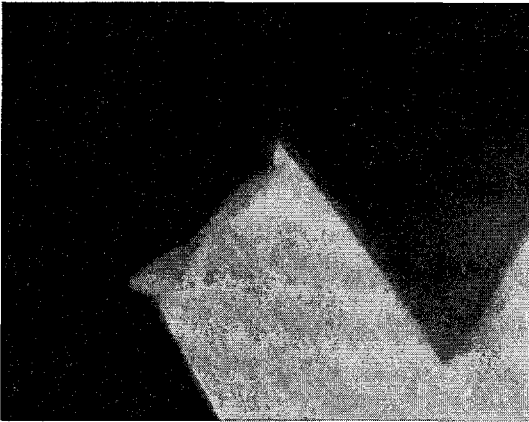
b) 2 S 795 15



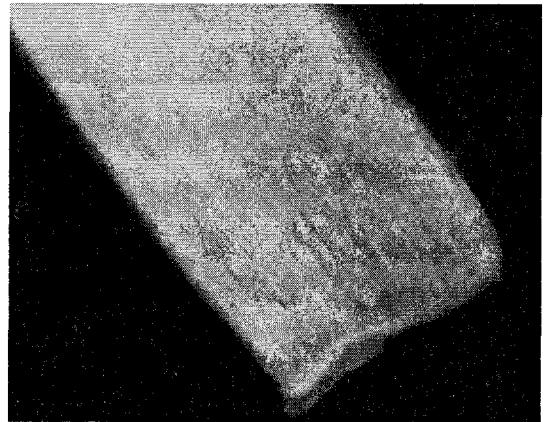
a) 1 S 815 25



b) 2 S 795 25

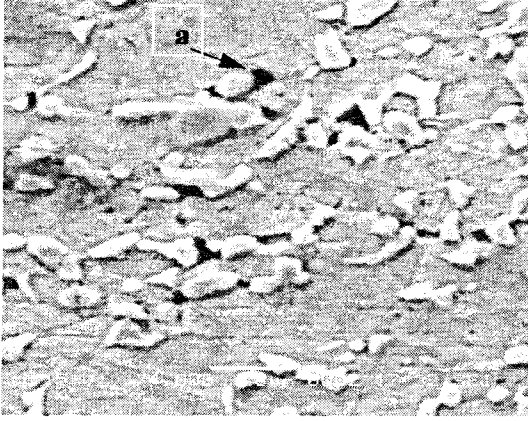


e) 1 B 735 15

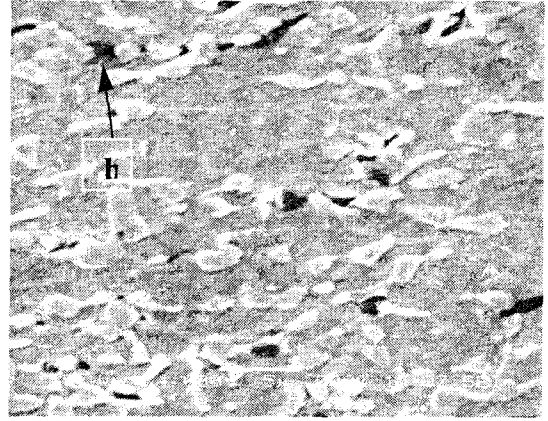


f) 2 B 795 15

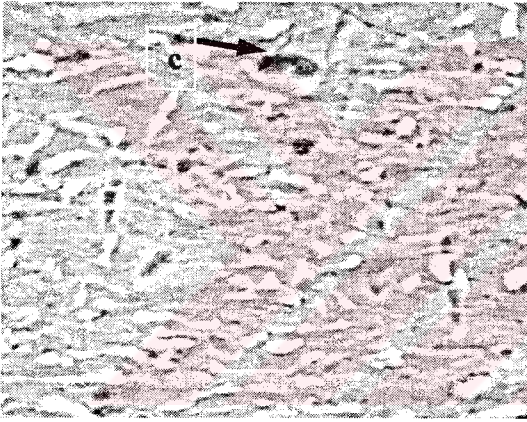
Şekil 6.37. Numunelerin sünek kopma modunu (çanak ve koni) gösteren fotoğraflar



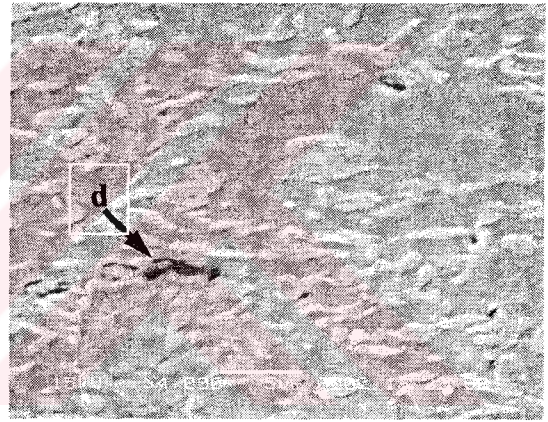
a) 1 B 735 15 numunesinde ferrit-martensit arayüzeyinde (ok a) mikroboşluk oluşumu



b) 2 B 717 15 numunesinin martensit parçacıklarında (ok b) mikroboşluk oluşumu

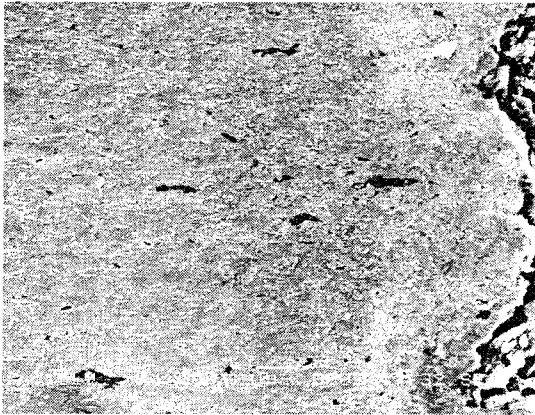


c) 1 S 755 15 numunesinde inklüzyonda (ok c) mikroboşluk oluşumu

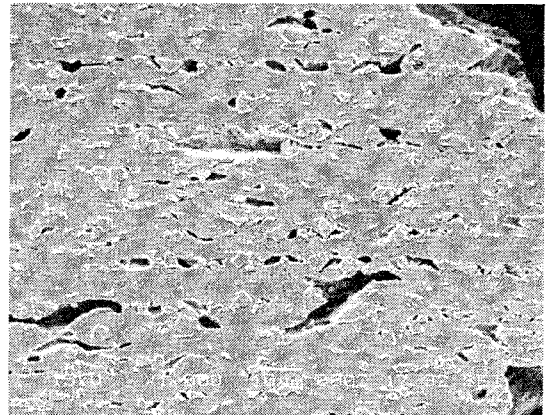


d) 2 S 737 15 numunesinde inklüzyonda (ok d) mikroboşluk oluşumu

Şekil 6.38. Çeşitli numunelerde boyun bölgelerinde mikroboşluk oluşumları

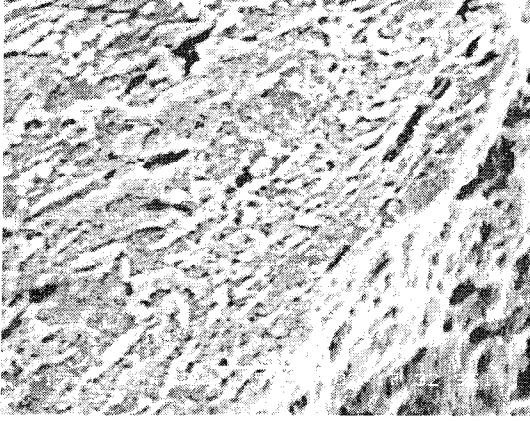


a) 1 S 815 15

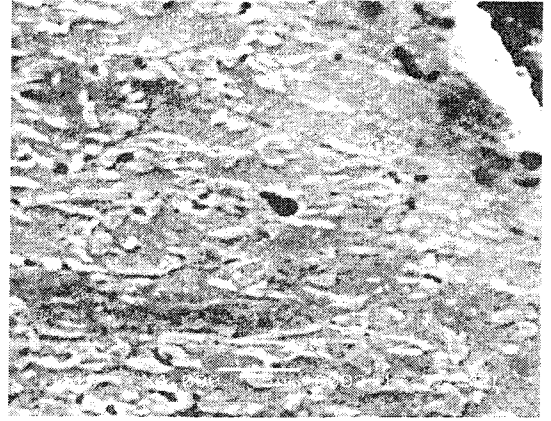


b) 2 S 795 15

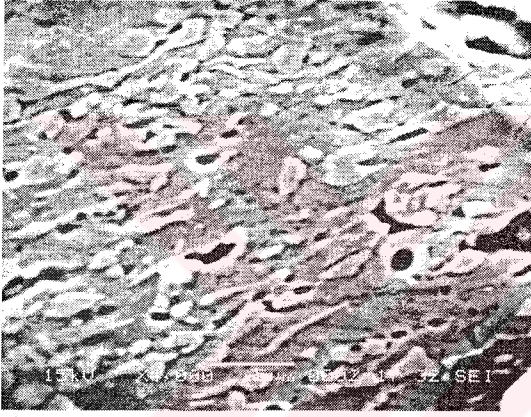
Şekil 6.39. Çeşitli numunelerde kırılma yüzeyine yakın mikroboşlukların çekme yönünde birleşerek ilerlemesi



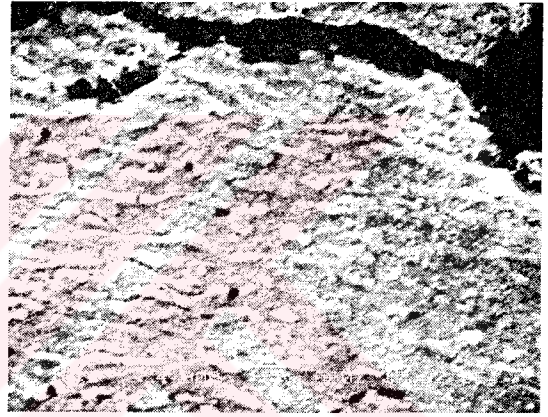
a) 1 S 735 25



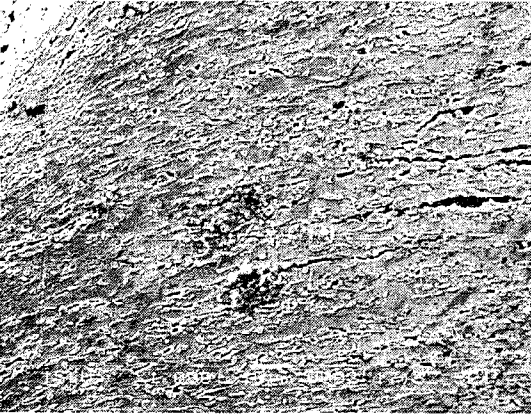
b) 2 S 717 25



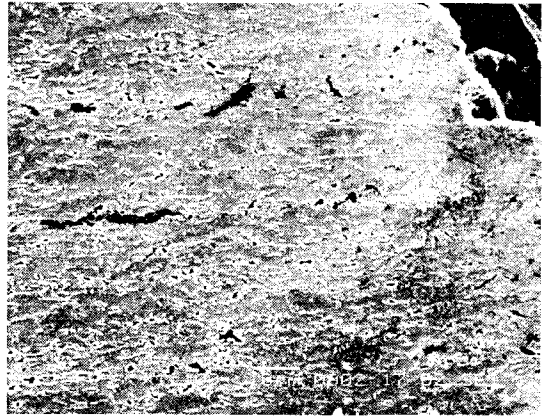
c) 1 B 755 25



d) 2 B 737 25

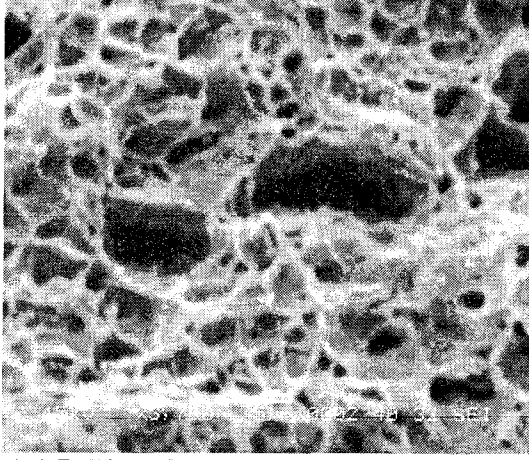


e) 1 B 735 25

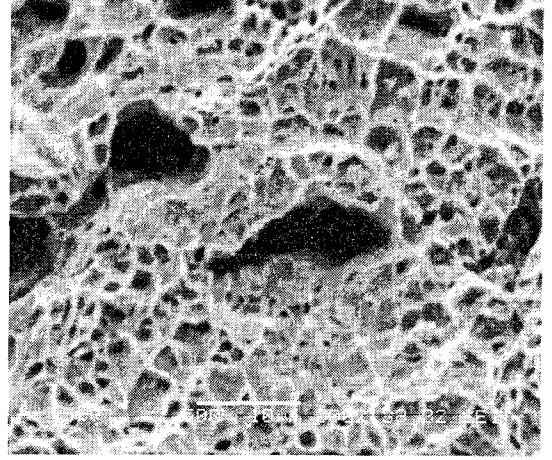


f) 2 B 717 25

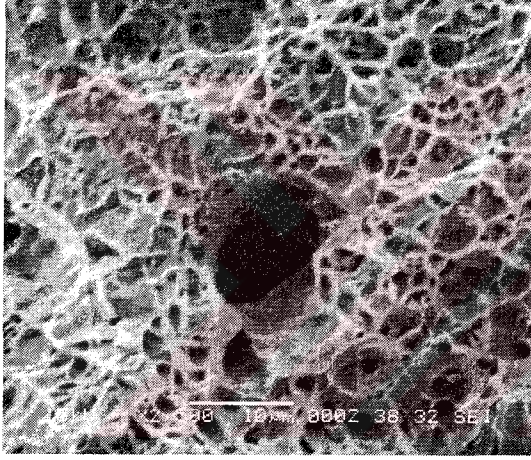
Şekil 6.40. Kırılma yüzeyine yakın martensit, ferrit ve mikroboşlukların çekme yönünde büyüyerek ilerlemesi



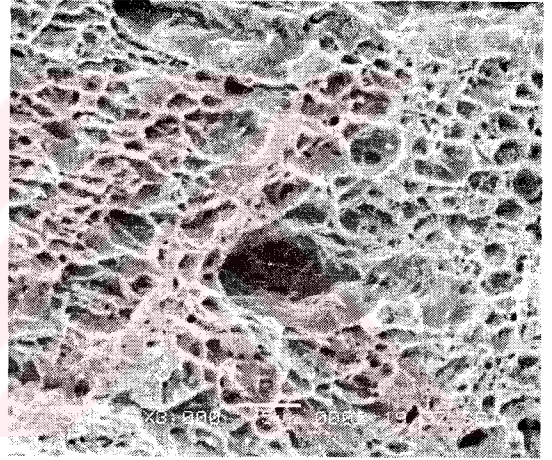
a) 1 B 735 15



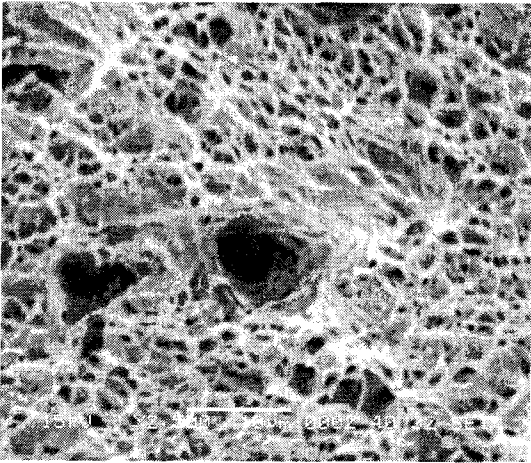
b) 1 B 717 15



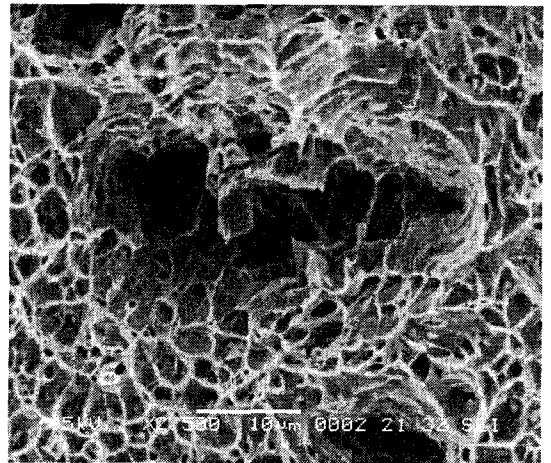
c) 1 B 815 25



d) 2 S 717 25

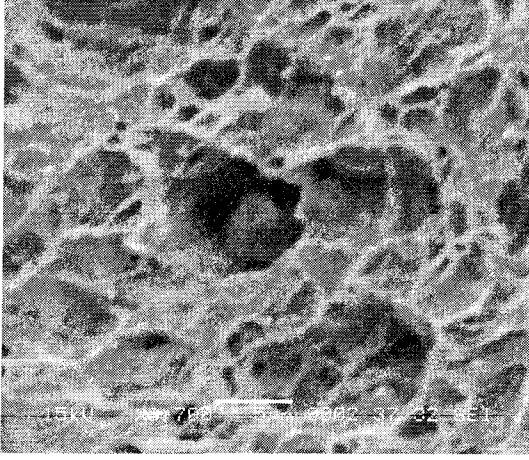


e) 1 S 815 25

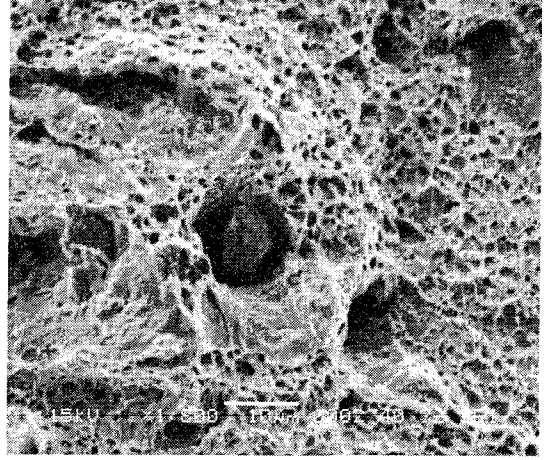


f) 2 S 795 15

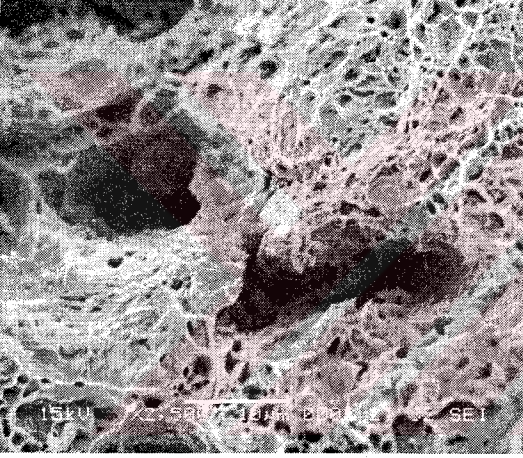
Şekil 6.41. Çeşitli numunelerde sünek çukurcuklar (dimples) ve büyük delik görüntüleri



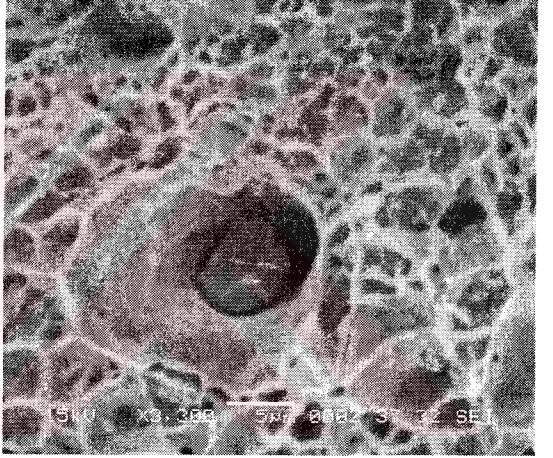
a) 1 B 735 25



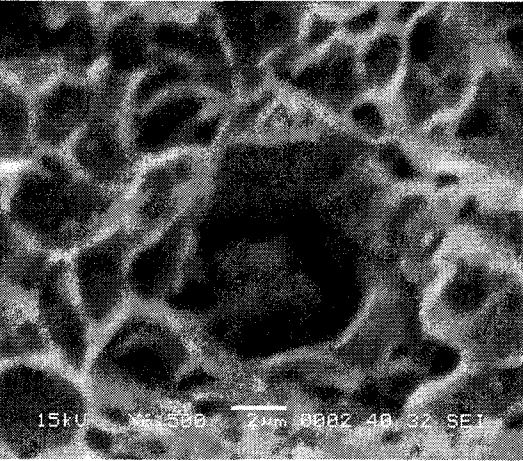
b) 1 S 755 15



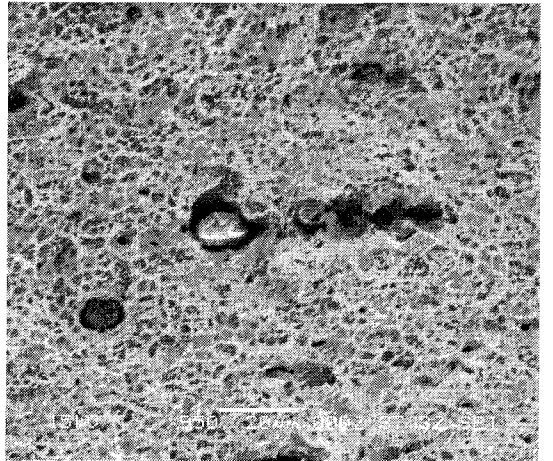
c) 2 S 737 15



d) 1 S 735 25

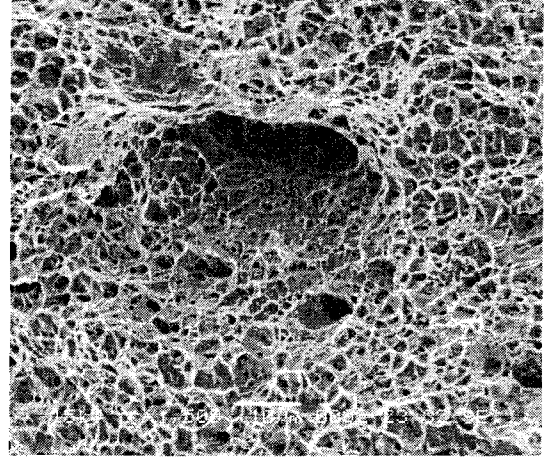
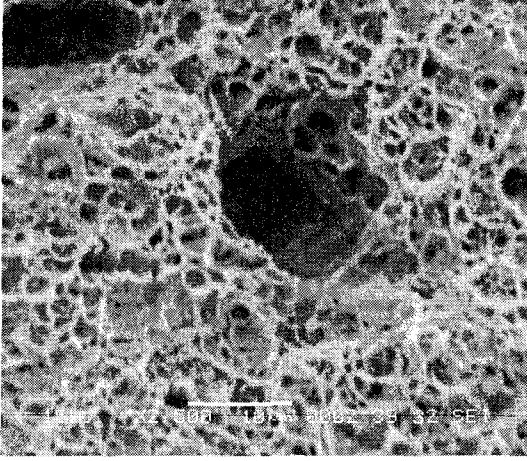


e) 1 B 735 15

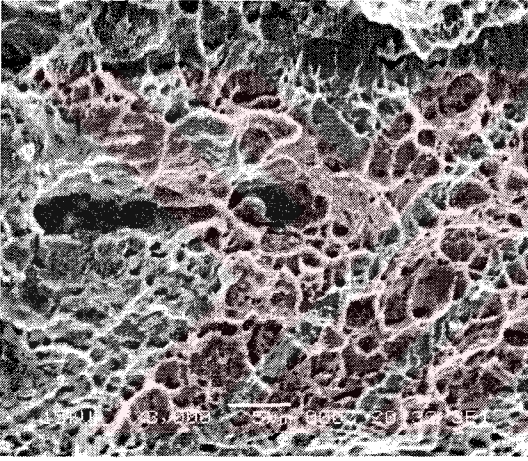


f) 1 B 755 25

Şekil 6.42. Sünek çukurcuklar (dimples) ve büyük inklüzyon görüntüleri



a) 1 B 815 15



b) 2 B 737 15



c) 2 S 795 15

Şekil 6.43. 1 B 815 15 numunesinin büyük delik ve delik boyunca dalgalı yapı gösteren kırılma yüzeyi

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada kullanılan çelik kompozisyonları ile üretilen çift-fazlı çeliklerde;

1. MHO, martensit parçacık boyutu ve yeni ferrit hacim oranı kontrol edilebilen parametrelerdir.
2. MHO yükseldikçe akma ve çekme dayanımı yükselirken süneklik azalmaktadır.
3. Sabit MHO'larında ince martensit parçacık dağılımı akma ve çekme dayanımını yükseltmektedir.
4. Yeni ferrit hacim oranının artması sünekliği olumlu yönde etkilemektedir. Bu etki ince dağılıma sahip numunelerde daha belirgindir.
5. KTS'nin düşürülmesi sertleşebilirliği olumlu yönde etkilemektedir.
6. Kritik tavlama sırasında ince östenit dağılıma sahip yapıların sertleşebilirliği kaba dağılıma sahip numunelerden daha iyidir. Östenit dağılımının sertleşebilirlik üzerine bu etkisi düşük KTS'lerinde daha belirgindir.
7. Fırında soğutma hızlarında bile ($\sim 0,01^{\circ}\text{C/sn}$) karbür oluşumunun önlenerek çift-fazlı çelik mikroyapısının üretilebilirliği, STH'nda (ERDEMİR STH dahil olmak üzere) bu çalışmada kullanılan çelik kompozisyonlarından çift-fazlı çelik üretimini mümkün hale getirmektedir.
8. Kaba ve ince yapıya sahip çift fazlı çeliklerde, boyun verme bölgesinde mikroboşluklar martensit parçacıklarında, martensit-ferrit ara yüzeylerinde ve inklüzyonlarda oluşmuştur. Martensit kırılmaları ince yapılarda kaba yapılara göre daha azdır ve mikroboşlukların boyutu daha küçüktür.
9. Kopma, mikroboşlukların artması ile gerçekleşmiştir Mikroboşluklar, ince yapıda (S serisi) kaba yapıya (B serisi) göre daha küçük boyutlarda oluşmuştur. Kopma yüzeyine yaklaştıkça mikroboşluk yoğunluğu artmaktadır.

İlerdeki çalışmalar için öneriler aşağıda sunulmuştur:

1. Farklı karbon içeriklerine sahip kimyasal kompozisyonlar kullanılarak karbon içeriği ile gerinim yaşlanması özelliklerinin değişimi incelenebilir.
2. Farklı Mn ve Ni içerikleri kullanılarak kimyasal kompozisyonun optimizasyonu yapılabilir.
3. Farklı kimyasal kompozisyonlar ile benzer sertleşebilirlik ve mekanik özellikler elde edilip edilemeyeceği araştırılabilir.



KAYNAKLAR

1. Davies R.G., "Influence of Martensite Composition and Content on The Properties of Dual-Phase Steels", **Met. Trans.**, vol:18A, pp: 671-679, (1978)
2. Hayami S. and Furukawa T., "A Family of High Strength , Cold Rolled Steels", **in Microalloying 75, Session 2A, Vanitec**, pp: 78-87, London, (1975)
3. Avtar R., Jha B.K., Sexane A., Dwivedi V.S., Patnaik B.B., Banerjee B. and Srinivasan S., "An as Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Microalloyed Dual Phase Steels", **Transactions, ISIJ**, V: 26, pp: 822-828, (1986)
4. Grange R.A., "Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing", **Procedings 2nd. (Int. Conf. on Stregth of Metals and Alloys), ASM**, pp: 861-876, Cleveland,(1970)
5. Hayami S. and Furukawa T., "A Family of High Strength Cold Rolled Steels" **Proceedings of Micro-Alloying (Internatinal Symposium on HSLA).**, pp: 311-320, Washington D.C, (1975)
6. Rashid M.S., "Gm 980x-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability", **SAE, Preprint 760206**, pp: 938-949, (1976)
7. Rashid M.S., "Relationship Between Steel Microstructure and Formability", **Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME**, pp:1-29, Newyork, (1977)
8. Davies R.G. and Magee C.L., "Physcal Metallurgy of Automotive High Strength Steels", **Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A. Kot and J.W. Morris AIME**, pp: 1-19, Newyork, (1979)
9. Coldren A.P., and Eldis.T., "Using CCT Diagrams to Optimize the Composition of an as-Rolled Dual Phase Steels", **Jornal of Metals**, v: 4, no:4, pp:41-48, March, (1980)
10. Pradhan R., "Continous Annealing of The Steel", **ASM Handbook**, fifth printing, pp: 56-66, (1997)
11. Coldren A.P., and Cornford A., "Devalopment and Mill Trial of as-Rolled Dual Phase Steel", **Journal. of Metals** v: 4, no: 9, pp: 205-228, march 3, (1980)
12. Crosbi G.A. and Baker A.J., "Controlled Rolling Simulation in Microalloyed Steels", **Journal. of Metals** v: 4, no: 18, pp: 433-455, (1980)
13. Nabil A. and Chin C., "Deformation Cracteristics of Dual Phase Steel",

- Materials and Processing For The Factory of The Future'', **ASM Pekia** Chapter, March, (1989)
14. Anelli A. and Masconzoni A., "Towards an as-Rolled Dual Phase Steel'', **Proc. Conf.** V:4, no: 1, pp: 47-57, Liverpool, (1981)
 15. Repas P.E., "Physical Metallurgy of Dual Phase Steels'', **Working and Steel Processing Conf. XVII, AIME**, pp: 277-305, Newyork, (1979)
 16. Crawley A. F., Shehata M.T. and Ruddell G.E., "Microstructures, Properties and Roolling Mill Requirements For Some As-Hot-Rolled Dual Phase Steels'', **Canadian Metallurgical Guarterly**, vol.22, No: 4, pp: 485-494, Canada, (1983)
 17. Park S.H., Ro K.S. and Kwon O., "Microstructures and Mechanical Properties of Hot Rolled Dual Phase Steels For Automobile Wheels'', **Int. Symp. on Low Carbon Steels for the 90's, Ed. by Asfahani and Tither, The Minerals, Metals & Materials Soc.**, pp: 355-364, (1993)
 18. S.J. Kim, C.G. Lee, T.H. Lee and S. Lee, "Effects of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength hot-rolled steel plates containing Cu, Cr and Ni'', **Transactions ISIJ**, vol: 40, pp: 692-698, (2000)
 19. Thomas G., "Improved Properties of HSLA and Dual Phase Steels by Conrolled Rolling and Direct Quencing'', **Phisical Prop. of Direct-Quenched Steels Ed. by. Taylor K.A., Thompson S.W. and Fletcher F.B., The Minerals, Metals & Materials Soc.**, pp: 265-277, (1993)
 20. Furukawa T., Tanino M., Morikowa H. and Endo M., "Effects of Composition and Processing Factors on The Mechanical Properties of As-Hot-Rolled Dual-Phase Steels'', V:4, No:2, **Transactions ISIJ**, vol: 24, pp: 113-121, (1984)
 21. Speich G.R., "Dual Phase Steels'', Heat Treating, **ASM Handbook**, fifth prinnting, pp: 424-429, (1997)
 22. Hansen S.S. and Bramfitt B.L., "Hot Strip Mill Processing of Dual-Phase Steels'', **int. Conf. on Steel Rolling, Sci. and Tech. of flat Roolled Poducts, ISIJ**, vol: 4, no: 7, pp: 1297-1308, Tokyo (1980)
 23. Goel N.C., Ram Avtar, Rai G. and Ramaswamy V., "Effect of Variables on The Evolution of Dual Phase Microstructures in a Plain C-Mn-Si Steel'', **Steel India**, vol: 6, no:2, October, (1983)
 24. Osawa K., Shimomura T., Kinoshita M. Matsudo K. Iwase K., "Development of High Strength Cold Rolled Steel Sheets for Automotive Use by Continuous annealing'', **Journal of Metals**, v: 30, n: 4, , pp: 6-9, apr (1978)
 25. Pradhan R. and Melcher E.D., "Cracteristic of High Strength Cold Rolled Sheet

- Steels Produced by Continuous Annealing", **International Congress and Exposition**, Feb.27/March2, (1984)
26. Pradhan R., "Metallurgical Aspect of Quenched and Tempered Dual Phase Steels Produced via Continuous Annealing", **Journal of Metals**, vol: 36, pp: 291-317, (1984)
 27. Matsudo K. Osuma K. and Kurikawa K., "Metallurgical Aspects of The Development Continuous Annealing Technology At Nippon Kokan", **Metallurgical Soc. of AIME**, pp: 3-36, (1985)
 28. "Bake Hardening Cold Rolled Steel Sheet Having Dual Phase Structure and Process for Manufacturing it", **U.S.A. Patent**, Patent No: 5123969, Jun/ 23, (1992)
 29. Matsudo K., "The Nkk-CAL Process, a Continuous Annealing Process for Cold Rolled Strip", **Metallurgical Soc. of AIME**, pp : 367-371, (1982)
 30. Osaka S., Tanaka N., Matsudo K., Fukuoka Y. and Ishioka H., "Continuous Annealing and Finishing Line at Fukuyama Works", **Iron and Steel Engineer**. Vol : 57, no: 11, pp: 67-72, Nov (1980)
 31. Chen H.C., and Cheng G.H., "Effect of Martensite Strength on The Tensile-Strength of Dual Phase Steels", **Jour. of Materials Science**, vol: 24 pp:1991-1994, (1989)
 32. "Cold Rolled Dual Phase Structure Steel, Sheet Having and a Method of Manufacturing The Same" **Usa Patent**, no: 4615749, Oct/7, (1986)
 33. Gupta I. and Chang P.H., "Effect of Compositional and Processing Parameters on The Variability of Tensile Strength of Continuously Annealed Water Quenched Dual Phase Steels", **Journal of Metals**, vol: 36, pp: 263- 267, (1984)
 34. Matsuoka T., Takashi M., Nozaki N. and Okada Y., "Development of Quenched and Tempered 760Mpa Grade Sheet Steels With Superior Formability ", **Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME** ,pp: 229-244, (1977)
 35. Bag A., Sharma A. and Rajan T.V., "Recent Advances in Technology of High Strength Dual Phase Steels", **Tool Alloy Steels**, pp: 315-319
 36. Kunio T., Shimizu M., Yamuda K. and Suzuki H., "An Effect of The Second Phase Morphology on The Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels" **Engineering Fracture Mechanics**, vol: 7, pp: 411-432, (1975)
 37. Davies R.G., "The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel", **Met. Trans**, vol: 18A, pp: 41-52, (1978)

38. Thelning K.E., ‘‘Çelik ve Isıl İşlemi, ’’**Bofors El Kitabı. Çeviren: Adnan Tekin, İ.T.Ü.**, İstanbul, (1984)
39. Llamelly D.T. and Hillis D.J., ‘‘Dual Phase Steels’’, **Ironmaking and Steelmaking**, vol: 23, no: 6, pp: 471-477, (1996)
40. Xlie-Ling Cai, Garrent A.J. and Owen W.S., ‘‘The Development of Some Dual-Phase Steel Structures From Different Starting Microstructures’’, **Met. Trans. A.**, vol: 19A, pp: 543-557, f, (1985)
41. Garcia C.I. and Deardo A.J., x ‘‘Formation of Austenite in 1.5 Pct. Mn Steels’’, **Met. Trans., A**, vol: 12A, pp: 521-530, (1984)
42. Souza M.M., Guimaraes J.R.C. and Chawla K.K., ‘‘Intercritical Austenitization of Two Fe-Mn-C Steels’’, **Met Trans. A**, vol: 13A, pp: 575-579, (1982)
43. Jeong C. W. and Kim C.H., ‘‘Formation of Austenite from a Ferrite-Pearlite Microstructure During Intercritical Annealing’’, **Journal of Mat. Sci.** vol: 20, pp: 4392-4398, (1985),
44. Speich G.R., Demarest V.A. and Miller R.L., ‘‘Formation of Austenite during Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels’’, **Met. Trans. A**, vol: 12A, pp: 1418-1428,(1981)
45. Yong D.Z., Brown E.L. Matlock D.K. and Krauss G., ‘‘The Formation of Austenite at Low Intercritical Annealing Temperatures in a Normalized 0.08C-1.4Mn-0.21Si Steel.’’, **Met. Trans. A**, vol: 8A, pp:1523-26, (1985)
46. Wycliffe P.A., Purdy G.R. and Embury J.D., ‘‘Growth of Austenite in the Intercritical Annealing of Fe-Mn-C Dual-Phase Steels’’, **Canadian Metallurgical Quartery**, vol:20 no:3, pp: 339-350, (1981)
47. Navara E., Bengtsson B. and Easterling K.,E., ‘‘Austenite Formation in Manganese Partitioning Dual-Phase Steel’’, **Mat. Sci. and Tech.**, vol: 2,pp:1196-1201, (1986)
48. Joon Jeong Y.I.,Kim S. and Hyung Sup C., ‘‘Austenitization During Intercritical Annealing of Fe-C-Si-Mn Dual-Phase Steel’’, **Met. Trans.**,vol:16A, pp: 1237-1245, (1985)
49. Sun S. and Pugh M., ‘‘Manganese Partitioning in Dual Phase Steel during Annealing’’, **Mat. Sci. and Eng.**, A276, pp: 167-174, (2000)
50. Kim N.J. and Thomas G., ‘‘Effects of Morphology on The Mechanical Properties of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel’’, **Met Trans.A.**, vol: 12A, pp: 483-89, (1981)

51. A.U. Lawson, R.D., Matlock, D.K. and Krauss, G., ‘‘The Effect of Microstructure on Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels’’, ***Fundamentals of Dual Phase Steels, Ed By R.A. Kott and B.L. Bromfitt, AIME***, pp: 347-381, (1981)
52. Tomita Y., ‘‘Effect of Morphology of Second-Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels’’, ***Journal of Mat. Sci.***, vol: 25, pp:5179-5184, (1990)
53. Erdoğan M., ‘‘Bauschinger and Tensile Properties of Dual Phase Steels’’, ***Ph.d Thesis, The Mancester University***, (1993)
54. Demir B., ‘‘Ç8620 Çeliğinden Çift-Fazlı Çelik Üretimi Ve Üretilmiş Olan Çift-Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı Ve Morfolojisinin Çift-Fazlı Çeliklerin Çekme Dayanımına Etkisi’’, Y. Lisans tezi, ***Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enst.*** Ankara, (1997)
55. Speich G.R., ‘‘ Physical Metallurgy of Dual Phase Steels’’, ***Fundamentals of Dual Phase Steels, Ed By R.A. Kott and B.L. Bromfitt, AIME***, pp:3-45 Newyork, (1981)
56. Huppi G.S., Matlock D.K and Krauss G., ‘‘An Evaluation of The Importance of Epitaxial Ferrite in Dual-Phase Steel Microstructures’’, ***Scripta Met.*** vol: 25 pp: 1239-1243, (1980)
57. Peape D.A., Herman J.C. and Wilmote, ‘‘Development of Cold Rolled Dual Phase and Multiphase Steels by Means of Ultra Short Coming’’, ***LSM***, pp: 23-29, July (2000)
58. Hillis D.J., Llwelllyn D.T. and Evans P.J., ‘‘Rapid Annealing of Dual Phase Steels’’, ***Iron and Steel Making***, vol: 25, No : 1 pp:47-54, (1998)
59. Thomas G. and Koo J. Y., ‘‘Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic-Martensitic Steels’’, ***Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME***, pp: 183-201, (1977)
60. Aaronson H. I., ‘‘The Decomposition Austenite by Diffusional Process’’, Newyork ***Interscience Sec.***, AIME, pp: 111-117, Newyork(1962)
61. Araki K., Fukunaka S. and Uchida K., ‘‘Development of Continuously Annealed High Strenth Cold Rolled Sheet Steels’’, ***Transaction of the Iron Steel Institute of Japan***, 17, pp:701-710, (1977)
62. Matlock D.K., Krauss G, Ramos L.F. and. Huppi G.S., ‘‘A Correlation of Processing Variables with Deformation of Dual-Phase Steels’’, ***Structures and Properties of Dual-Phase Steels, Ed By. R.A. Kot and J.W. Morris***, pp: 62-89, (1979)

63. Hansen S.S. and Pradhan R.R., "Structure-Property Relationships and Continuous Yielding Behavior in Dual-Phase Steels", ***Fundamentals of Dual Phase Steels, Ed By R.A. Kott and B.L. Bromfitt, AIME***, pp: 113-141, (1981)
64. Giordano L., Mutteazzi P., Tiziani A. and Zambon A., "Retained Austenite Variation in Dual-Phase Steel after Mechanical Stressing and Heat Treatment", ***Mat. Sci. and Eng., A*** / 31, pp: 215-219, (1991)
65. Priestner R. and Ajmal M., "Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual Phase Steels", ***Mat. Sci. and Tech.***, vol: 3, pp: 360-364, (1987)
66. Priestner R. and Ajmal M., "Effect of Carbon Content and Microalloying on Martensitic Hardenability of Austenite of Dual Phase Steel", ***Mat. Sci. and Tech.***, vol: 3, pp: 360-364, May (1987)
67. Chang W.J. and Kim C.H., "Ferrite Growth on Cooling after Intercritical Annealing in a Dual-Phase Steel", ***Scripta Met.***, vol: 118, pp: 37-42, (1985)
68. Tanaka T., Nishida M., Hashiguchi and Kato T.L., "Formation and Properties of Ferrite Plus Martensite Dual-Phase Steels", ***Structures and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By R.A. Kott and J.W. Morris, AIME***, pp: 221-242, (1979)
69. Mediratta S.R. and Ramaswamy V., "Dependence of Strain Hardening Exponent on the volume Fraction and Carbon Content of Martensite in Dual-Phase Steels During Multistage Work Hardening", ***Jour. of Mat. Sci., Let.***, vol: 18, pp: 205-206, (1990)
70. He X. J., "Transformation Process and Products of Dual Phase Steels During Continuous Annealing", ***Mat. Sci and Tech.***, vol: 2, pp: 1162-1165, November (1986)
71. Moyer J.M. and Ansel G.S., "The volume Expansion Accompanying the martensite Transformation in Iron carbon Steel", ***Met. Trans.***, 6A, pp : 178-191, (1975)
72. Priestner R., "Effect of austenite Dispersion and Plastic Deformation on Phase Transformation in Dual Phase Steel", Conf. Proc. Phase Transformation, 87, ***Institute of Metals***, pp: 411-413, Cambridge, (1987)
73. Geip M.D, Matlock Dk and Krauss G., "The Effect of Intercritical Temperature on The Structure of Niobium Microalloyed Dual-Phase Steel", ***Met. Trans.***, vol: 11A, pp: 1683-1689, October (1980)
74. Eldis G.T., "Influence of Microstructure and Testing Procedure on The Measured Mechanical Properties of Heat-Treated Dual-Phase Steels", ***Structures and Prop.***

- of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A Kott and. J.W. Morris, AIME*, pp: 202-220, (1979)
75. Takahasi M, Kunishege K and Matsuoka T., "Some Studies on As-Hot-Rolled Dual Phase Steel", *Dual Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in The Otomobile Industry*, vol:4, no:3
 76. Rigsbee J.M. and Wanderarend P.J., "Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. At Davenport, AIME*, pp: 58-88, Newyork (1977)
 77. Salah M.H. and Priestner R., "Retained Austenite in Dual Phase Silicon Steels and Effect on Mechanical Properties", *Jour. of Mat. Processing and Tech.*, 113, pp: 587-593, (2001)
 78. Jeong W.C. and Kim C.H., "on The Isoleted Retained Austenitein Dual Phase Steel", *Materialls Trans. A*, vol.:18a, May, pp: 933-934, (1987)
 79. Furukava T., Morikava H., Takechi H. and Koyama K., "Process Factors For Highly Ductile Dual-Phase Sheet Steels", *Structures and Prop.of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A. Kott and. J.W. Morris, AIME*, pp:281-303, (1979)
 80. Cornford A.E., Hiam J.R. and Hoops R.M., "Properties of As-Rolled-Dual Phase Steels", *SAE, Tech. Paper series* 79007, pp: 23-31, Detroit, (1979)
 81. Davies R.G., "The Mechanical Properties of Zero-Carbon Ferrite plus Martensite Structures", *Met. Trans*, vol: 18a, pp: 41-45, (1978)
 82. Koo J.Y. and Thomas G., "Design of Duplex Low Carbon Steels For Improved Strength: Weight Applications", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By Davenport A.T., AIME*, pp: 40-38, (1977)
 83. Baucher J.H. and Hamburg E.G., "High Strength Formable Sheet Steel", *SAE, Preprint 770164*, pp:730-735, (1977)
 84. Davies R.G., "On The Ductility of Dual-Phase Steels", *Formable HSLA and Dual Phase Steels, Ed. By. Davenport, AIME*, pp: 25-39, (1977)
 85. Davies R.G., "Influence of Silicon and Phosphorous on The Mechanical Properties of Both Ferrite and Dual-Phase Steels", *Met. Trans.*, vol: 10a, pp: 113-118, (1979)
 86. Hayami S., Furukava T., Gondoh H. and Takachi H. "Recent Developments in Formable Hot Rolled HSLA Including Dual Phase Steels", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By Davenport A.T., AIME*, pp: 167-177, (1977)
 87. Mould. P.R. and Skena C.C., "Structure and Properties of Cold Rolled Ferrit

- Phase Martensite (Dual-Phase) Steels Sheets”, **Formable HSLA and Dual-Steels, Ed. By. A.T. Davenport, AIME**, pp: 183-203, (1977)
88. Nam WJ and Bae CM, “Microstructural evolution and its relation to mechanical properties in a drawn dual-phase steel”, **Jour. of Materials Science**, vol: 34, pp: 5661-68, (1999)
 89. Marder A.R., “Factors Affecting the Ductility of Dual-Phase Alloys”, **Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. A.T. Davenport, AIME**, pp: 89-100, (1977)
 90. Çimenoglu H., Kayalı E.S. and Dikeç F., “The Occurrence of Yield Point After Steel Relaxation in A Plain Carbon Dual-Phase Steel”, **Scripta. Met.**, vol: 25, pp: 3011-3021, (1985)
 91. Speich G.R. and Miller R.L., “Mechanical Properties of Ferrit-Martensite Steels”, Structure and Prop. of Dual-Phase Steels”, **Ed. By R.A. Kott and J.W. Morris, AIME**, pp: 145-182, (1979)
 92. Araki K., Tokato Y. and Nakaoka K., “Work Hardening of Continuous Annealing Dual Phase Steels”, **Trans. ISIJ**, vol: 17, pp 710-717, (1997)
 93. Cribb W.R. and Rigsbee J.M., “Work Hardening Behavior and Its Relationship To The Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels”, Structure and Properties of Dual-Phase Steels”, **Structures and Prop. of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A Kott and. J.W. Morris, AIME**, pp: 91-117, (1979)
 94. Paruz H. and Edmands D.V., “The Strain Hardening Behaviour of Dual-Phase Steel”, **Mat. Sci. and. Eng.**, A132, pp: 67-74, (1989)
 95. Ramos L.F., Matlock D.K. and Krauss G., “On The Deformation Behaviour of Dual-Phase Steels”, **Met. Trans.**, 10 A, pp:259-261, (1979)
 96. Dieter G.E., “Mechanical Metallurgy”, **Mc Graw Hill**, pp: 90, 117, (1988)
 97. Erdoğan M., “Effect of Austenite Dispersion on Phase Transformation in Dual Phase Steel”, **Scripta Met.**, article in Press, (2002)
 98. Hughes G.M., M.sci. Thesis, **The University of Manchester**, (1986)
 99. Krauss G., “Principles of Heat Treatment of Steels”, **AIME**, pp : 28, (1980)
 100. Metallography and Microstructures, **ASM Handbook**, vol. :9, pp:170, (1992)
 101. Erdoğan M., “The Effect of New Ferrite Content on Tensile Fracture Behaviour of Dual Phase Steels”, **Journal of Materials Sci.**, 37, pp: 3623-3630, (2002)

102. Vool W.G.F., "Metallography Principle and Practise", **Mc Graw Hill**, Chapter 6 Newyork, (1984)
103. 138-EN 10002-1, "Metalik Malzemeler-Çekme Deneyleri", **TSE**, (1993)
104. A.U. Lawson, R.D. Matlock, D.K., Krauss, G., "Etching Technique For Microalloyed Dual-Phase Steels", **So Metallography**, vol: 1, pp:71-87, pp:17-19, (1980)
105. Erdoğan M. And Preistner R., "Effect of Martensite Content , Its Disperstion, and Epitaxial Content on Bauschinger Behaviour of Dual Phase Steel", **Mat. Sci. and Tech.**, vol: 18, pp: , April, (2002)
106. Ecaz A., "Effect of Rolling at Intercritical Temperatures on Microstructure and Tensile Properties of Dual Phase Steel", Ph.D. Thesis **The Universty of Manchester**, (1990)
107. Erdoğan M. Priestner R., "Effect of Epitaxial Ferrit on Yielding and Plastic Flow in Dual Phase Steel in Tension and Compression", **Mat. Sci. and Tech.**, vol : 15, 1273-1284, Novenber (1999)
108. Jamiru T., M.Sci. Thesis, **The Universty of Manchester**, (1990)
109. Bangaru N.R.V. and Sakdev A.K., "Influence of Cooling Rate on the Microstructure nad Retained Austenite in an intercritical Annealied vanadium Containing HSLA Steel", **Met. Tras**, Vol: 13A, pp: 1899-1906, (1982)
110. Smith W. F., "Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri", Cilt:1, Çeviren : Mehmet Erdoğan, **Nobel Yayın Dağıtım**, Ankara, pp: 121, (2000)
111. Demir B, Erdoğan M. "Ç8620 Çeliğinden Çift-Fazlı Çelik Üretimi Ve Üretilmiş Olan Çift-Fazlı Çeliklerde Martensit Hacim Oranı Ve Morfolojisinin Çift-Fazlı Çeliklerin Çekme Dayanımına Etkisi" **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi** Ankara, ekim, (1997)
112. Jeong W. C., "Nev Tecnolojies For Observation of Retained Austenite in High Strength Dual Phase and TRIP Cold Rolled Sheet Steels", **High Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings**, pp: 267-273, (1994)
113. Koo J., Bangaru V., Rau N. and Thomas G., "Designing High Performance Steels", **Metal Progress**, pp: 66-70, (1979)
114. Bag A., Ray KK. And Dwarakadasa E.S., "Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High Martensite Dial-Phase Steels", **Physical Metallurgy and Materials Science**, vol: 30, no: 5, pp: 1193-1202, (1999)

115. Steinbrunner D.L., Matlock D.K. and Krauss G., "Void Formation during Tensile Testing of Dual-phase Steels", ***Met. Trans.***, 19 A, pp: 579-589, (1988)
116. Jiang Z., Guan Z. And Lian J., "Effects of Microstructural variables on deformation behaviour of Dual-Phase Steel", ***Mat. Sci. And Eng.***, A 190, pp: 55-64, (1995)



ÖZGEÇMİŞ

Bilge DEMİR 1970’de Tokat’ın Pazar ilçesinde doğdu. İlk ve Orta Okulu Pazar’ da tamamladı. Daha sonra Sivas EML’ ni bitirdi. 1993 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünden mezun oldu. Aynı yıl Gazi Üniversitesi Fen Bilimler Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilimdalı’nda yüksek lisans öğrenimine başladı. 1995 yılında Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümüne Araştırma Görevlisi olarak atandı. 1997 yılında yüksek lisanstan mezun oldu. Aynı yıl doktora öğrenimine başladı. 1999 yılında AKÇELİK Ltd.Şti’de teknik uzman olarak çalışmaya başladı. Ekim 2000 tarihinde ZKÜ KTEF Metal eğitimi bölümüne Öğr. Gör. Olarak atandı. Halen bu görevine devam etmektedir.