

ALAŞIMSIZ DUAL FAZLI ÇELİKLERİN
MEKANİK ve NOKTA KAYNAĞI
ÖZELLİKLERİ

İ.T.Ü.

Fen Bilimleri Enstitüsünce

"DOKTOR"

Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.

Yük. Müh. A.İrfan YÜKLER

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih

: 9.3.1983

Tezin Müdafaa Edildiği Tarih

: 6.6.1983

Doktora Yöneticisi

: Prof. Dr. Recep A. SAFOĞLU

Jüri Üyesi

: Prof. Selâhaddin ANIK

Jüri Üyesi

: Doç. Dr. A. Hikmet ÜÇİŞİK

İ.T.Ü.

Sakarya Mühendislik Fakültesi Matbaası

E K İ M - 1983

T. C.

Yükseköğretim Kurulu

İÇİNDEKİLER

ÖZET	I
SUMMARY	III
SEMBOLLER	VIII
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ	3
2.1. Dual Fazlı Çelik Türleri	3
2.2. Dual Fazlı Çelik Üretim Usulleri	3
2.2.1. Sıcak Haddelenmiş Dual Fazlı Çeliklerin Üretim Usulleri	5
2.2.2. Soğuk Haddelenmiş Dual Fazlı Çeliklerin Üretim Usulleri	6
2.2.2.1. Çok Yavaş Soğutma Metodu	6
2.2.2.2. Yavaş Soğutma Metodu	7
2.2.2.3. Hızlı Soğutma Metodu	8
2.3. Dual Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemi ve Isıl İşlem Sırasında Mikroyapıdaki Değişimler	9
2.3.1. Isıtma Kademesi	9
2.3.2. Kritik Sıcaklıklar Arasında Tutma Kademesi	10
2.3.3. Soğutma Kademesi	12
2.4. Dual Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri	17
2.4.1. Martensitin Özelliklere Tesiri	17
2.4.2. Ferritin Özelliklere Tesiri	22
2.4.3. Kalıntı Ostenitin Özelliklere Tesiri	23
2.4.4. Dual Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri	24
2.5. Elektrik Direnç Nokta Kaynağının Prensipleri	26
2.6. Kaynak Sırasında Isı Teşekkülü	27
2.6.1. Akım Şiddetinin Isı Teşekkülüne Tesiri	28

2.6.2.	Akım Süresinin Isı Teşekkülüne Tesiri	29
2.6.3.	Direncin Isı Teşekkülüne Tesiri	29
2.6.3.1.	İş Parçaları Arasındaki temas Direnci	30
2.6.3.2.	İş Parçasının Direnci	30
2.6.3.3.	Metallerde Özgül Dirence Tesir Eden Faktörler	30
2.6.4.	Kaynak Sırasında Kaynak Bölgesindeki Direncin Değişimi ve Çekirdek teşekkülü	32
2.6.5.	Elektrod Masıncının Isı Teşekkülüne Tesiri	34
2.7.	Nokta kaynağında Kaynak Kaabiliyeti	34
2.8.	Düşük Karbonlu Çeliklerin Direnç Nokta Kaynağı Özellikleri	35
3.	DENEYSEL ÇALIŞMALAR	41
3.1.	Çekme Deneyleri	41
3.2.	Nokta Kaynağı Deneyleri	45
4.	DENEY SONUÇLARI	49
4.1.	Metalografik İnceleme Sonuçları	49
4.2.	Çekme Deney Sonuçları	54
4.3.	Nokta Kaynağı Deneylerinin Sonuçları	58
5.	SONUÇLARIN İRDELENMESİ	86
5.1.	Çekme Deney Sonuçlarının İrdelenmesi	86
5.2.	Nokta Kaynağı Deney Sonuçlarının İrdelenmesi	90
6.	GENEL SONUÇLAR	94
7.	REFERANSLAR	96
8.	TEŞEKKÜR	107
9.	HAL GEÇMİŞ	108

Ö Z E T

Otomotiv endüstrisinde son altı yıldan beri dual fazlı çelikler kullanılmaktadır. Genellikle düşük karbonlu ve az alaşımlı çelikler kritik sıcaklıklar arası ısıtılma işlemi tabii tutularak ferrit matrisi içinde martensit adaları ihtiva eden değişik kimyasal bileşim ve türde dual faz mikroyapısı elde edilmektedir. Bu tezde, hakkında çok az bilgi yayınlanmış olan, hızlı soğutulan dual fazlı çelikler incelenmiştir.

Hızlı soğutulan dual fazlı çelikler düşük karbon oranı ile birlikte çok az alaşım elementi ihtiva ettiklerinden sertleşme kabiliyetleri düşüktür. Bu sebeple kritik sıcaklıklar arasına ısıtıldıktan sonra hızla su verilerek dual faz mikroyapısı elde edilir. Daha sonra çeliğe yeteri kadar süneklik kazandırmak için kısa süreli bir temperleme yapılır.

Tezin hazırlanması sırasında, deneysel çalışmalar, entegre bir demir çelik tesisinin sürekli tavlama hattında yapılacak endüstriyel uygulamaya ışık tutacak şekilde düzenlenmiştir. Kalınlıkları 1 mm civarında olan SAE 1010 ve kimyasal bileşimi SAE 1010'a yakın olan düşük karbonlu çelikler üzerinde deneyler yapılmıştır. Isıl işlemiden sonra, dual fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini tayin etmek için çekme deneyi yapılmıştır.

Kritik sıcaklıklar arası tavlama süresi, bütün deneylerde 1 dakika olarak sabit tutulmuştur. Nötr tuz banyosunun sıcaklığı değiştirilerek farklı hacim oranında martensit elde edilmiştir. Dual fazlı çeliklerde, mukavemet ve süneklik arasında optimum ilişki için martensit hacim oranının %20'den daha az olması gerektiği tesbit edilmiştir. Su verilen çeliklerde sünekliğin artması için 200-500°C arasında, 15-180 sn. temperleme yapılmış ve temperleme sıcaklığının 300°C'nin altında olması gerektiği bulunmuştur. Bu sıcaklık-

tan daha yüksek sıcaklıklarda akma uzamasının hızla arttığı görülmüştür. Temperleme süresinin 60-90 sn. arasında seçilmesinin yeterli olduğu bulunmuştur. Ayrıca, dual fazlı çeliklerin alüminyum ile söndürülmüş çeliklerden üretilmesinin gerektiği tesbit edilmiştir.

Dual faz mikroyapısı ve temperlemenin mekanik özelliklere tesirlerinin yanısıra, SAE 1010 cinsi sacdan hızlı soğutma metodu ile üretilen dual fazlı çeliğin elektrik direnç nokta kaynak özellikleri de araştırılmıştır. Temperlenmiş dual fazlı sacların nokta kaynak şartlarının aynı kimyasal bileşimdeki perlitik sacın kaynak şartlarına çok yakın olduğu bulunmuştur. Ancak bu iki çeliğin mukavemet ve süneklilik özelliklerine bağlı olarak kaynak dikiş özellikleri arasında bazı farklar vardır. Dual fazlı çelikte çekme-makaslama kuvveti daha yüksek olurken, U-çekme kuvveti ve kaynak sünekliliği daha düşük olmaktadır. Dual fazlı çeliklerde, mukavemetli ve sağlam bir kaynak yapılması için kaynak işlemini takiben temperleme yapma zorunluluğu yoktur. Bu tez, hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerin nokta kaynak özellikleri hakkında yayınlanan ilk detaylı çalışma olmaktadır.

SUMMARY

The OPEC oil crisis of 1974 resulted in a dramatic gasoline shortage all over the world. Since then the automobile industry concentrated his researches to fuel-economy. Much researches have been done by all the automobile companies to reduce the weight of cars. More attention was paid on steel parts because until 1985 60% of the weight of an automobile is expected to be steel.

For many decades most of the steels used in automobiles have been plain-carbon steels, either cold-rolled to thickness up to 2 mm or hot-rolled to the thicker gauges. If higher strength steel is used, the gauge of sheet used for many components can be reduced. The high-strength steels considered by automobile manufacturers are microalloyed, controlled-rolled, High Strength Low Alloy (HSLA) steels.

Like plain-carbon steels, HSLA steels contain less than 0,15% carbon. In addition, they typically contain about 1,0% Manganese, less than 0,60% Silicon and 0,1% carbide forming microalloying elements such as Titanium, Vanadium and/or Niobium. These steels consist of mainly, pearlite and ferrite in the microstructure. High strength is gained in these steels by grain refinement, substitutional strengthening and/or precipitation strengthening.

Although HSLA steels have an excellent balance of mechanical properties, their formability or ductility is not enough for the manufacture of many press formed components for various automotive applications. This problem was resolved in the mid-1970's by the development of Dual Phase Steels.

Dual Phase Steels are a new class of HSLA steels characterized by a microstructure consisting of a dispersion of about 20% of hard martensite particles in a soft ductile ferrite matrix. The term "Dual Phase" refers to the presence of essentially two phases, ferrite and martensite, in the microstructure, although small amounts of pearlite and retained austenite may also be present.

Dual phase steels are produced by either of two methods: (i) Hot-Rolling, (ii) Cold-Rolling. Steels thicker than 2 mm are produced by the first method and thinner ones by the second.

In hot rolling method properly alloyed steels are used. The rolling schedule is chosen in such a way that final rolling temperature falls to intercritical, between A_{c1} and A_{c3} , temperatures. Cooling rate permits ferrite formation on the way between hot rolling and coiling. Martensite forms during the coiling.

In cold-rolling method cold rolled steels are annealed between A_{r1} and A_{r3} temperatures. The steel obtains "Austenite Ferrite" microstructure. Then the steel is cooled according to its hardenability so that some fraction of austenite transforms to martensite. These steels are called Cold-Rolled Dual Phase Steels or Dual Phase Steels.

Intercritical heat treatment is applied to the cold rolled steels in two ways: Batch annealing and continuous annealing. The steels which have more than 2.5% Mn are intercritically batch annealed. Then they are slowly cooled to room temperature. They gain dual phase structure at this slow cooling rate because of their high hardenability.

The steels which are less alloyed are heat treated at continuous annealing lines. They are heated to intercritical temperatures with a speed of 15 °C/second and then annealed about a minute. After annealing they are cooled. Cooling rate is chosen

according to the alloying elements of the steel. The critical cooling rate required for the formation of the dual phase microstructure changes linearly with the manganese equivalent of the steel. Alloyed steels are cooled by pressure-air and unalloyed steels are water quenched. Slower cooling rates produce better strength-ductility combinations. Higher cooling rates induce a larger number of lattice defects and residual stresses into the matrix and reduce ductility. However ductility can be improved in these steels by tempering.

Both hot-rolled and cold-rolled dual phase steels have the following features:

- (1) Absence of yield point elongation.
- (2) Low yield and high tensile strength.
- (3) High ductility and high work hardening rate.
- (4) Good elongation despite the high strength.
- (5) Non-aging at room temperature.
- (6) Large bake hardenability.

Most of the publications were about alloyed either cold or hot-rolled dual phase steels. Although unalloyed dual phase steels are commercially produced very few data have been published. So unalloyed dual phase steels were chosen, the subject of this research.

The aim of the present investigation is to gain an understanding of the water quenching temperature and tempering factors, and carbon percentage of the steel which control mechanical and electrical resistance spot welding properties of unalloyed dual phase steels. To do this tensile, shear-tensile and U-tensile tests have been done for low carbon unalloyed steels which have been subject to a variety of thermal heat treatments.

The steels used in this study contain 0,055-0,135% carbon and about 0,35% manganese. One of them was killed steel and others were rimmed steels. The thickness of the steels were about 1 mm. The specimens were prepared before the heat treatments.

All heat treatments with the exception of 200°C and 250°C tempering were carried out in neutral salt pots. Low temperature temperings have been done in an oil bath. All the quenched specimens were held for a minute at the annealing temperature. The annealing temperatures varied between 740°C and 920°C. Then the specimens were brine quenched. Tempering temperatures varied between 200°C and 500°C, and the tempering period 15-180 seconds. Tempered specimens were cooled in still air.

The welder employed for the experiments was a 49 Kva rated, electronic time controlled, pneumatic spot welding machine. The welding current was determined by a secondary amperemeter. The copper electrodes had 4.30 mm tip diameters. Squeeze and hold times were kept constant for all welds. Current, current time and electrode forces were the factors which varied one at a time.

All the tension tests were carried in an Universal Instron machine at room temperature at a cross-head speed of 10 mm/minute.

The following results are obtained from the experiments:

- 1- Water quenched dual phase steels must be produced from killed steels.
- 2- Quenching temperature of unalloyed dual phase steels has to be strictly controlled in order to have maximum 20% martensite volume fraction.
- 3- As the volume fraction of martensite increases, tensile and yield strength of the dual phase steel increase but total and uniform elongation decrease.
- 4- As the carbon content of martensite increases, strength of the dual phase steel increases and ductility decreases.

- 5- Increasing carbon content of steels permits to produce dual phase steels with higher strength but low ductility.
- 6- A tempering period of 60-90 seconds is sufficient for 1 mm thick, water quenched dual phase steels.
- 7- Tempering temperature of water quenched dual phase steels can vary between 200°C and 300°C. Tempering temperature can be raised up to 400°C to gain extra ductility.
- 8- In water quenched dual phase steels deep drawability is low.
- 9- Recommended practices for carbon steels can be utilized in spot welding of water quenched unalloyed dual phase steels, of the same chemical composition and gauge, as below:
 - (a) Electrode body and face diameter, and electrode force can be applied without a change.
 - (b) Welding current is applied either with a small amount of reduction or as recommended.
 - (c) Weld time must be kept at its minimum value to give higher tensile strength.
- 10- In spot welding of tempered unalloyed dual phase steels ductility ratio of welds are about twice the lower ductility ratio limit of ductile welds, so a post-welding heat treatment is not needed.
- 11- The relation between spot weld properties and ultimate tensile strength of steels is similar for precipitation hardening HSLA steels and quench hardened mild steels.

SEMBOLLER

- b : Akım yolunun çizdiği elipsoidin maksimum çapı, (mm)
 C_A : Martensit akma mukavemetinin ferrit akma mukavemetine olan oranı
 C_E : Karbon eşdeğeri
 C_m : Martensitteki karbon oranı
 D : Ortalama tane boyutu, (mm)
 d : Elektrod çapı, (mm)
 D_ϕ : Çekirdek çapı, (mm)
 F : Fıskırma
 F_ϕ : Çekirdek çekme-makaslama kuvveti, (Newton)
 f_ϕ : Çekirdek kayma mukavemeti, (MPa)
HSLA : Yüksek mukavemetli az alaşımlı
 I : Akım şiddeti, (Amper)
 L : Deney çizgi uzunluğu, (mm)
 L_m : Martensit tanesine isabet eden deney çizgisi uzunluğu, (mm)
MHO : Martensit hacim oranı
MnE : Mangan eşdeğeri
 N : Ferrit tane sınırlarının sayısı
 n : Deformasyon sertleşmesi üssü
 Q : Isı, (Joule)

- R : Direnç, (ohm)
 R : Çekilebilirlik oranı
 R_m : İş parçasının direnci, (ohm)
 R_t : Toplam direnç, (ohm)
 R_0 : Hadde yönündeki çekilebilirlik oranı
 R_{45} : Hadde yönüne 45° eğimli doğrultudaki çekilebilirlik oranı
 R_{90} : Hadde yönüne dik doğrultudaki çekilebilirlik oranı
 $\bar{R}$: Ortalama çekilebilirlik oranı
 S : Kaynak kaabiliyeti faktörü
 s : İş parçası kalınlığı, (mm)
 t : Çekme deney numunesinin kalınlığı, (mm)
 t_0 : Çekme deney numunesinin ilk kalınlığı, (mm)
 T_e : Ergime sıcaklığı, ($^\circ\text{C}$)
 U_T : Toplam uzama
 $U_{T,\alpha}$: Ferritin toplam uzaması
 U_u : Uniform uzama
 $U_{u,\alpha}$: Ferritin uniform uzaması
 v_m : Martensit hacim oran yüzdesi
 VSD : Vickers sertlik değeri, (Kg/mm^2)
 W : Çekme deney numunesinin genişliği, (mm)
 W_0 : Çekme deney numunesinin ilk genişliği, (mm)

- α : Ferrit
 α_E : Elektrik iletkenliği, (m/ Ω mm²)
 γ : Ostenit
 λ : Isı iletkenliği, (Cal/cm.s.^{°C})
 ρ : Özgöl direnç, ($\mu\Omega$.cm)
 σ : Gerilme, (MPa)
 σ_A : Akma gerilmesi, (MPa)
 $\sigma_{A,m}$: Martensitin akma gerilmesi, (MPa)
 $\sigma_{A,\alpha}$: Ferritin akma gerilmesi, (MPa)
 σ_c : Çekme gerilmesi, (MPa)
 $\sigma_{c,\alpha}$: Ferritin çekme gerilmesi, (MPa)

1. GİRİŞ VE AMAÇ

OPEC^x üyelerinin 1974 yılından itibaren petrol ürünlerine sürekli zam yapmaları dünyada büyük bir enerji dar boğazı meydana getirmiştir. Bu krizden çok fazla etkilenen otomotiv endüstrisi, taşıtlarda yakıt tasarrufunu gerçekleştirecek bir seri tedbirler almıştır: Motor yakıt verimini arttırma çalışmalarının yanı sıra en önemli tedbir olarak taşıt ağırlığını azaltma yoluna gidilmiştir.

Ağırlıktan tasarruf için taşıtlarda kullanılan plâstik ve alüminyum ağırlığı her geçen gün biraz daha artsa da, bunların kullanımı teknik, ekonomik ve emniyet açısından sınırlıdır. Gelecek 5 yıl içerisinde üretilecek taşıtların ağırlık olarak %60'ını yine çelik aksam teşkil edecektir. Kullanılacak çeliğin %65 kadarı da yassı ürünler olacaktır(1).

Halen kullanılan çelik saçların büyük kısmı SAE 1010 veya benzer kalitede olup, kolaylıkla şekillendirilebilmekte ve kaynak edilebilmektedir. Bu saçların yerini alması için HSLA (Yüksek Mukavemetli Az Alaşımlı) çelik türleri geliştirilmiştir. Bunlar kontrollü haddelenmiş, çok küçük taneli ve az alaşımlı düşük karbonlu çeliklerdir. Alaşım elementleri, katı çözelti ve/veya karbür ve nitrokarbür çökmesi yaparak çeliği kuvvetlendirir. HSLA çeliklerinde mukavemet artışı ile süneklik (ve dolayısıyla şekillendirilme) kaybı büyük olduğu için dual fazlı çelikler üretilmiştir.

Dual fazlı çelikler esas olarak ferrit ve martensitten ibaret mikroyapıya sahip, az alaşımlı veya alaşımsız düşük karbonlu çeliklerdir. Çeliğe genel olarak A1-A3 kritik sıcaklıklar arasından, çelik sertleşme kabiliyetine göre uygun bir hızda su verilerek dual faz mikroyapısı elde edilir.

Bugüne kadar yapılan yayınların çoğu az ala-

x Organization of Petroleum Export Countries
(Petrol İhraç Eden Ülkeler Teşkilatı)

şımlı dual fazlı çelikler hakkında olduğu için bu tezde alaşımsız dual fazlı çelikler incelenmiştir. Düşük karbonlu, alaşımsız çeliklere kritik sıcaklıklar arasındaki muhtelif sıcaklıklarda tavlama yapılmış ve daha sonra tuzlu ve buzlu suda su verilmiştir. Dual fazlı çeliklere su verme işleminden sonra 200-500°C arasında 15-300 saniye süreli temperleme yapılmıştır. Farklı su verme ve temperleme şartlarının mekanik özellikler üzerindeki tesirleri çekme deneyi yapılarak dual fazlı çelik özelliklerinin daha iyi anlaşılmasına çalışılmıştır. Ayrıca otomotiv endüstrisinde, sac birleştirmeleri için elektrik direnç nokta kaynağı çok yaygın olarak kullanıldığından dual fazlı çeliklerin nokta kaynağı özelliklerinin tesbiti için araştırma yapılmıştır.

Yapılan bütün çalışmaların amacı alaşımsız dual fazlı çeliklerin mekanik ve nokta kaynak özellikleri hakkındaki bilgilerin genişletilmesi olmaktadır. Ayrıca deneysel çalışmalar endüstriyel uygulama için bir ön çalışma mahiyetinde olabilmesi için endüstriyel üretim şartları göz önünde tutularak planlanmıştır.

2. KONUNUN TEORİK İNCELENMESİ

2.1. Dual Fazlı Çelik Türleri

"Dual faz" lügatde, "iki faz" anlamına gelmektedir. Dual fazlı çeliklerin ana prensibi, bir fazın avantajından faydalanırken, bu fazın menfi özelliklerinin diğer faz yardımıyla kontrol altında tutmaktır. Fazlardan biri sert olup çeliğe mukavemet artışı sağlarken, diğeri yumuşak faz olup çeliğe süneklik sağlar. Bu tür çelikler bir nevi kompozit malzeme gibi düşünülebilir. Değişik kimyasal bileşimde ve fazları farklı olan dual fazlı çelikler üretmek mümkündür. Dual fazlı çelik türleri Tablo 2.1'de özetlenmiştir(2).

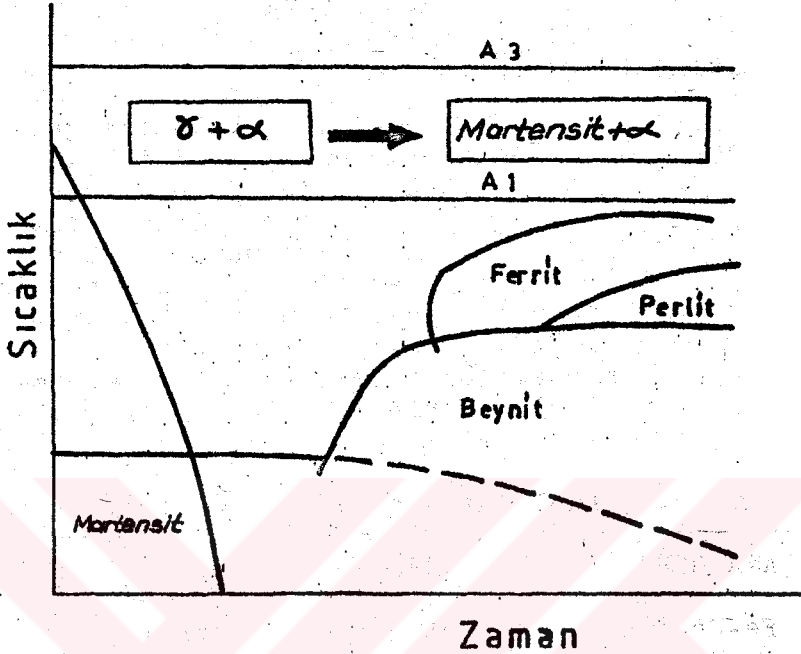
Tablo: 2.1. Dual fazlı çelik türleri(2).

ANA GURUBU	SÜNEK FAZ	SERT FAZ
Fe-Cr-Ni	Ostenit	Ferrit
Fe-Ni-C	Ostenit	Martensit
Fe-C	Ferrit	Martensit

"Ferrit-Martensit" dual fazlı çelikleri ağırlık olarak, %0,05-0,15 C, %0,2-2,0 Mn, %1,5 max. Si ihtiva ederler, ve ayrıca bu çeliklerde Cr, Mo, V ve Ti mikroalaşım elementi olarak bulunabilir. Orta karbonlu, kromlu ve nikelli çeliklerde temper gevrekliğini azaltmak gayesiyle "Ferrit-Martensit" mikroyapısı üretilmiştir(3-5). Ancak dual fazlı çelik denince düşük karbonlu, "Ferrit-Martensit" mikroyapısına sahip çelik türü anlaşılır. Bu tez içersinde kullanılmış olan dual fazlı çelik tabiri sadece bu çelik türünü ifade etmektedir.

2.2. Dual Fazlı Çelik Üretim Usulleri

Çeliklerde dual faz mikroyapısı, genellikle, Şekil 2.1'de şematik olarak gösterildiği gibi, A₁-A₃ kritik sıcaklıklar arasına ısıtılmayı müteakib, çeliğin sertleşme kabiliyetine bağlı olarak, uygun bir



Şekil: 2.1. Dual faz mikroyapısının elde edililişinin şematik izahı.

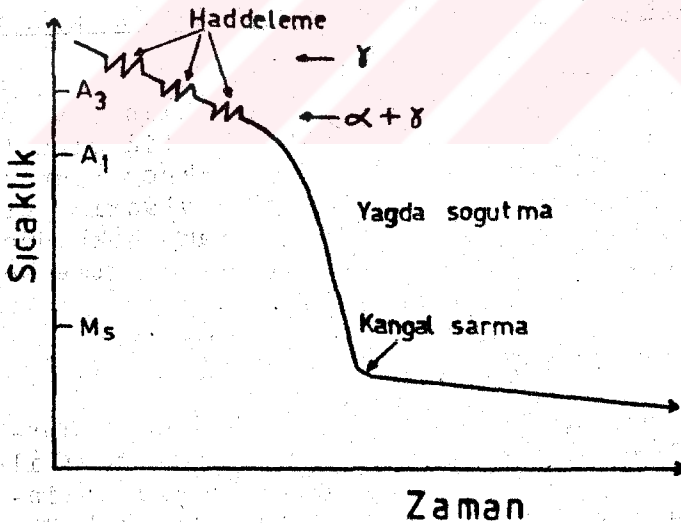
hızda soğutulmasıyla elde edilir. Kritik sıcaklıklar arasında teşekkül eden ostenitin, perlit veya beynite dönüşmeden, martensit yapısının ortaya çıkmasına imkân verecek şekilde soğutma hızı seçilir. Martensit dönüşümü olurken de ostenitin bir kısmı kalıntı ostenit olarak dönüşmeden kalır(6.7). Elde edilen mikroyapıda ostenit, martensit ve ferrit bulunur. Ostenit ve martensit ikinci faz olarak kabul edilip martensit fazı diye adlandırılmaktadır(7). Böylece dual fazlı çelik mikroyapısının ferrit ve martensitten ibaret olduğu kabul edilmektedir.

Dual fazlı çelik üretiminde, bilhassa sac kalınlığına göre iki farklı metot uygulanır: (i) Sıcak, (ii) Soğuk haddeleme usulü. kalınlığı 2 mm'den daha fazla olan sacların sıcak haddelenmesi kritik sıcaklıklar arasında bitirilir ve bu sıcaklıktan itibaren uygun bir hızda soğutma yapılarak dual faz mikro-

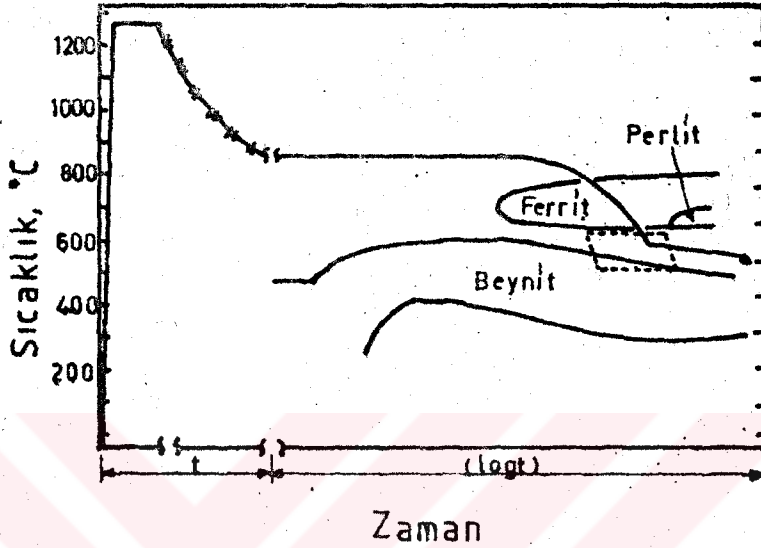
yapısı elde edilir. Bu çeliklere Sıcak Haddelenmiş Dual Faz Çelikleri (Hot Rolled Dual Phase Steels) veya Haddelenmiş Dual Faz Çelikleri (As-Rolled Dual Phase Steels) denir. Daha ince saçlar ise soğuk haddelenip, istenilen kalınlığa getirildikten sonra kritik sıcaklıklar arasına ısıtılır ve su verilerek dual faz yapısı kazandırılır. Bunlara Dual Fazlı Çelikler (Dual-Phase Steels) veya Soğuk Haddelenmiş Dual Fazlı Çelikler (Cold Rolled Dual Phase Steels) denir.

2.2.1. Sıcak Haddelenmiş Dual Fazlı Çeliklerin Üretim Usulleri

Bu tür çeliklerin üretim usulleri başlıca iki tanedir: (i) Nippon çelik firmasında geliştirilen Dual Faz Haddeme Prosesi(8), ve (ii) Molybdenum firmasının geliştirdiği Sıcak Kangal Sarma Metodu(9). Bu iki metodun uygulanışı şematik olarak Şekil 2.2 ve 2.3'de gösterilmiştir. Her iki metotta da ısıtım işlemi sürekli tavlama hattında yapılmaktadır. Sıcak Kangal Sarma Metodu yaygın olarak tatbik edilmektedir.



Şekil: 2.2. Dual Faz Haddeme Prosesinin tarifi(8).



Şekil: 2.3. Sıcak Kangal Metodunun Uygulanışı(9).

2.2.2. Soğuk Haddelenmiş Dual Fazlı Çeliklerin Üretim Usulleri

Soğuk haddeleme ile istenilen kalınlığa indirilen saçlara Şekil 2.1'de gösterilen kritik sıcaklıklar arası bir ısıtma işlemi ile dual faz mikroyapısı kazandırılır. Uygulanan ısıtma işlemleri tavlama çeliğinin soğutma hızına göre üç sınıfa ayırmak mümkündür: (i) Çok yavaş, (ii) yavaş ve (iii) hızlı soğutma metodu.

2.2.2.1. Çok Yavaş Soğutma Metodu

Minimum %2,5 mangan ihtiva eden düşük karbonlu çelik soğuk haddelendikten sonra kutu tavlama ile kritik sıcaklıklar arasına ısıtılır. Kangal halindeki çelik uzun süre sabit sıcaklıkta tutularak "Ostenit-Ferrit" mikroyapısı elde edilir. Daha sonra fırından çıkartılan çelik 20°C/saat gibi çok yavaş bir hızla soğutulur. Mangan çeliğinin sertleşme kabiliyetini çok arttırdığı için bu hızda dahi dual faz mikro-

yapısı elde edilmektedir(10). Ancak mikroyapıda hemen hemen hiç kalıntı ostenit bulunmamakta, bunun yerine az miktarda ince perlit bulunmaktadır(11).

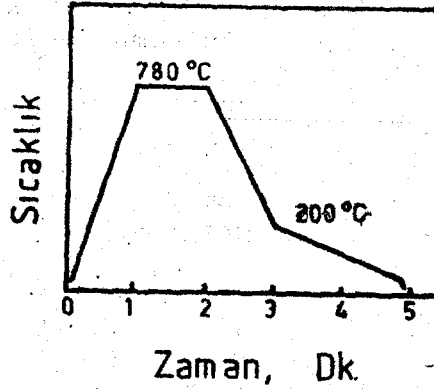
2.2.2.2. Yavaş Soğutma Metodu

En fazla tatbik edilen metoddur. Çelik fabrikalarında mevcut olan paslanmaz çelik veya galvaniz hatlarından faydalanılarak sürekli halde kritik sıcaklıklar arası ısıtım işlem yapılmaktadır. Böylece hem kitle halinde, hem de ekonomik olarak dual fazlı çelik üretimi mümkün olmaktadır. Nippon çelik fabrikasındaki sürekli tavlama hattında yavaş soğutma metodu ile dual fazlı çelik üretimi için yapılan tipik bir ısıtım işlemi Şekil 2.4'de gösterilmiştir(12). Soğuk hadde-lenen çelik 150°C/sn hızla kritik sıcaklıklar arasına ısıtılır ve bu sıcaklıkta 60 saniye tutulduktan sonra 10-20°C/sn. hızla soğutulur ve 200°C'nin altında kargal sarılır. Soğutma Gaz-Jet soğutma sistemiyle yapılmaktadır(12).

Yavaş soğutma ile dual faz mikroyapısı kazandırılan çeliklerin kimyasal bileşim sınırları Tablo 2.2'de verilmiştir. Bazı çelik firmaları, çeliğin enklüzyon şeklini kontrol altına almak için de alaşım elementleri katmaktadır. Kritik sıcaklıklar arasında teşekkül eden ostenitin sertleşme kabiliyeti yüksek olduğu için yavaş soğutma hızında (10°C/sn) da dual faz mikroyapısı elde edilmektedir. Bu çeliklerin sünekliği yeteri kadar yüksek olduğundan sünekliğin artırılması için bir temperleme işlemi gerekmemektedir.

Tablo: 2.2. Yavaş Soğutma Metodu ile Üretilen Dual Fazlı Çeliklerin Kimyasal Bileşimi.

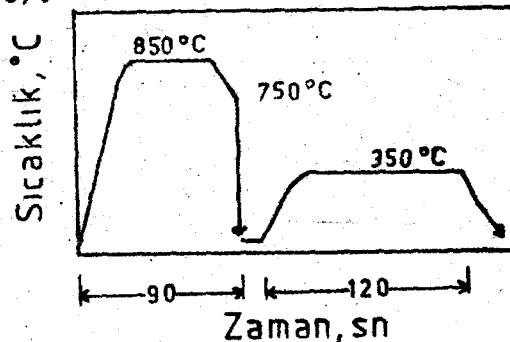
% AĞIRLIK						
C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Al
0,05-0,15	0,9-2,0	0,5-1,5	0-0,5	0-0,1	0-0,2	0,04



Şekil: 2.4. Kontinü tavlama hattında HSLA çeliğinden dual fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtma işlemi(12).

2.2.3. Hızlı Soğutma Metodu

Alaşımlı çeliklerin yanı sıra, alaşımsız düşük karbonlu çeliklerde de dual faz mikroyapısı elde etmek mümkündür. Bu çelikler %0,05-0,15 karbon ile %0,3-0,6 mangan ihtiva ederler(13). Isıl işlem kontinü tavlama hattında yapılır. Hızlı soğutma metodu soğuk haddelenmiş çeliğin kritik sıcaklıklar arasına ısıtılma hızı ve bu sıcaklıkta tutma süresi yavaş soğutma metodundaki değerlere yakındır. Ancak teşekkül eden ostenitin sertleşme kabiliyeti düşük olduğu için soğutma hızı yüksektir, $1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'den daha büyük olmaktadır(14). Su verme işleminden sonra dual fazlı çelikte sünekliliğin artırılması için 500°C 'nin altında kısa süreli temperleme yapılır(15). Şekil 2.5'de hızlı soğutma metodunun uygulanışı gösterilmiştir(16).



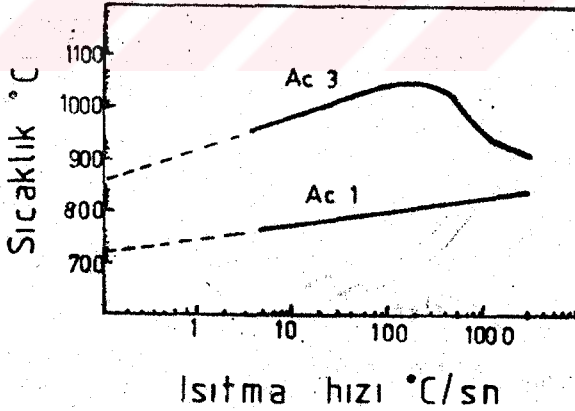
Şekil: 2.5. Hızlı soğutma metodunda dual fazlı çelik üretimi için uygulanan ısıtma işlemi(16).

2.3. Dual Fazlı Çeliklerin Isıl İşlemi ve Isıl İşlem Sırasında Mikroyapıdaki Değişimler

Bir önceki bölümde sıcak ve soğuk haddelenmiş çeliklere dual faz mikroyapısını kazandıran metodlar tarif edilmiştir. Bu bölümde ise sadece soğuk haddelenmiş çeliklere uygulanan kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem ve bu meydana mikroyapıda meydana gelen değişimler üzerinde durulacaktır. Konunun daha açık izah edilebilmesi için kritik sıcaklıklar arası ısıtma işlem, ısıtma, sabit sıcaklıkta tutma ve soğutma diye 3 kademede ele alınacaktır.

2.3.1. Isıtma Kademesi

Soğuk şekil verilmiş çelikde kritik sıcaklıklar arasına ısıtılma hızının A_{c1} dönüşüm sıcaklığı üzerinde tesiri vardır. Isıtma hızı arttıkça Şekil 2.6 da görüldüğü gibi A_{c1} yükselmektedir(17). A_{c1} sıcaklığı ostenit teşekkülünün başlama sıcaklığıdır. Ostenit çekirdeklerinin teşekkülü zamana bağlı bir dönüşüm olduğu için ısıtma hızının artışı dönüşüme tesir etmekte ve dönüşüm başlangıç sıcaklığını yükseltmektedir.



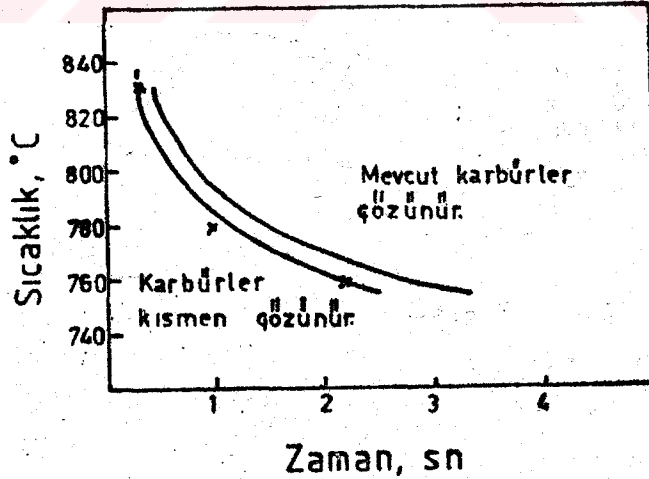
Şekil: 2.6. Isıtma hızının dönüşüm sıcaklıkları üzerine tesiri(17).

Isıtma kademesinde ferritte yeniden kristalleşme vukuu bulur. Soğuk şekil verilmiş, yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip ferrit iç gerilmeleri yok olmuş, dislokasyon yoğunluğu çok az olan ferrite dönüşür.

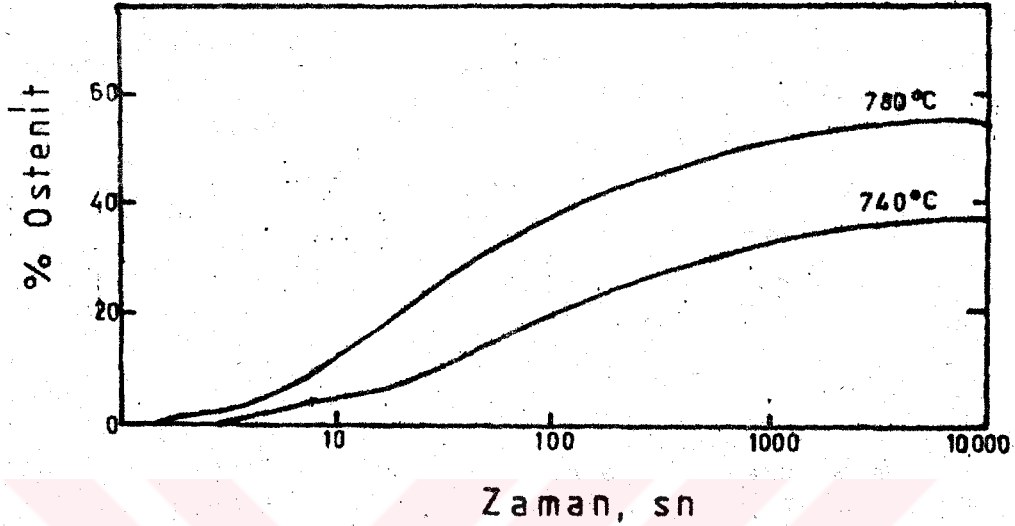
Sıcaklığın yeteri kadar yükselmesinden sonra perlit-ferrit ve perlit-perlit ara yüzeyinde ostenit çekirdek teşekkülü başlar(18).

2.3.2. Kritik Sıcaklıklar Arasında Tutma Kademesi

Teşekkül eden ostenit çekirdekleri zamanla perlitin aleyhine büyürler. Ostenitin büyümesi ostenitin içersinde karbon yayınması ile olmaktadır. Sıcaklık derecesi yayınma hızını arttıracak için sıcaklık A_{C3} 'e yaklaştıkça dönüşüm hızlanır ve A_{C1} 'e yaklaştıkça perlitin ostenite dönüşümü yavaşlar. Düşük karbonlu alaşımsız çeliklerde sıcaklığa bağlı olarak sementit çözünme süresinin değişimi Şekil 2.7'de gösterilmiştir(19). Şekil 2.8'de ise alaşımlı çelikte kritik sıcaklıklar arasında ostenit teşekkül süresinin sıcaklığa göre değişimi gösterilmiştir(20). Karbon çeliklerinde perlitin ostenite dönüşmesi alaşımlı çeliklerden daha hızlı olmaktadır. Soğuk şekil verilmiş çeliklerde perlit en fazla 15 saniye iç-



Şekil: 2.7. Tavlama sıcaklığı ve süresinin karbür çözünmesi üzerine tesirleri(19).



Şekil: 2.8. Kritik sıcaklıklar arasında alaşımlı çeliklerdeki ostenit teşekkülü(20).

sinde ostenite dönüşür(20). Teşekkül eden ostenit daha sonra dengeli olarak büyüme gösterir. Bu safha oldukça yavaş gerçekleşir. Zira yayınma hızı karbondan daha düşük olan manganın ferrit içersinde yayınması bu safhaya tesir etmektedir(20).

Aynı karbon oranındaki çeliklerden mangan oranı yüksek olanı Fe-Fe₃C denge diyagramında bazı farklılıklar vardır. Bu çelikte ötektoid noktasının sola doğru kaymasının yanı sıra ferrit içersinde çözünen karbon miktarı az olur. Bu sebeple alaşımlı çelik sabit bir sıcaklıkta, aynı karbon oranındaki alaşımsız çelik ile beraber eşit sürede tavlendiğinde elde edilen ostenit oranı alaşımlı çelikte daha fazla olur. Ayrıca alaşımlı çelikte ferrit içersinde çözünen karbon miktarı daha düşüktür.

Tavlama sıcaklık derecesine bağlı olarak, ostenit hacim oranı ve ostenitteki karbon miktarı değişir. Sıcaklık A_{C3}'e yaklaştıkça ostenit hacim oranı artar ve ostenitteki karbon oranı düşer. Sıcaklık A_{C1}'e yaklaştıkça tersi olur. Ostenitin karbon oranı arttıkça sert-

leşme kabiliyeti yükselir. Teşekkül eden ostenit taneleri ferrit taneleri üzerinde iğneleme tesiri (pinn-ing effect) yaparak onların büyümelerine engel olur(21). Ayrıca sıcaklık derecesi yükseldikçe ferrit içerisinde çözünen karbon miktarı azalır.

2.3.3. Soğutma Kademesi

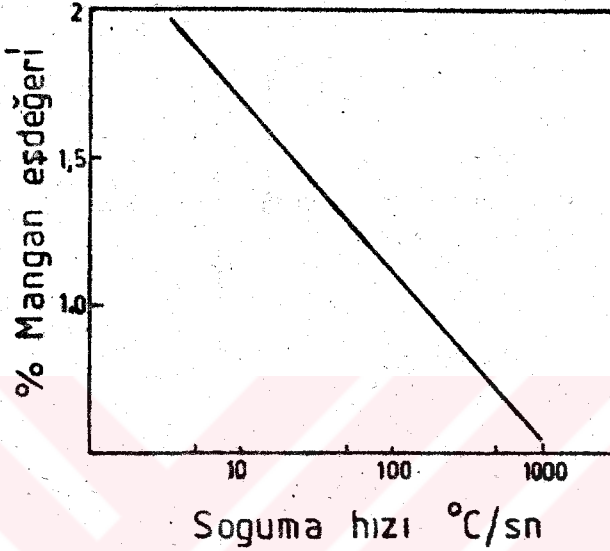
Şekil 2.1'de görüldüğü gibi ostenit tanelerinin martensite dönüşmesi, yani dual faz mikroyapısının elde edilmesi için bir kritik soğuma hızı vardır. Gerçi, ostenitin karbon oranı arttıkça kritik hızda bir düşme olsa dahi, bunun tesiri azdır. Kritik hıza esas olarak tesir eden, çelikteki alaşım elementleridir. Kritik soğuma hızıyla çeliğin mangan eşdeğeri " Mn_E " arasında bir bağıntı olduğu deneysel çalışmaların sonucunda bulunmuştur(14). Mangan eşdeğerine çelikteki krom ve molibdenin tesiri vardır(14):

$$\text{Log. [Soğutma hızı (}^{\circ}\text{C/sn)]} = -1,73 \%Mn_E + 3,95 \quad (2.1)$$

$$\%Mn_E = \%Mn + 2,67 \%Mo + 1,3 \%Cr \quad (2.2)$$

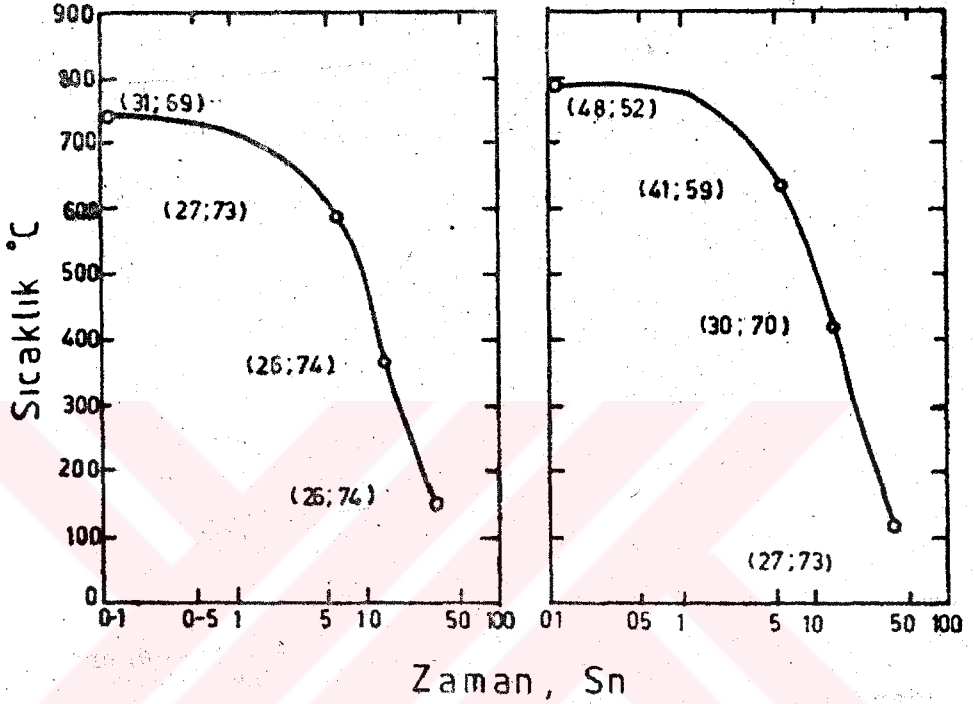
Mangan eşdeğerine bağlı olarak kritik soğuma hızının lineer olarak değiştiği Şekil 2.9'da gösterilmiştir(14). Doğrunun solunda kalan bölge perlitik ve sağında kalan bölge ise dual faz mikroyapısına aittir. Soğuma hızına bağlı olarak soğuma sırasında ostenitte farklı dönüşümler meydana gelir. Soğuma çok hızlı ise ostenitin hemen hepsi martensite dönüşür ve mikroyapıda %2 kadar kalıntı ostenit bulunur(20). Soğuma yavaş ise ostenitten hem ferrit, hem de martensit teşekkül eder(14). Yavaş soğuyan dual fazlı çeliklerde kalıntı ostenit miktarı %9'a kadar çıkabilir(6,8). Bu kalıntı ostenit mikroyapıda iki şekilde yer alır: 1 μ 'dan daha küçük taneler halinde ostenit içerisinde ve 2 μ 'dan daha büyük taneler halinde ferrit tane sınırlarında bulunur. Bu kalıntı ostenit taneleri düşük sıcaklıklara yapılan soğutma ile martensite dönüşmezler(8).

Öström ve arkadaşları alaşımlı çelik numunelere farklı sıcaklıklarda tavlama yaparak farklı ostenit hacim oranı elde ettikten sonra numuneleri basınçlı hava ile soğutmuşlardır(22). Soğuma sırasında farklı sıcaklıklarda bazı numunelere su vererek o sıcaklığa



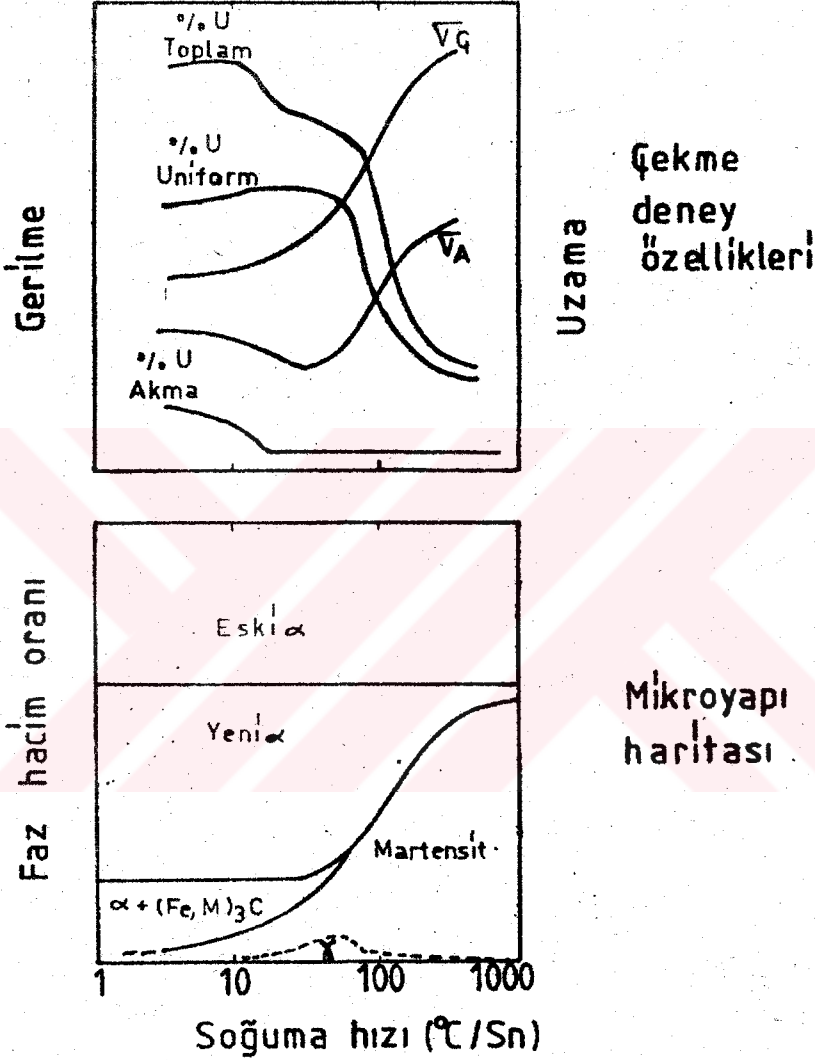
Şekil: 2.9. Dual fazlı çeliklerde mangan eşdeğerinin kritik soğuma hızı üzerindeki tesirleri(14)

kadar olan dönüşümleri metalografik olarak tesbit etmişlerdir. Deney sonuçları Şekil 2.10'da gösterilmiştir. Deney şaşırtıcı bir sonuç vermektedir: Yavaş soğutmada başlangıç mikroyapıları farklı olmasına rağmen nihayi mikroyapılar birbirine çok yakın olmaktadır. Bu ise tavlama ısı işleminde kolaylık sağlayacağı için bir avantaj olmaktadır. Yavaş soğuma sonunda elde edilen mikroyapıyı Lawson ve arkadaşları görüntülemişlerdir(23). Ostenitin tane sınırlarında, soğuma sırasında ferrit teşekkül etmektedir. Lawson daha önceden var olan ferrite "eski ferrit", teşekkül edene ise "yeni ferrit" adını vermiştir. Yeni ferrit miktarı arttıkça ostenitin hacim oranı azalır ve karbon oranı yükselir. M_s sıcaklığına varıldıktan sonra mevcut ostenit martensite dönüşür. Matlock ve arkadaşları soğuma hızına bağlı olarak mikroyapıdaki dönüşümleri gösteren mikroyapı haritaları çizmişlerdir. Ayrıca mikroyapının çekme deneyine tesirlerini belirtmek için çekme deney özelliklerini de ilâve etmişlerdir. Böyle bir harita şematik olarak Şekil 2.11'de



Şekil: 2.10. Farklı sıcaklıklardan basınçlı hava ile soğutulan SAE 980X çeliğinin soğuma eğrileri. Parantez içindeki rakamlar sıra ile martensit (ve ostenit) ve ferrit hacim oranını göstermektedir(22).

gösterilmiştir(24). Soğuma hızı karbon yayınmasına tesir ettiği için Şekil 2.11'de görüldüğü gibi farklı mikroyapılar teşekkül etmektedir. Hızlı soğutmada ostenitten karbon yayınması için yeterli süre kalmadığından ostenitin hemen hepsi martensite dönüşürken çok az miktarda yeni ferrit teşekkül eder. Martensitin karbon oranı su verme sıcaklığındaki ostenitin karbon oranına çok yakın olur. Dual fazlı çeliklerde nihai mikroyapıya bağlı olarak mukavemet ve süneklik değişir. Yavaş soğutulan dual fazlı çelikler daha az mukavim fakat çok sünek olurken hızlı soğutulanlarda mukavemet yüksek, süneklik çok düşük olmaktadır.

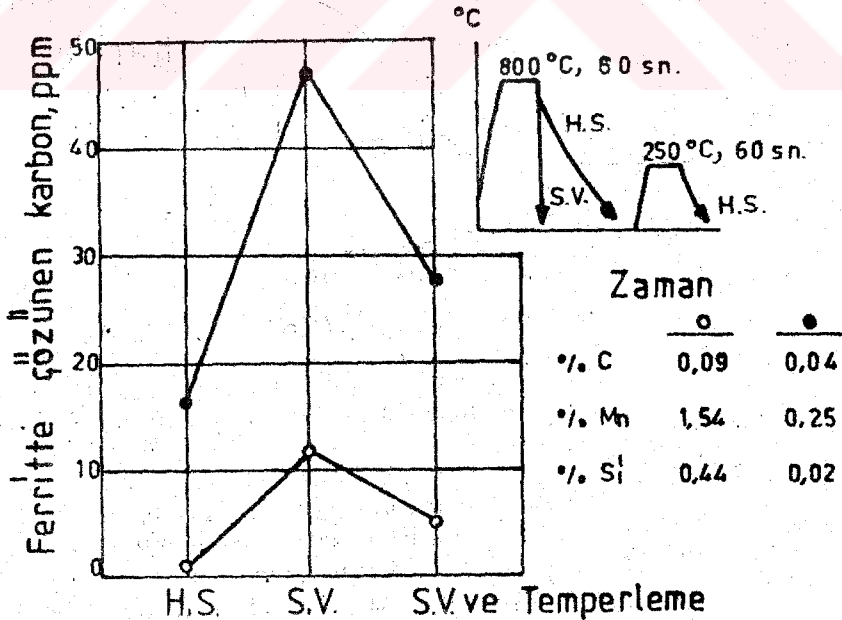


Şekil: 2.11. Dual fazlı çeliklerde soğuma hızının mikroyapıya ve çekme deney sonuçlarına tesiri(24),

Teşekkül eden martensit ostenitin karbon oranına bağlı olarak ya ikizlenmiş martensit veya LATH martensit olmaktadır. Martensit teşekkülü sırasında %2-4 hacımsal artış olacağı için(25) martensitin çevresindeki ferritte artık gerilmeler ve yüksek bir mobil dislokasyon yoğunluğu meydana gelir(26,27). Yavaş soğutulan dual fazlı

çeliklerde ferritin martensite komşu kısımlarında mobil dislokasyonlar oluşmaktadır. Buna karşılık ferritin diğer kısımlarında dislokasyonlar çok azdır. Hızlı soğutulanlarda ise ferritin hem martensit çevresinde dislokasyonlar meydana gelmekte, hem de su verme gerilmeleri sebebiyle, diğer kısımlarında da dislokasyonlar teşekkül etmektedir(8).

Soğuma hızı nihai mikroyapıdaki ferritin karbon oranına da tesir eder. Silisyum yavaş soğuma sırasında karbonun ostenite difuzyonunu sağlar(28). Ayrıca yavaş soğumada ferrit içersinde ince taneler halinde sementit çökmesi olabilir(29) ve ferritin karbon oranı düşer. Hızlı soğutmada ise karbon yayınması için yeterli süre olmadığından ferritin karbon oranı su verme sırasında değişmez, aynı kalır. Alaşımli çelikler kritik sıcaklıklar arasında ısıtıldığında ferritte çözünen karbon miktarı az olduğu için soğutma hızının tesiri az olur. Alaşimsız çeliklerde ise ferritin karbon oranı yüksek olduğundan soğuma hızının tesiri daha fazladır. Alaşımli ve alaşimsız çeliklerde soğutma hızının ferritte çözünen karbon oranı üzerindeki tesirini Furukuwa iç sürtünme deneyi ile açıklamıştır(30). Deney sonuçları Şekil 2.12'de gösterilmiştir.



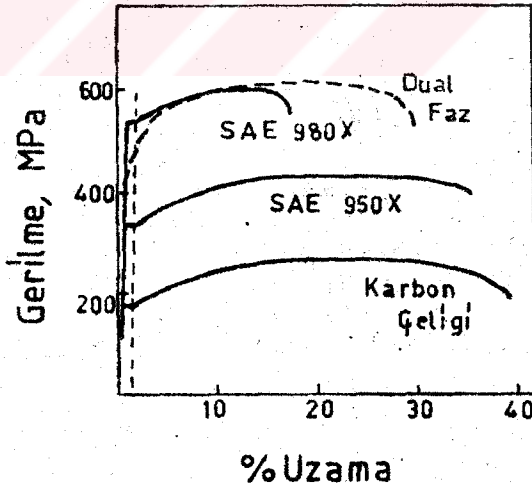
Şekil: 2.12. Soğuma hızının ve temperlemenin ferritte çözünen karbon oranına tesiri(30).
H.S. : Havada Soğutma, S.V. : Su verme.

2.4. Dual Fazlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Bir önceki bölümde dual faz mikroyapısının çelik özelliklerini tayin ettiğini görmüştük. Bu bölümde ise dual fazlı çeliklerin mikroyapısında bulunan martensit, ferrit ve kalıntı ostenitin tesirleri tek tek incelendikten sonra bu çeliklerin genel özellikleri tanıtılacaktır.

2.4.1. Martensitin Özelliklere Tesiri

Şekil 2.13'de bir düşük karbonlu çelik, SAE 950X ve SAE980X HSLA çelikleri ve SAE 980X çeliğinden yavaş soğutma ile üretilen dual fazlı çeliğe ait mühendislik çekme deneyi eğrileri gösterilmiştir(31). Bu şekil yardımı ile hem dual fazlı çeliklerin özelliklerini hem de perlitik çeliklerle arasındaki farkı görebiliriz. Perlitik çeliklerin hepsi akma uzaması gösterirken dual fazlı çelik ise sürekli akma göstermektedir. Dual fazlı çelik aynı çekme mukavemetine sahip HSLA çeliğinden çok düşük akma mukavemetine sahiptir. Ayrıca akma mukavemetinin çekme mukavemetine oranı dual fazlı çelikte çok düşüktür. Bu farkların hepsi çelik mikroyapısından kaynaklanmaktadır.



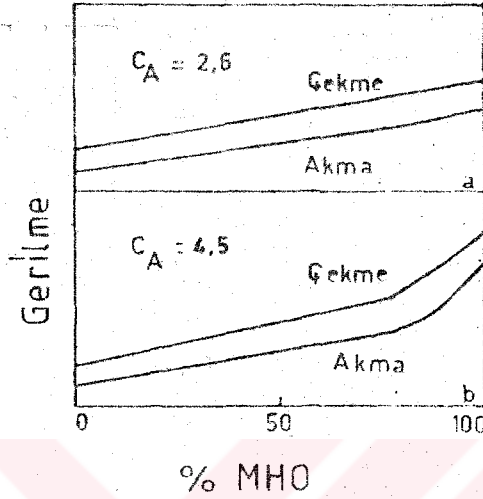
Şekil: 2.13. Alaşımsız karbon, HSLA ve dual fazlı çeliklerin gerilme-şekil değişim eğrileri(31).

Kritik sıcaklıklar arasında teşekkül eden ostentit, martensite dönüşürken ferritin martensit-ferrit ara yüzeyine yakın kısımlarında yüksek mobil dislokasyon yoğunluğu ve iç gerilmeler teşekkül etmektedir. Hahn akma modeline(32) uygun sayıda teşekkül eden bu mobil dislokasyonlar, iç gerilmelerin tesiri ile de az bir dış kuvvet uygulanmasıyla, dislokasyon yoğunluğu düşük olan ferrit taneleri içinde ilerlemektedir(26). Bu sebeple dual fazlı çeliklerde hem akma mukavemeti düşük olmakta, hem de akma uzaması görülmemektedir.

Hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerde ferritin her tarafında yüksek dislokasyon yoğunluğu teşekkül ettiği ve ferritte çözünen karbon miktarı daha fazla olduğu için mobil dislokasyonlar daha büyük bir dış kuvvet uygulanmasıyla hareket ederler. Bu çeliklerin akma mukavemeti yavaş soğuyan dual fazlı çeliklere nazaran nisbeten yüksek olmasına rağmen akma olayı yine sürekli olmaktadır(30).

Çelik mikroyapısında martensitin perlitin yerini almasıyla akma olayındaki değişikliğin yanısıra çekme mukavemeti de artar. Perlitten çok daha sert olan martensitin mikroyapıda bulunmasıyla kompozit sertleşme teorisine uygun olarak çelik çekme mukavemetinin yükselmesi doğal bir sonuçtur. Martensitin hacim oranına bağlı olarak dual fazlı çeliklerde akma ve çekme mukavemetindeki artış Şekil 2.14'de gösterilmiştir(33).

Martensitin hacim oranına bağlı olarak dual fazlı çeliklerin mukavemet kazanımlarında martensit akma mukavemetinin ferrit akma mukavemetine olan oranının (C_A) önemli olduğunu Tamura deneyle isbat etmiştir(33). Şekil 2.14'de gösterildiği gibi $C_A=3$ 'e kadar çelik akma ve çekme mukavemeti, martensit hacim oranı ile sürekli olarak lineer bir şekilde artmaktadır. Fakat C_A parametresi 3'den daha büyük olursa mukavemetteki lineer artış belli bir martensit hacim oranına kadar vukuu bulmaktadır. Şekil 2.14'de $C_A=4,5$ için akma ve çekme mukavemetinin ancak %76 martensit hacim oranına kadar lineer arttığı görülmektedir. Mukavemetin lineer arttığı bölgede dual fazlı çeliklerin akma ve çekme mukavemetinin tesbitinde şu formüllerin geçerli olduğunu Speich ve Miller bulmuşlardır(34):



Şekil: 2.14. Martensit hacim oranının dual fazlı çelik mukavemetine tesiri(33).

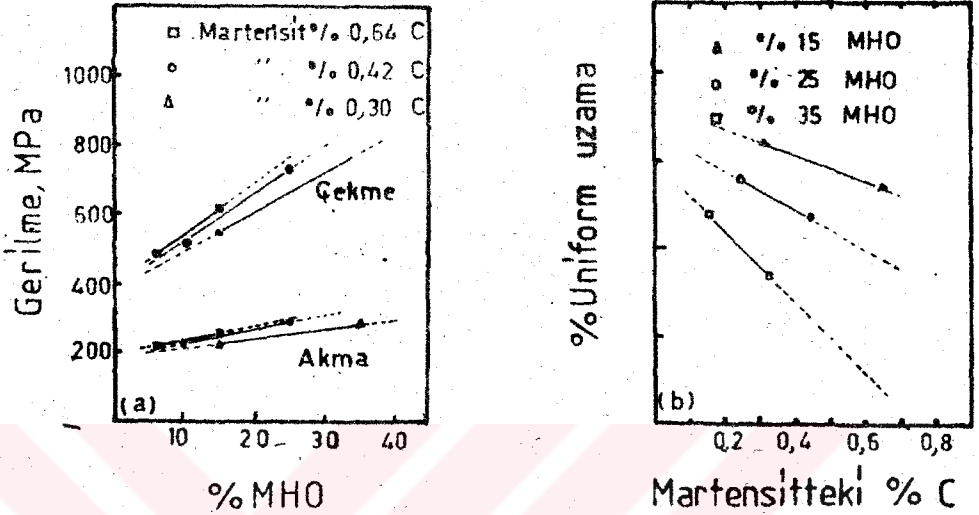
$$\sigma_A = \sigma_{A,\alpha} + \left(\frac{1}{3} \sigma_{A,m} - \sigma_{A,\alpha} \right) \frac{V_m}{100} \quad (2.3)$$

$$\sigma_G = \sigma_{G,\alpha} + (\sigma_{G,m} - \sigma_{G,\alpha}) \frac{V_m}{100} \quad (2.4)$$

- σ_A : Çeliğin akma mukavemeti
 $\sigma_{A,\alpha}$: Ferritin akma mukavemeti
 $\sigma_{A,m}$: Martensitin akma mukavemeti
 V_m : Martensitin hacim oran yüzdesi
 σ_G : Çeliğin çekme mukavemeti
 $\sigma_{G,\alpha}$: Ferritin çekme mukavemeti

Martensitin karbon oranı arttıkça martensitin sertliği ve dolayısıyla akma mukavemeti artacağı(35) için çeliğin hem C_A parametresi, hem de mukavemeti artar. Martensitin karbon miktarına bağlı olarak çelik mukavemetindeki artış Şekil 2.15a'da gösterilmiştir(36). Martensitteki karbon oranı yükseldikçe çeliğin akma ve çekme mukavemeti artar.

Yavaş soğutulan dual fazlı çeliklerde karbon yayınması için yeterli süre kaldığından elde edilen martensitin karbon oranı yüksek olur. Hızlı soğutulan çeliklerde ise martensit karbon oranı su verme sıcaklığına bağlıdır. Sıcaklık A_1 'e ne kadar yakın olursa ostenitin ve dolayısıyla martensitin karbon oranı o kadar yüksek olur. Fakat bu meyanda ostenitin ve martensitin hacim oranı azalır. Bu çeliklerde, hem martensit hacim

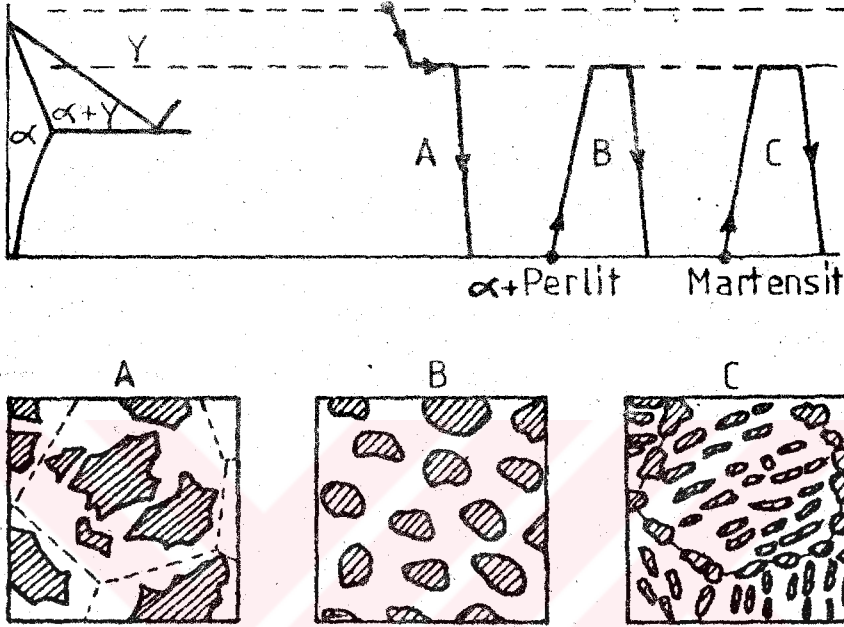


Şekil: 2.15. Martensit hacim oranı ile martensitin karbon oranının mukavemet ve sünekliğe tesiri (36).

oranını hem de martensitteki karbon miktarını düşürmeden mukavemeti arttırabilmek için su verilen çelikteki karbon oranının yüksek olması gerekir.

Martensitin hacim oranı ve karbon miktarının yanısıra mikroyapıdaki dağılım tarzı, morfolojisi de çelik mukavemetine tesir eder(37). Dual fazlı çeliklere uygulanan farklı kritik sıcaklıklar arası ısıl işlemler ve bunların sonucu olan mikroyapılar Şekil 2.16'da şematik olarak gösterilmiştir(38). Farklı martensit morfolojisine bağlı olarak akma ve çekme gerilmelerinin martensit hacim oranına göre değişimi Şekil 2.17a'da gösterilmiştir(39).

Martensitin mukavemet üzerinde olduğu gibi süneklik üzerinde de tesiri vardır. Martensit hacim oranının artmasıyla sünekliğin azaldığı Şekil 2.17b'de gösterilmiştir. Ayrıca bu şekilde martensit morfolojisinin tesirleri de görülmektedir. Martensitin karbon oranı arttıkça sünekliğin azaldığı Şekil 2.15b'de gösterilmiştir. Speich ve Miller, mukavemetin martensit



Şekil: 2.16. Kritik sıcaklıklar arası ısıtılmanın uygulama usulleri ve elde edilen mikro-yapılar(38).

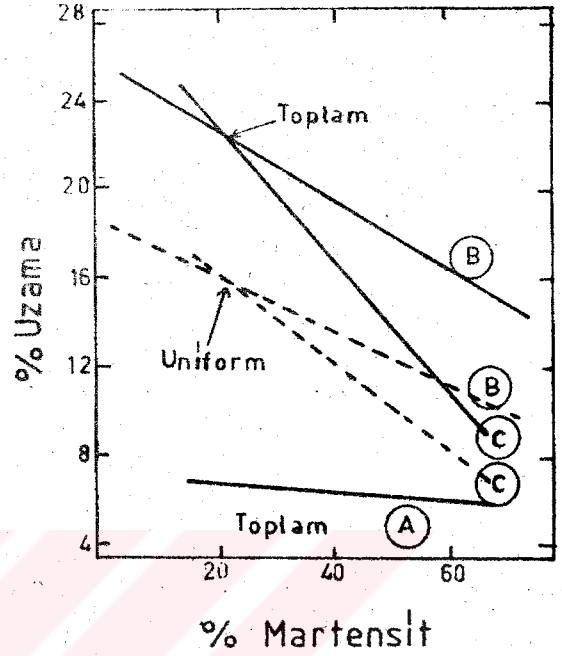
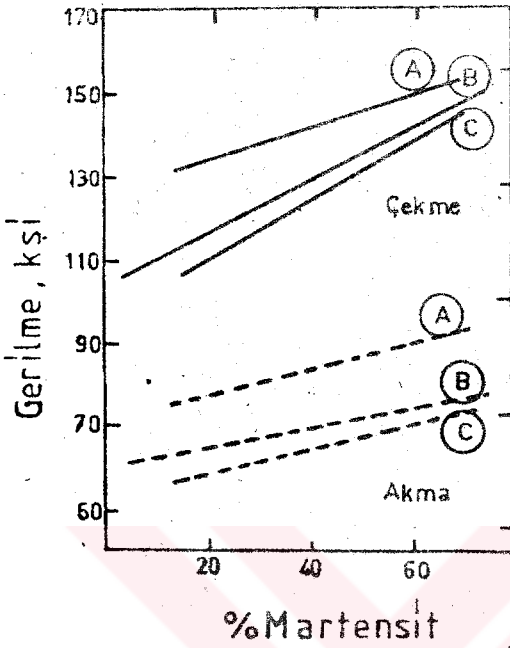
hacim oranıyla lineer arttığı bölgede sünekliğin tesbitinde aşağıdaki formüllerin geçerli olduğunu göstermişlerdir(34):

$$\%U_u / \%U_{u,\alpha} = 1 - 2,2C_m (V_m / 100)^{1/2} \quad (2.5)$$

$$\%U_T / \%U_{T,\alpha} = 1 - 2,5C_m (V_m / 100)^{1/2} \quad (2.6)$$

- $\%U_u$: Çeliğin uniform uzama yüzdesi
- $\%U_{u,\alpha}$: Ferritin uniform uzama yüzdesi
- C_m : Martensitin karbon oranı
- V_m : Martensit hacim oran yüzdesi
- $\%U_T$: Çeliğin toplam uzama yüzdesi
- $\%U_{T,\alpha}$: Ferritin toplam uzama yüzdesi

Yavaş soğutulan dual fazlı çeliklerde mukavemet ve süneklik arasında optimum çözüm martensit hacim oranı %15-25 iken ve martensitin ferrit tane sını-



Şekil:2.17. Fe/2Si/0,1C Dual fazlı çelikte martensit hacim oranı ve morfolojisine bağlı olarak (a) mukavemetin, (b) sünekliğin değişimi (39). A, B ve C dual faz morfolojisi Şekil 2.16'da gösterilmiştir.

rında birbirinden eşit uzaklıktaki taneler halinde bulunmasıyla elde edilir(31). Hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerde optimum çözümü bulmak için çekme mukavemeti ile toplam uzama çarpımının martensit hacim oranı ile değişimini gösteren eğriler çizilmiştir(40). Su verilmiş ve temperlenmemiş dual fazlı çeliklerde optimum çözüm için martensit hacim oranının %20'den daha az olması gerekir(40).

2.4.2. Ferritin Özelliklere Tesiri

Ferrit özelliklerinin bilhassa çelik akma mukavemeti, akma tarzı ve süneklik üzerinde etkin rol oynadığını Speich ve Miller göstermişlerdir(34). Ferrit özelliği iki faktöre bağlıdır: Ferritin tane boyutu ve saflığı.

Dual fazlı çeliklerde ferrit tane boyutu küçüldükçe perlitik çeliklerde olduğu gibi hem mukavemet hem de süneklik artar(41).

Ferritin saflığı içerisinde çözünen elementlere ve çökelen karbür veya nitrukarbürlere bağlıdır. Ferritin saflığı azaldıkça dislokasyonların hareketi zorlaşacağı için akma gerilmesi yükselir ve süneklik azalır. Dual fazlı çeliklerde ferrit saflığına en büyük tesiri karbon yapar. Yavaş soğutulan çeliklerde ferritte çözünen karbon az olduğu için akma mukavemeti düşük ve süneklik yüksek olur. Hızlı soğutulanlarda ise karbon miktarı daha fazla olduğundan akma mukavemeti yüksek ve süneklik düşük olur. Ferritin ve dolayısıyla çeliğin sünekliğini arttırmak için su verme işleminden sonra kısa süreli bir temperleme yapılır.

2.4.3. Kalıntı Ostenitin Özelliklere Tesiri

Dual fazlı çeliklerin deformasyonu sırasında ferrit tane sınırlarındaki kalıntı ostenit taneleri gerilme ile martensite dönüşür(8). TRIP çeliklerinde (42) görülen dönüşmenin bir benzeri olan bu olay dual fazlı çeliklerin hem sünekliğini hem de deformasyon sertleşmesi hızını arttırır.

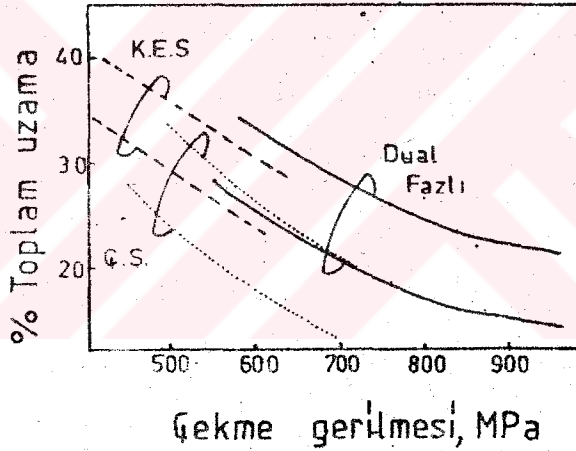
Mikroyapısında %9'a kadar kalıntı ostenit ihtiva eden yavaş soğutulmuş dual fazlı çeliklerde Şekil 2.13'de görüldüğü gibi az bir deformasyonla büyük bir mukavemet artışı olmaktadır. Ferrit taneleri içerisindeki küçük ostenit taneleri yüksek şekillendirme oranlarına kadar dönüşmeden kalırken büyük ostenit taneleri %10 şekil vermeye kadar martensite dönüşür(8). Yavaş soğutulan dual fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesi hızı ilk %7 deformasyona kadar yüksek ve daha sonra ise azaldığı için bu çeliklerde tek bir deformasyon sertleşmesi üssü, n olmadığından Hollomon denklemi geçerli değildir(36).

Hızlı soğutulmuş dual fazlı çeliklerde %2 kadar kalıntı ostenit mevcut olduğundan gerilme altında ostenitin martensite dönüşmesinin tesirleri ihmal edilecek kadar küçüktür. Bu çeliklerde görülen

deformasyon sertleşmesi hızı, mobil dislokasyonların ferritteki katı eriyik karbon atomları ve çok sayıda bulunan dislokasyonlar ile girişiminden dolayı nisbeten yüksektir(28). Araki temperlenmiş olan hızlı soğutulmuş dual fazlı çeliklerde Hollomon denkleminin geçerli olduğunu ve bu çeliklerde tek bir n , deformasyon sertleşmesi üssü değeri olduğunu göstermiştir (43).

2.4.4. Dual Fazlı Çeliklerin Genel Özellikleri

Dual fazlı çeliklerin üretilme sebebi, aynı çekme mukavemetine sahip HSLA çeliklerinden daha sünek olmalarıdır. Bu durum Şekil 2.18'de açık olarak görülmektedir(28).



Şekil: 2.18. Yüksek mukavemetli çelik saqlarda sünekliliğin çekme mukavemeti ile değişimi(28). K.E.S.: Katı eriyik ile sertleştirilmiş çelik. Ç.S.: Çökeltme ile sertleştirilmiş çelik.

HSLA çelikleri katı eriyik ile sertleştirilmiş çok küçük taneli ferrit içersinde ince V veya Nb nitrid-karbürler çökelmiş olan perlitik çeliklerdir. Bu çeliklerde ferritin mukavemeti yüksek olmasına rağmen sünekliliği düşüktür. Ayrıca perlitte bulunan sementit şekil değiştirme kaabiliyetine sahip değildir. Dual fazlı çelik-

liklerde ise ferritin sünekliği çok yüksektir. Deformasyon sırasında önce ferrit şekil değiştirir ve sertleşir. Ferritin mukavemeti belli bir sınırı aşınca martensit (hem kalıntı ostenitten teşekkül eden, hem de su verme ile teşekkül eden) deformasyona uğrar. Martensit ile perlit arasındaki farktan ziyade dual fazlı çelikteki ferritin daha sünek olması HSLA ve dual fazlı çelikler arasındaki süneklik farkını doğurur. Ayrıca dual fazlı çeliklerde plâstik şekil verme bir miktar mikroyapı elemanları arasında dağıldığı için inhomojen plâstik deformasyon HSLA çeliklerinden daha geç olur. Hem sünekliğin yüksek hem de boyun vermenin geç teşekkül etmesinden dolayı dual fazlı çeliklerin şekillendirilmeleri HSLA çeliklerinden daha iyidir(44).

Yavaş soğutulan dual fazlı çeliklerde kuvvetli kristallografik tekstür teşekkül etmediği için $\bar{R}$, şekillendirilebilme oranı ve dolayısıyla derin çekilebilme özellikleri düşüktür(45). Derin çekmenin dışında kalan saç şekillendirme usulleri ile her tür dual fazlı çelik saçları şekillendirmek mümkündür(46). Bilhassa aynı mukavemetteki HSLA çeliklerine nazaran uzamaları daha yüksek ve geri yayılma özellikleri daha düşük(47) olduğu için germe ile şekillendirme uygulamalarında dual fazlı çeliklerin büyük bir üstünlüğü vardır(48). Dual fazlı çelikler akma uzaması göstermediğinden Luders bantları teşekkül etmez ve şekillendirilen parçaların yüzeyi çok düzgün olur.

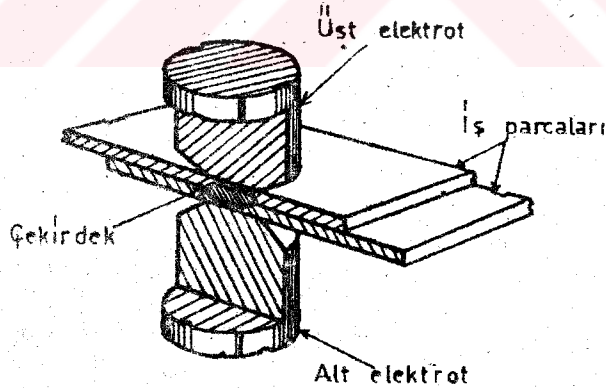
Bütün dual fazlı çelik türlerinde deformasyon yaşanması görülür(49). Otomotiv endüstrisinde şekillendirilen saçlar boyandıktan sonra 170°C'de 1/2 saat fırında boya kurutma işlemine tabi tutulur. Kurutma işlemi sırasında deformasyon yaşanmasıyla akma gerilmesinin yükselmesi dual fazlı çeliklerin bir avantajı olmaktadır. Otomotiv endüstrisindeki bu olaya fırınlama sertleşmesi (Bake Hardening) adı verilmiştir(40).

Dual fazlı çelik yorulma özelliklerinin aynı mukavemetteki HSLA çelik özelliklerine çok yakın değerlerde olduğu bulunmuştur(50).

Dual fazlı çeliklerin hem mukavemeti yüksek, hem de şekillendirilmeleri iyi olduğundan otomotiv endüstrisinde 1976 yılından beri kullanılmakta olup her geçen yıl tüketimi artmaktadır. 1985 yılı içerisinde sadece ABD'de üretilecek kara yolu taşıtlarında değişik türde toplam 10^6 ton dual fazlı çelik sac kullanılacağı tahmin edilmektedir(51). Endüstriyel uygulaması hızla yayılan bu çeliklerde halen mikroalaşım elementleri, tane küçültmesi, ısıtma işlem öncesi mikroyapıdaki değişimlerin tesiri, temperleme, galvanizleme ve gerilme ile kalıntı ostenitin martensite dönüşümü konularında araştırmalar yapılmaktadır.

2.5. Elektrik Direnç Nokta Kaynağının Prensipleri

Elektrik direnç nokta kaynağının prensibi, elektrodların yaptığı basınç ile bir arada tutulan iş parçalarının, geçen elektrik akımına karşı gösterdikleri dirençten meydana gelen ısı ile temas yüzeylerinin birleşmesidir(52). Birleşmeyi sağlayan çekirdeğin şekli ve boyutu esas olarak elektrodların iş parçalarına temas eden yüzeyin şekli ve boyutu ile sınırlıdır. Şekil 2.19'da elektrodlar, iş parçaları ve teşekkül eden çekirdek gösterilmiştir(52).



Şekil: 2.19. Nokta kaynağının prensibi(52).

Kullanılan kaynak makinelerinde giren akım bir transformatörden geçirilerek gerilimi düşürülür ve şiddeti artırılır. Makinanın kapasitesine göre akım şiddeti 2000 ilâ 120,000 Amper arasında değişir.

Bu akım iş parçalarına elektrik iletkenliği yüksek elektrodlar ile iletilir. Elektrodların ayrıca iki görevi daha vardır: Akım geçirilmeden önce hidrolik, pnömatik veya mekanik bir tertibat ile iş parçalarına ayarlanabilir bir basınç uygulayarak onları sıkıştırır. Akım kesildikten sonra da bir süre basınç devam ettirilerek ısı iletimi yüksek olan elektrodlar iş parçalarındaki ısıyı hızla iletirler. Elektrodların içten su soğutmalı oldukları Şekil 2.20'de görülmektedir.

2.6. Kaynak Sırasında Isı Teşekkülü

Kaynak makinasındaki transformatörün sekonder devresini elektrik iletim kolları, elektrodlar ve iş parçaları teşkil eder. Akım geçerken bütün bu kısımlarda aşağıdaki formüle uygun olarak ısı teşekkül eder(52):

$$Q = I^2 R t \quad (2.7)$$

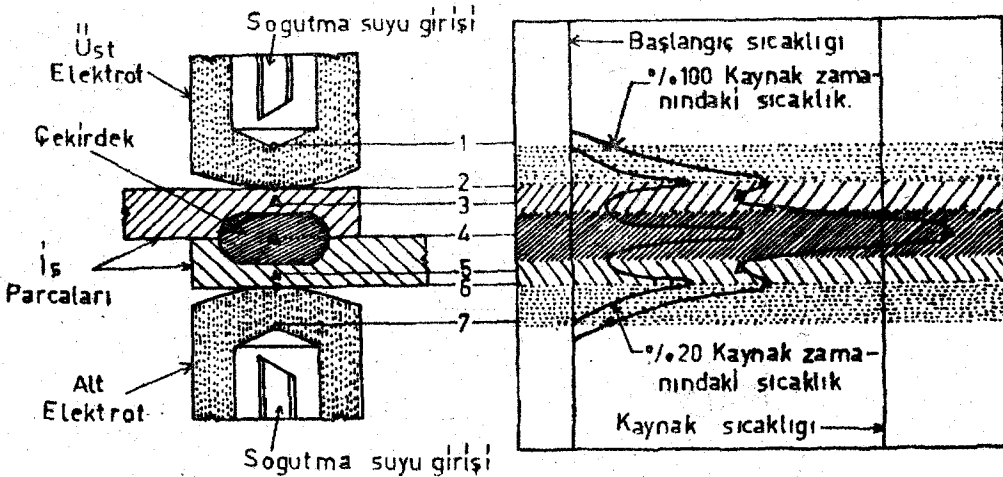
Q: Üretilen ısı miktarı, (joule)

I: Akım şiddeti, (Amper)

R: Direnç, (ohm)

t: Akım geçiş süresi, (saniye)

Sekonder devrenin her noktasında akım şiddeti aynı olmasına rağmen herhangi bir noktada üretilen ısı



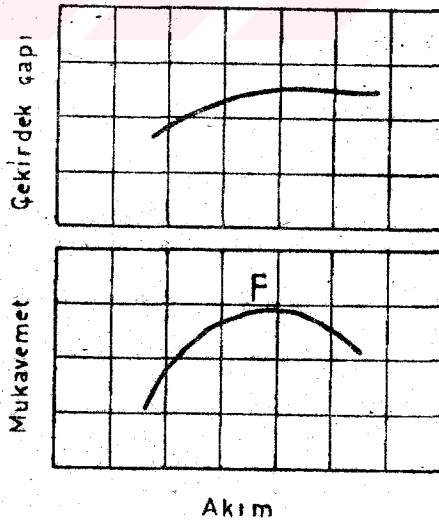
Şekil: 2.20. Nokta kaynağındaki dirençler ve sıcaklık gradyanı(52).

o noktadaki dirence bağlıdır. Isının hemen hemen tümü iki elektrod ve bunlar arasındaki iş parçalarında üretilir. Elektrodlar ve iş parçalarında teşekkül eden ısı üretim noktaları ve sıcaklık gradyenlerinin kaynak süresine göre değişimi Şekil 2.20'de gösterilmiştir(52). Kaynak şartları uygun seçilirse ilk olarak iş parçalarının temas yüzeyinde kaynak sıcaklığına varılır.

Nokta kaynağında 2.7 denkleminde görüldüğü gibi akım şiddetinin, direncin ve akım süresinin ısı üretimine direkt tesirlerinin yanısıra elektrod basıncının en-direkt tesiri vardır.

2.6.1. Akım Şiddetinin Isı Teşekkülüne Tesiri

Akım şiddetinin karesi üretilen ısı miktarına tesir ettiğinden en etkin faktör olmaktadır. İş parçalarından geçirilen akım yoğunluğu bir limit değerini geçtikten sonra çekirdek teşekkülü başlar. Akımın artmasıyla çekirdek çapı büyür ve kaynak mukavemeti artar. Akım yoğunluğu bir limit değeri aştıktan sonra çekirdek büyümesi olmaz ve çekirdekten iş parçalarının temas ara yüzeyine metal fışkırması olur. Bu olay kaynak mukavemetinde düşmeye yol açar. Şekil 2.21'de akım şiddetinin çekirdek çap ve kaynak mukavemetine tesiri şematik olarak gösterilmiştir(52). Sağlam ve mukavemetli bir

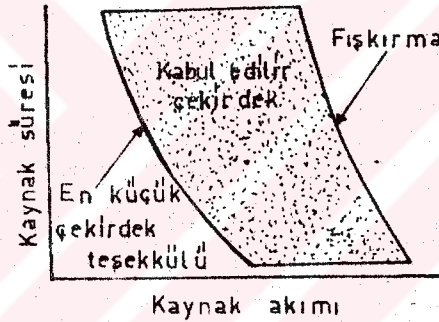


Şekil: 2.21. Akımın kaynak özelliklerine tesiri(52).

kaynak yapmak için akım şiddeti fişkırmaya sebep olan akım şiddetinden biraz düşük olarak seçilmelidir.

2.6.2. Akım Süresinin Isı Teşekkülüne Tesiri

Nokta kaynağında akım süresi çok kısa olmakta ve periyot (1/50 saniye) ile ölçülmektedir. Sabit bir akım şiddetinde akım süresinin uzatılması sekonder devrede üretilen ısı miktarını arttırır. Ancak süre uzadıkça ısı kayıpları artar ve ısı verimi düşer. Akım şiddeti ve süresinin birbirine uygun olarak seçilebilmesi için Şekil 2.22'de şematik olarak gösterilen nokta kaynağı kabul edilir alan eğrilerinden faydalanılır (53). Bu eğriler belli cins ve kalınlıktaki malzemeler için deneysel olarak çizilir.



Şekil: 2.22. Tipik bir nokta kaynağında kabul edilir alan (53).

2.6.3. Dirençin Isı Teşekkülüne Tesiri

Nokta kaynağındaki ısı üretiminde tesiri olan dirençler Şekil 2.20'de gösterilmiş olup, aşağıdaki gibidir:

- 1- Üst elektrod direnci
- 2- Üst elektrod ile üst iş parçası arasındaki temas direnci
- 3- Üst iş parçasının direnci
- 4- İş parçaları arasındaki temas direnci
- 5- Alt iş parçasının direnci
- 6- Alt iş parçası ile alt elektrod arasındaki temas direnci
- 7- Alt elektrod direnci

Bu dirençlerin sebep olduğu ısı teşekkülü ve kaynak süresine bağlı olarak sıcaklık gradyeni Şekil 2.20b'de gösterilmiştir. Birleşmenin meydana geldiği kaynak bölgesindeki toplam direnç (R_t) ise iş parçalarının arasındaki temas direnci (R_4) ile iş parçaları dirençlerinin (R_3 ve R_5) toplamından ibarettir.

$$R_t = R_3 + R_4 + R_5 \quad (2.8)$$

2.6.3.1. İş Parçaları Arasındaki Temas Direnci

İki iş parçası arasındaki temas direnci iki bileşenin toplamından meydana gelmiştir(54): (1) Yüzey pürüzlülüğü sebebiyle gerçek temasın olduğu noktalar boyunca akım yolu daraldığından ortaya çıkan daralma direnci. (2) İş parçalarının yüzeyinde bulunan yalıtkan filmlerin sebep olduğu film direnci.

2.6.3.2. İş Parçasının Direnci

Şekil 2.23'de nokta kaynağında iş parçalarından akımın geçişi gösterilmiştir(54). Kotschergin bir iş parçasındaki direnci şu formül ile ifade etmiştir (54):

$$R_m = \frac{4 s \rho}{\pi d b} \quad (2.9)$$

R_m : İş parçasının direnci

s : İş parçasının kalınlığı

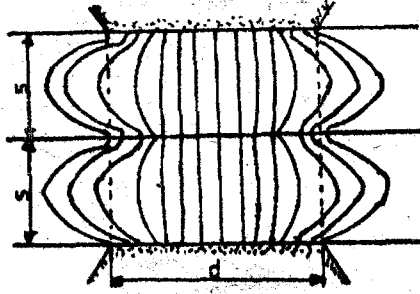
ρ : İş parçasının özgül direnci

d : Elektrod çapı

b : Akım yolunun çizdiği elipsoidin maksimum çapı

2.6.3.3. Metallerde Özgül Dirence Tesir Eden Faktörler

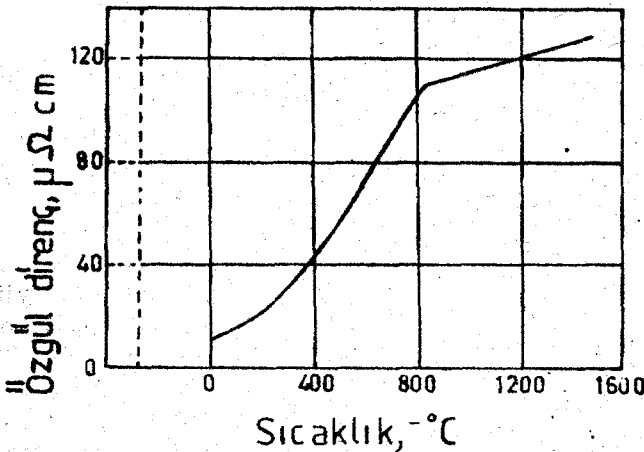
Metallerde elektrik iletkenliği metalik bağın sonucu olan serbest elektronlar vasıtasıyla olur(55). Elektron hareketi engellendikçe, yani serbest elektronların hareketi kısıtlandıkça elektrik iletkenliği azalır ve iletkenliğin tersi olan özgül direnç yükselir(55). Metallerin özgül direnci Matthiessen Kaidesine uygun olarak sıcaklığa ve kristal hatalarına bağlıdır(56).



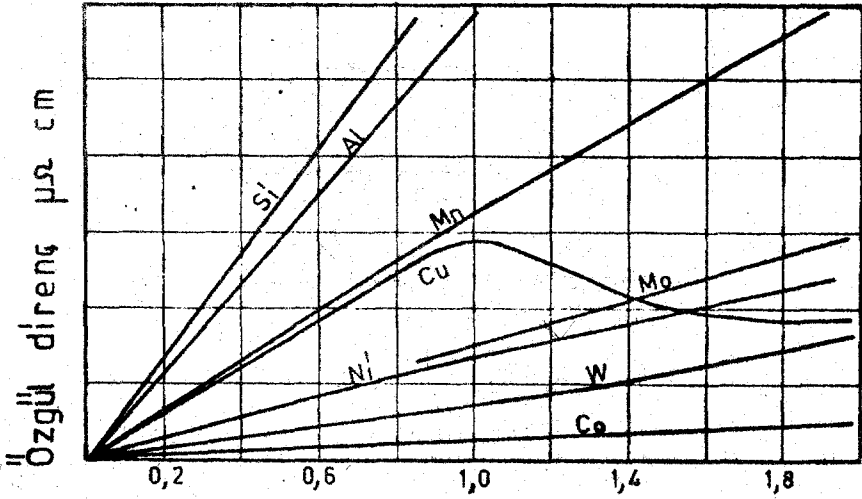
Şekil: 2.23. Nokta kaynağında ış parçalarından akımın geçişi(54).

Metallerin sıcaklığı arttıkça atomların ısı titreşimleri artacağından elektronların serbest hareket mesafesi azalır. Elektronların hareketi engellendiği için özgül direnç yükselir. Şekil 2.24'de sıcaklığa bağlı olarak saf demirdeki özgül direncin değişimi gösterilmiştir(57).

Kristal hataları da elektron hareketini engellediği için özgül direnç yükselir. Metallerde kristal hataları alaşım yapılarak, soğuk şekil verilerek, ısıtma işlem veya elektron, nötron gibi yüksek enerjili partiküllerin irradasyonu ile meydana gelir. Bu malzemelerde noktasal ve bilhassa çizgisel kristal



Şekil: 2.24. Saf demirde sıcaklığın özgül dirence tesiri (57).



Demirdeki % Element

Şekil: 2.25. Alaşım elementlerinin saf demir özgül direncine tesirleri(57).

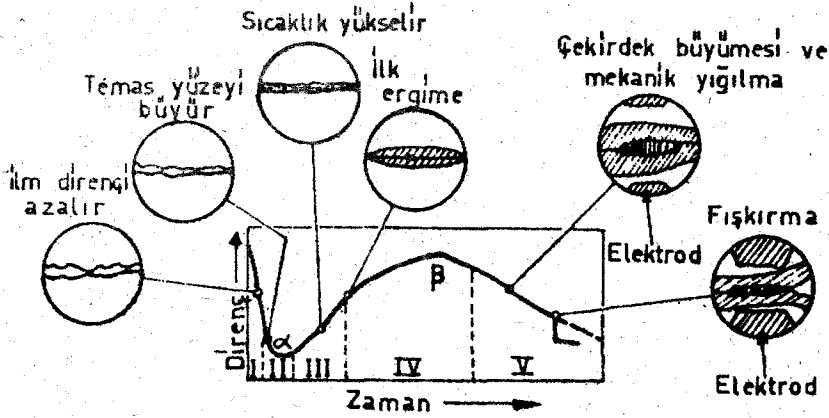
hatalarının sayısı arttığı için özgül direnç yükse-
lir. Alaşım elementlerinin saf demir özgül direnci ü-
zerindeki tesirleri Şekil 2.25'de gösterilmiştir(57).

2.6.4. Kaynak Sırasında Kaynak Bölgesindeki Direncin Değişimi ve Çekirdek Teşekkülü

Kaynak bölgesinin direnci, R_t kaynak akım sü-
resi boyunca sabit kalmayıp enstantane olarak değişmek-
tedir(58). Akım süresine bağlı olarak kaynak bölgesin-
deki direncin değişimi ve çekirdek teşekkülünün safha-
ları Şekil 2.26'da gösterilmiştir(53):

I.nci Safha: İş parçalarından akımın geçmeye baş-
ladığı anda iş parçalarının temas direnci çok yüksek-
tir. Akımın geçmesiyle iş parçalarının birbirlerine
temas ettiği gerçek temas noktalarında ısı üretimi baş-
lar. Teşekkül eden ilk ısı iş parçalarının yüzeyindeki
oksit filmlerini parçalar. Film direncinin ortadan
kalkmasıyla temas direncinde ve dolayısıyla kaynak böl-
gesi direncinde büyük bir düşme meydana gelir.

II.nci Safha: Film direnci ortadan kalkmasına rağ-



Şekil: 2.26. Teorik olarak dinamik direnç eğrisi(53).

men iş parçalarının gerçek temas yüzeyinin görünür temas yüzeyinden az olması sebebiyle daralma direnci hâlen yüksektir. Akımın devam etmesiyle ısınan gerçek temas noktalarında mikroskopik akma meydana gelir ve gerçek temas yüzeyi artar. Gerçek temas yüzeyi arttıkça daralma direncinde düşme olacaktır. Ayrıca temas yüzeyinden itibaren iş parçaları ısınmaya başladığından özgül dirençleri ve dolayısıyla dirençleri artar. Isınmanın tesiriyle iş parçalarındaki direnç artışının temas noktalarının artmasıyla temas direncindeki düşüşe eşit olduğu noktadan itibaren direnç düşmesi biter. Bu nokta Şekil 2.26'da α noktası olarak gösterilmiştir ve hemen hemen $1/4$ periyoda eşittir(58). Bu noktadan itibaren kaynak bölgesinin direncinde artış görülür.

III.ncü Safha: İş parçalarının sıcaklığı arttıkça direnç yükselmektedir. İş parçalarının temas yüzeyinde ilk sıvının teşekkülü ile bu safha sona erer. Bu sıvının teşekkül etmesiyle direncin artış eğiminde bir azalma meydana gelir.

IV.ncü Safha: Bu safhada üç mekanizma rol oynamaktadır. İş parça sıcaklığının artmasıyla direnç yükselir. Ama üretilen ısı temas yüzeyindeki ergimeyi arttırdığından sıvı bölgesinin alanı ve dolayısıyla akımın geçeceği alan büyür. Bu ise direnci azaltacaktır. Ayrıca iş parçalarının akma mukavemetleri ısının

tesiriyle düştüğünden elektrod basıncı altında yığılma olur ve böylece akımın geçeceği yol kısaldığından direnç azalır. Bu üç mekanizmanın tesiri altında direnç P noktasına kadar arttıktan sonra düşmeye başlar. Bu noktadan itibaren sıcaklık sabit kalırken çekirdek büyümesi ve mekanik yığılma daha fazla rol oynayacağından direnç düşmektedir.

V.nci Safha: Sıvı çekirdeğin büyümesi ve mekanik yığılmanın devam etmesiyle direnç azalır. Çekirdeğin genişliği ideal çapa büyümeden önce çekirdek yüksekliği iş parçalarının kalınlığına tabi olan limit değerine ulaşır(59). Sıvı metalin etrafında elektrod basıncı tesiriyle katı metalden bir çevre mevcuttur. Bu çevrenin çapı elektrod temas çapından çok az küçüktür(60). Sıvı çekirdek çapı çevrenin çapını aşınca sıvı metal elektrod basıncının tesiri altında iş parçalarının temas yüzeyine yayılır. Bu olaya fışkırma denir. Fışkırma olmasıyla akım geçiş alanı arttığından dirençte ani bir düşme olur(61).

Akımın kesilmesinden sonra elektrodlar vasıtasıyla iş parçalarından ısı transferi sağlanır. İş parçalarının soğuma hızı kalınlıklarının bir fonksiyonudur.

2.6.5. Elektrod Basıncının Isı Teşekkülüne Tesiri

Diğer bütün değişkenler sabitken basıncın arttırılması iş parçaları arasındaki daralma direncini azalttığından üretilen ısı miktarı azalır. Bunu önlemek için geçirilen akım şiddetini arttırmak gerekir.

2.7. Nokta Kaynağında Kaynak Kaabiliyeti

Kaynak kaabiliyeti kesin ve kantitatif ifade edilebilen bir özellik değilse de metalik malzemelerin birleşebilme yeteneğini gösterir. Bir metalik malzemenin kaynak yapıldığında, bağlantı lokal özellikleri ve bunların konstrüksiyona tesirleri daha önceden tesbit edilen şartları sağlaması diye de tarif edilebilir(62).

Yüksek derecede kaynak kaabiliyetine sahiptir denildiği zaman bu kaynak şartları geniş bir aralıkta hiç bir tedbire baş vurmadan tatminkâr bir kaynak kalitesinin elde edilebileceği anlamına gelir. Düşük derecedeki kaynak kaabiliyeti de, tatminkâr bir netice alabilmek için özel tedbirlere ihtiyaç olduğu ve kaynak şartlarının çok dar limitler arasında tutulmasının gerektiği manasına gelir.

Elektrik direnç kaynağında kaynak kaabiliyetinin durumu kaynak edilecek malzemenin elektrik iletkenliğine, ısı iletkenliğine ve ergime sıcaklığına bağlı olan kaynak kaabiliyet faktörünün hesaplanmasından sonra bulunur(63). Kaynak kaabiliyeti faktörü ise şu ampirik formülden hesaplanır:

$$S = \frac{10^4}{\alpha_e \cdot \lambda \cdot T_e} \quad (2.10)$$

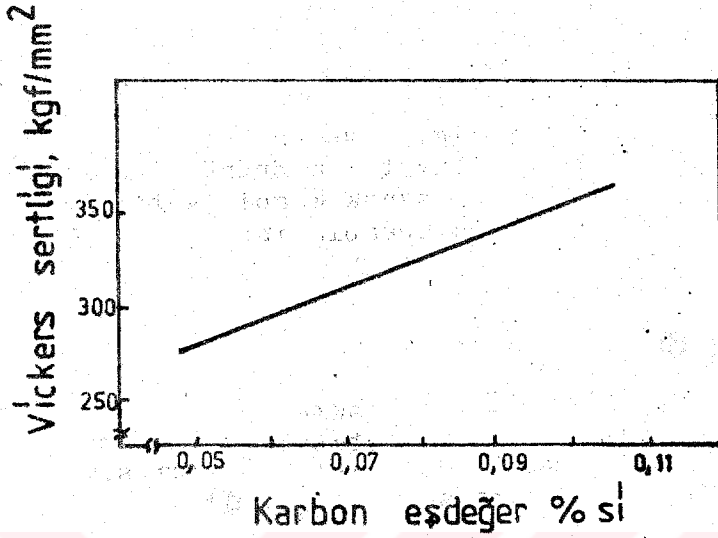
- S: Kaynak kaabiliyeti faktörü
 α_e : Metalin elektrik iletkenliği, (m/ Ω mm²)
 λ : Metalin ısı iletkenliği, (Cal/cm.s.C)
 T_e : Metalin ergime sıcaklığı, (C)

Kaynak kaabiliyeti faktörüne göre kaynak kaabiliyeti durumu aşağıda belirtilmiştir.

Kaynak Kaabiliyeti Faktörü	Kaynak Kaabiliyeti Durumu
0,25'e kadar	Kötü
0,25-0,75 arası	Yeterli
0,75-2,0 arası	İyi
2,0'den yukarı	Çok iyi

2.8. Düşük Karbonlu Çeliklerin Direnç Nokta Kaynağı Özellikleri

Düşük karbonlu çeliklerin nokta kaynak kaabiliyeti faktörü 9,3 olduğundan kaynak kaabiliyeti çok iyidir(63). Ancak çeliğin karbon eşdeğeri (C_E) arttıkça kaynak gevrekliği baş göstermektedir. Karbon eşdeğerinin artması çelik sertleşme kaabiliyetinde artışa sebep olduğundan çekirdek sertliği yükselir ve dolayısıyla gevreklik meydana gelir. Karbon eş-



Şekil: 2.27. Karbon eşdeğerinin çekirdek sertliği üzerine tesiri(64).

değeri ile çekirdek sertliğinin lineer olarak arttığı Şekil 2.27'de görülmektedir(64). Düşük karbonlu çeliklerde karbon eşdeğerinin ağırlıkça en fazla %0,24 olması istenir(65). Bu limit değerden daha yüksek karbon eşdeğerinde meydana gelen gevrekliğin giderilmesi için temperleme yapılır(66,67). Düşük karbonlu çeliklerde karbon eşdeğerini tayin etmek için farklı formüller ileri sürülmüştür. Bunların başlıcaları aşağıdadır:

$$C_E = C + Mn/6 \quad (68) \quad (2.11)$$

$$C_E = C + Mn/20 \quad (69) \quad (2.12)$$

$$C_E = C + Si/30 + Mn/20 + 2(P + 2S) \quad (64) \quad (2.13)$$

$$C_E = C + Si/40 + Cr/20 \quad (65) \quad (2.14)$$

$$C_E = C + 1,5P + Mn/15 + (Cb + V)/6 + Ti/3 \quad (70) \quad (2.15)$$

$$C_E = C + Mn/6 + V/5 \quad (71) \quad (2.16)$$

$$C_E = C + 0,0161Mn + 0,0102Cr + 0,0196Mo \quad (10) \quad (2.17)$$

(%0,25Si için)

$$C_E = C + Si/90 + (Mn + Cr)/100 \quad (72) \quad (2.18)$$

$$C_E = C + Mn/30 + (Cr + Mo + Zr)/10 + Ti/2 + Nb/3 + V/7 + \text{Ç.M.}/6200 - s/500 \quad (73) \quad (2.19)$$

Verilen formüllerdeki element sembolleri, çelik içerisindeki o elementin % olarak ağırlığını gösterir. 2.19 denkleminde Ç.M. çeliğin Newton/mm² birimindeki çekme mukavemetini, s ise mm birimindeki sac kalınlığını göstermektedir.

Nokta kaynağı yapılan çeliklerde kaynak özelliklerini tesbit etmek için başlıca çekirdek boyut ve sertliğini ölçme, makaslama-çekme, normal çekme, yorulma, darbe ve radyografi deneyleri yapılır. Ancak en fazla uygulanan çekme makaslama deneyidir.

Kaynak çekme-makaslama kuvvetine tesir eden bazı faktörler vardır. Bunların başında çekirdeğin büyüklüğü ve sertliği gelir. Çekirdek çekme-makaslama kuvveti ile çekirdek çapı ve çekirdeğin kayma mukavemeti arasında 2.20 denkleminde verilen bağıntı mevcuttur(74).

$$F_C = D_C^2 \cdot f_C \cdot \sqrt{4} \quad (2.20)$$

F: Çekirdek çekme-makaslama kuvveti
 D_C: Çekirdek çapı
 f_C: Çekirdeğin kayma mukavemeti

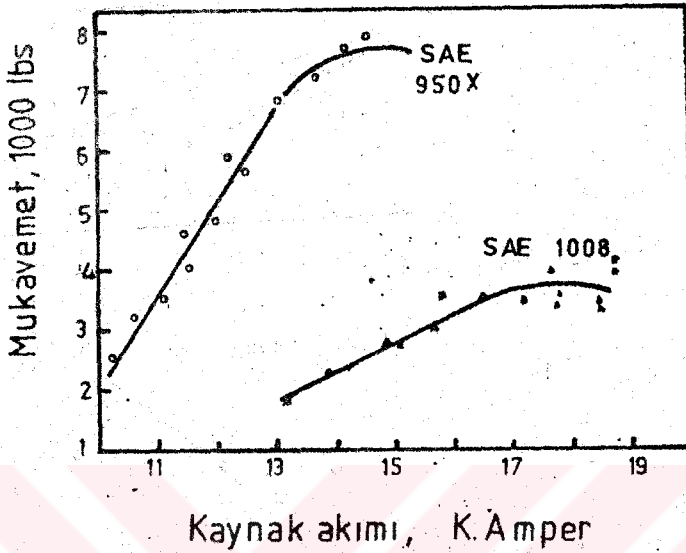
Kaynak sırasında akım şiddetinin arttırılması çekirdek çapının büyümesine ve dolayısıyla kuvvet artışına sebep olur. Çekirdeğin kayma mukavemeti ise hem çeliğin sertleşme kabiliyetine hem de iş parçalarının kalınlığına bağlıdır. Kaynak işleminin en son safhasında çekirdeğin soğuması olurken sertleşme kabiliyetine bağlı olarak çekirdek beynite veya martensite dönüşür. Kalın parçalarda ise soğuma homojen olmadığı için çekirdekteki katı hal dönüşümleri de homojen olmayabilir. Çekirdek sınırlarında martensit ve iç kısımlarda beynit teşekkül edebilir(75). Ayrıca kalın parçalarda soğuma daha yavaş olacağı için çekirdek mikroyapısında martensit hiç bulunmayabilir. Çekirdek mikroyapısına bağlı olarak da sertlik ve dolayısıyla çekirdek kayma mukavemeti değişir.

Kaynağın çekme-makaslama kuvvetine tesir eden diğer önemli faktör de ana metalin mukavemetidir. Ana metalin mukavemeti ne kadar yüksek olursa çekirdek ile ana metalin bağı o nisbette kuvvetli olacağı için çekme-makaslama kuvveti de büyük olur. Bazı araştırmacılar ana metal mukavemetinden çeliğin çekme mukavemeti (65), diğer bazı araştırmacılar ise çeliğin akma mukavemeti(76) kastedildiğini iddia etmektedirler.

Normal-çekme mukavemetinin çekme-makaslama kuvvetine bölünmesine nokta kaynağının süneklik oranı denir. Bu oran kaynak sünekliliğinin bir ölçüsü olmaktadır. Normal-çekme kuvveti olarak U-çekme kuvveti tesbit edilirse süneklik oranının sağlam bir kaynak için minimum 0,40 olması gerekir(77).

Alaşımlı çeliklerin alaşımsız karbon çeliklerine nazaran mukavemetleri, sertleşme kabiliyetleri ve özgül dirençleri daha yüksektir. Bunlara nokta kaynağı yapılırken, kalınlığı ve karbon oranı aynı olan alaşımsız çeliğe nazaran yaklaşık olarak elektrod basıncının %25 fazla, kaynak süresinin %10 daha uzun ve akım şiddetinde %10 daha az olması gerekmektedir (73). Alaşımlı çeliklerde çekirdek mikroyapısı martensitik olduğu için kaynak mukavemeti çekirdek çapına daha fazla hassastır. İş parçası yüzeyinde bulunan pas, yağ ve benzeri hatalar karbon çeliklerine nazaran daha fazla bir menfi rol oynarlar. Karbon miktarları ve kalınlıkları aynı olan alaşımlı ve alaşımsız iki çelikte akım şiddetine bağlı olarak çekme-makaslama kuvvetinin değişimi Şekil 2.28'de gösterilmiştir(78). Çekirdek çapları da birbirine yakın olan bu iki çelik arasındaki fark çekirdek sertliklerinin ve ana metal mukavemetlerinin farklı olmasından ileri gelmiştir. Alaşımlı çelikte çekirdek mikroyapısı martensitik olduğundan sertlik ve kayma mukavemeti yüksektir ve ayrıca ana metal daha mukavemetli olduğu için kaynak çekme-makaslama kuvveti daha yüksek olmuştur. Alaşımlı çelikte alaşım elementleri çelik özgül direncini arttırdığı için fışkırma daha düşük akım şiddetinde olmuştur.

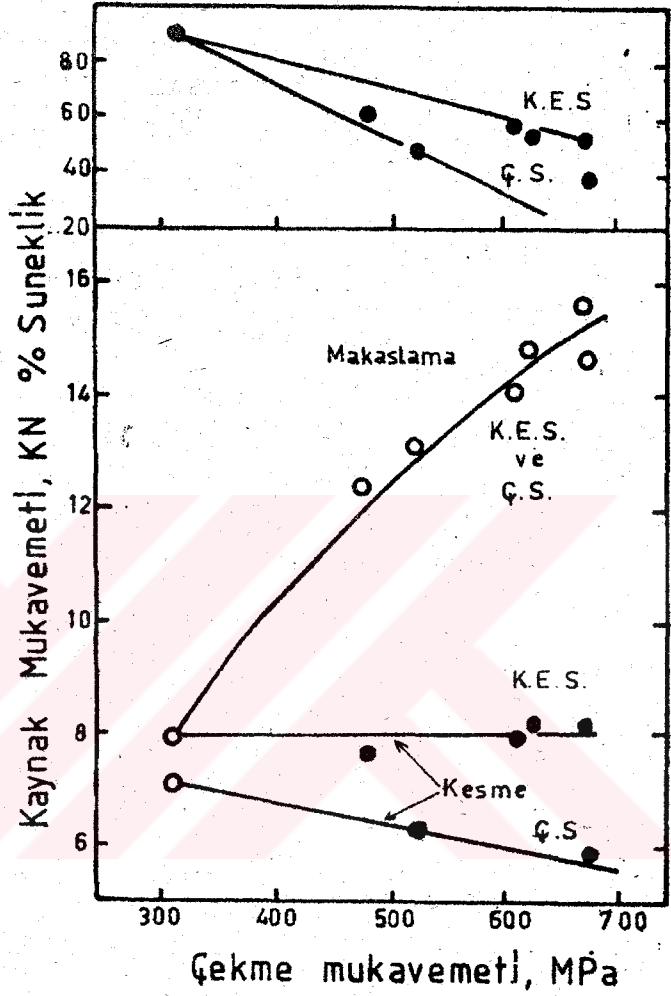
Katı eriyik sertleşmesi ile mukavemeti arttırılan çeliklerde çekme mukavemeti arttıkça çekme-makaslama kuvveti artar ve çelik mukavemeti ile süneklik çok az değiştiği için normal çekme kuvveti aynı kalır. Çökme sertleşmesiyle mukavemet kazanan çe-



Şekil: 2.28. 2 mm kalınlıktaki SAE 950X ve 1008 çeliklerinde kaynak akımının kaynak çekme-makaslama kuvveti üzerine tesiri(78).

lik çok az değiştiği için normal çekme kuvveti aynı kalır. Çökelme sertleşmesiyle mukavemet kazanan çeliklerde çekme mukavemeti arttıkça süneklik hızla azalır. Bu çeliklerde çekme mukavemeti arttıkça kaynak çekme-makaslama kuvveti artar ama normal çekme kuvveti azalır. Şekil 2.29b'de alaşımlı çeliklerde çekme mukavemetine bağlı olarak makaslama ve normal çekme kuvvetinin değişimi gösterilmiştir(10). Her iki tür çelikte normal çekme kuvveti makaslama-çekme kuvveti ile paralel artış göstermediği için çelik çekme mukavemeti arttıkça süneklik oranı azalacaktır. Ancak süneklik oranındaki bu azalma katı eriyik ile sertleşen çeliklerde daha az olmaktadır.

Dual fazlı çeliklerin nokta kaynağı hakkında yapılan yayınlar çok azdır. Bu yayınların hepsi yavaş soğuyan, alaşımlı dual fazlı çelikler hakkındadır. Bu çeliklerin nokta kaynak özellikleri, perlitik HSLA çelik özelliklerine yakın değerlerde bulunmuştur(71, 79,80).



Şekil: 2.29. 1,2 mm kalınlıktaki Katı Ereyik Sertleşmesi (K.E.S.) ve Çökelme Sertleşmesi (Ç.S.) ile mukavemet kazanan alaşımlı çeliklerde çekme mukavemetinin kaynak özelliklerine tesiri(10).

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

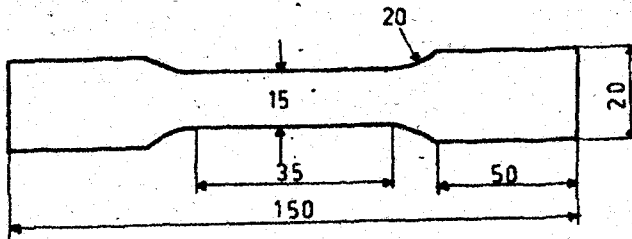
Yapılan deneyler başlıca iki guruba ayrıldığından, deneysel çalışmaların iki ayrı bölüm halinde açıklanması uygun görülmüştür.

3.1. Çekme Deneyleri

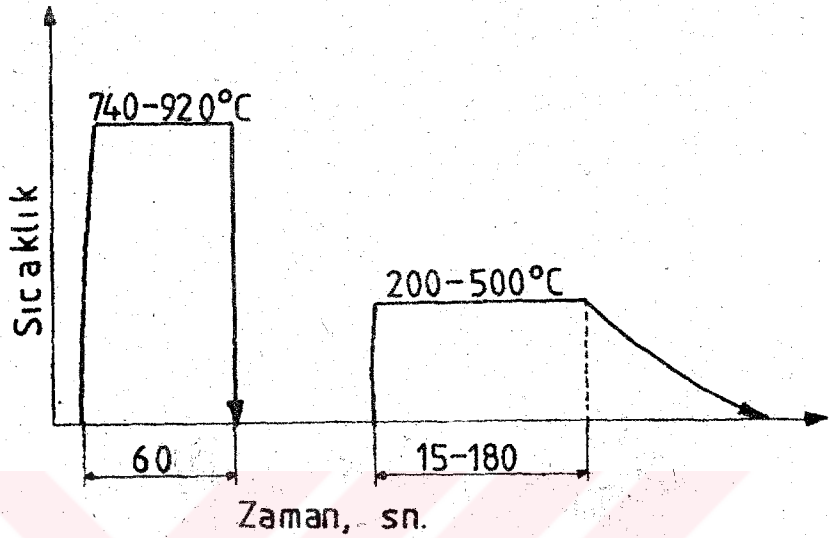
Kalınlık ve kimyasal bileşimleri Tablo 3.1'-de verilen beş ayrı çelik sac deneysel çalışmalarda kullanılmıştır. Kalınlıkları 1 mm civarında olan tavlı saçlardan Şekil 3.1'de boyutları gösterilen çekme deney numuneleri hazırlanmıştır.

Tablo: 3.1. Deneylerde kullanılan çelik saçların kalınlık ve bileşimi.

ÇELİK No	Kalınlık mm	% Ağırlık					
		C	Mn	Si	P	S	Al
Ç1	0,95	0,055	0,34	0,01	0,011	0,023	0,083
Ç2	0,97	0,065	0,33	-	0,012	0,035	-
Ç3	0,87	0,095	0,35	-	0,014	0,037	-
Ç4	0,92	0,110	0,32	-	0,016	0,035	-
Ç5	1,15	0,135	0,40	-	0,010	0,028	-



Şekil: 3.1. Çekme deney numunesinin boyutları.



Şekil: 3.2. Çelik numunelere uygulanan ısıtma işlemleri.

Hazırlanan numunelere, Eskişehir Lokomotif Motor Sanayii Fabrikasının ısıtma işlem atelyesinde, nötr tuz banyosunda ısıtma işlemi uygulanmıştır. 740°C ile 920°C arasındaki muhtelif sıcaklık derecelerine ısıtılan banyoya daldırılan numuneler, 60 saniye banyoda tutulduktan sonra hemen %10 tuz ihtiva eden buzlu suya daldırılmıştır. Su verilen numunelerin bazılarına 200-500°C arasında, 15-180 saniye süre ile temperleme yapılmıştır. 200°C ve 250°C'deki temperlemeler yağ banyosunda, diğerleri ise nötr tuz banyosunda yapılmıştır. Temperleme banyosundan çıkarılan numuneler vakum havada soğutulmuştur. Uygulanan ısıtma işlemleri şematik olarak Şekil 3.2'de gösterilmiştir.

Çekme deneyi yapılmadan önce numuneler zımparalanarak yüzeyleri temizlenmiş ve daraltılmış kısımda 25 mm ölçme uzunluğu işaretlenmiştir. Çekme deneyi, Instron Universal deney cihazında 10 mm/dakika çene hızıyla gerçekleştirilmiştir. Numunelerin akma ve çekme gerilmeleri Instron'un çizdiği eğrilerden faydalanılarak tesbit edilmiştir. Koparılan numuneler üzerinde ölçüm yapılarak toplam uzama yüzdesi hesaplanmıştır. Uniform ve akma uzamaları ise Instron'un çizdiği eğrilerden tesbit edilmiştir. Çekme dene-

yinde her ısıtma işlem şartı için 5 numune kullanılmıştır. Bu 5 numune için tesbit edilen özelliklerin ortalaması alınarak o ısıtma işlem şartı için mukavemet ve süneklik özellikleri bulunmuştur.

Derin çekme kalitesinde olan Ç1 çeliğinde çekilebilirlik oranını tesbit etmek için deneyler yapılmıştır. Hadde yönüne paralel, 45° eğimli ve hadde yönüne dik doğrultularda 7'şer adet numune hazırlanmıştır. 21 numune ısıtma işlemine tabi tutulmadan bırakılmış, geri kalanlara ise %17 MHO'lu dual faz mikroyapısı kazandırılmıştır. Dual fazlı çeliklerin de yarısı 300°C'de 60 saniye süreyle temperlenmiştir. Hazırlanan bütün numunelerin yüzeyi zımparalanarak temizlendikten sonra 0,01 mm hassasiyetli el mikrometresiyle daraltılmış kısımda kalınlık ve genişlikler ölçülmüştür. Instron'da 10 mm/dakika çene hızında %10 uzatılan numunelerde tekrar kalınlık ve genişlik ölçümleri yapılmıştır. Ölçülen boyutlar 3.1 denkleminde yerine konularak çekilebilirlik oranı bulunmuştur (81). Her doğrultudaki 7 numunenin ortalaması alınarak o doğrultudaki çekilebilirlik oranı bulunmuştur. Her üç doğrultudaki R değerleri 3.2 denkleminde yerine konularak ortalama çekilebilirlik oranı bulunmuştur (81).

$$R = \frac{\ln(w_0/w)}{\ln(t_0/t)} \quad (81) \quad (3.1)$$

R: Herhangibir doğrultudaki çekilebilirlik oranı
 w_0 : İlk genişlik
 w : Son genişlik
 t_0 : İlk kalınlık
 t : Son kalınlık

$$\bar{R} = \frac{1}{4} (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) \quad (81) \quad (3.2)$$

$\bar{R}$: Ortalama çekilebilirlik oranı
 R_0 : Hadde yönündeki çekilebilirlik oranı
 R_{45} : Hadde yönüne 45° eğimli doğrultudaki R
 R_{90} : Hadde yönüne dik doğrultudaki R

Ç2 dual fazlı çeliklerinde mikrosertlik cihazında Vickers sertlik ölçümleri yapılmıştır. Numuneler parlatıldıktan sonra Nital (%3 HNO_3 , %97 CH_3OH) ile dağlanmış ve sertlik ölçümleri 1 Kg. yük ile yapılmıştır. Her ısıl işlem şartı için 5 ölçüm yapılmış ve bulunan değerlerin ortalaması alınmıştır.

Martensit hacim oranı ve ferrit tane boyutu tesbiti için metalografik inceleme yapılmıştır. Martensit hacim oranı tayini için her su verme sıcaklığında 3 numune hazırlanmıştır. Numunelerde fazlar arası kontrastı arttırmak için 350°C 'de 10 dakika süreyle temperleme yapılmıştır. Temperlenen numuneler parlatıldıktan sonra Nital (%3 HNO_3 , %97 CH_3OH) ile dağlanmış. Her numuneden 320X büyütmede 5 fotoğraf çekilmiştir. Böylece her ısıl işlem şartı için toplam 15 fotoğraf elde edilmiştir. Her fotoğraf üzerinde lineer analiz metodu(82) ile 20 ölçüm yapılmıştır. Martensit tanelerine isabet eden deney çizgi uzunluğu ölçülmüştür. 300 ölçümde ölçülen toplam çizgi uzunluğu 3.3 denkleminde görüldüğü gibi toplam deney çizgi uzunluğuna bölünerek martensit hacim oranı bulunmuştur(82).

$$V_m = \frac{\sum L_m}{\sum L} \times 100 \quad (82) \quad (3.3)$$

V_m : Martensit hacim oran yüzdesi

$\sum L_m$: Martensit tanelerinden geçen deney çizgilerinin toplam uzunluğu

$\sum L$: Deney çizgilerinin toplam uzunluğu

Bütün çeliklerin %17 martensit hacim oranına sahip mikroyapılarında ferrit tane boyutu ölçülmüştür. Nital (%5 HNO_3 , %95 CH_3OH) ile aşırı dağlanan numunelerde ferrit tane sınırları çok belirgin hale getirilmiştir. Ekranlı Mitutoyo mikroskopunun ekranı üzerinde 300X büyütmede görüntü elde edilmiştir. Bu görüntüler üzerinde 75 mm uzunluğundaki deney çizgilerine isabet eden ferrit tane sınırları sayılmıştır. Her çelik için 3 numune hazırlanmış ve her numune üzerinde de 40 sayım yapılmıştır. Her çelik için yapılan 120 sayımın ortalaması alınmış ve 3.4 denkleminde(82) yerine konularak ortalama ferrit tane boyutu bulunmuştur.

$$D = 1,75 \frac{L}{N} \quad (82) \quad (3.4)$$

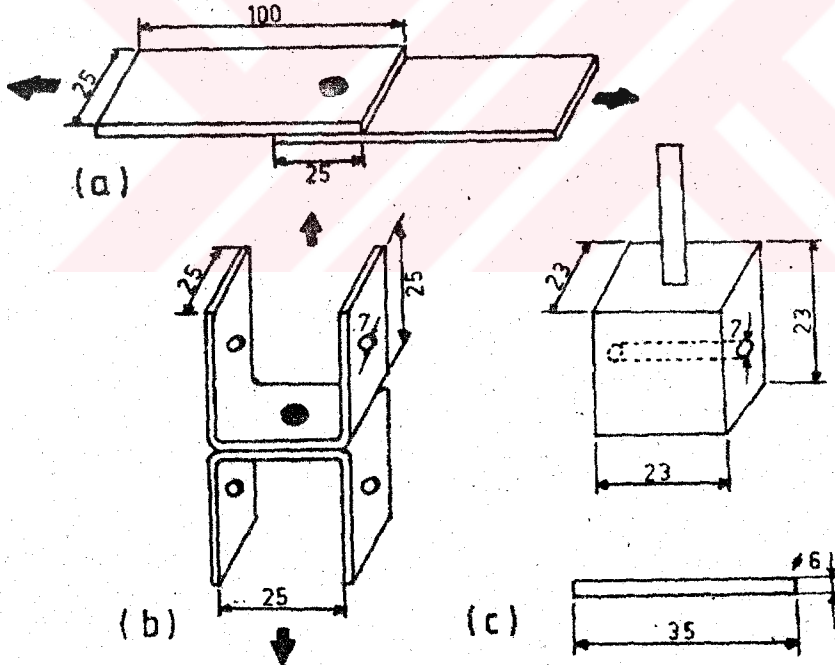
D: Ortalama ferrit tane boyutu, (mm)

L: Deney çizgisinin gerçek uzunluğu, (mm)

N: Deney çizgisine isabet eden ferrit tane sınırlarının ortalama sayısı

3.2. Nokta Kaynağı Deneyleri

Nokta kaynağı özelliklerinin tesbit edilmesinde çekme-makaslama ve U-çekme deneylerinden yararlanılmıştır. Tablo 3.1'de bileşimi gösterilen tavlı Ç3 sacından Şekil 3.3'de boyutları gösterilen numuneler kesilmiştir. U-çekme numuneleri 25x75 mm boyutunda kesilip herbirinin uzun kenarı boyunca 25 mm aralıkla iki çizgi çizilmiştir. Kenarlardaki bölüm-



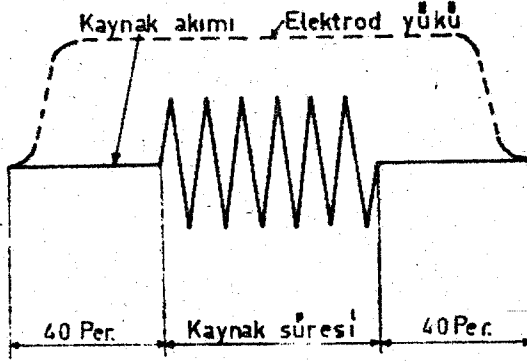
Şekil: 3.3. (a) Çekme makaslama deney numunesi, (b) U-çekme deney numunesi, (c) U-çekme deneyinde kullanılan aparat ve pim.

lerin merkezine 7 mm çaplı delikler açıldıktan sonra çizgiler boyunca 90° bükülerek Şekil 3.3b'deki U-çekme numuneleri hazırlanmıştır. Her iki deneyde kullanılan numunelerin boyutları Sawhill'in benzer kalınlıktaki saçlar üzerinde yaptığı çalışmadan alınmıştır(83).

Numunelerin bir kısmı ısıtma işlemine tabi tutulmadan bırakılmıştır. Geri kalanlar 3.1 bölümünde anlatıldığı gibi nötr tuz banyosunda 60 saniye tavlandıktan sonra buzlu tuzlu suda su verilerek %17 ve %27 martensit hacim oranında dual fazlı çelikler ile tamamen martensitik olan çelikler elde edilmiştir. Böylece aynı kimyasal bileşimde fakat farklı mikroyapıdaki çelikler elde edilerek farklı mikroyapıların nokta kaynağı özellikleri üzerine olan tesirlerini incelemek mümkün olmuştur. Ayrıca dual fazlı çeliklerde temperlemenin tesirlerini bulabilmek için %17 MHO'na sahip dual fazlı çelik numuneler üç guruba ayrılmıştır. Bir gurup su verilmiş halde bırakılırken diğer bir guruba 200°C 'de, geri kalan numunelere de 300°C 'de 60 saniye süre ile temperleme yapıp havada soğutulmuşlardır.

Bütün numunelerde yüzey kalitesinin aynı olması için önce oda sıcaklığındaki %15'lik hidroklorik asit solüsyonuna 15 dakika daldırılmıştır(84). Solüsyondan çıkarılan numuneler su içersinde naylon fırça ile fırçalandıktan sonra sıcak hava ile kurutulmuştur. Nokta kaynağı yapılmadan hemen önce numunelerin her iki yüzeyi 80A zımpara kâğıdı ile ısınmadan zımparalanmıştır.

Kaynak çalışmaları Coşkunöz firmasının Bursa'daki araştırma laboratuvarında yapılmıştır. Aynı firmanın ürettiği elektronik kumandalı 49 KVA'lık PNÖMATİK PUNTA kaynak makinasında deney numunelerine nokta kaynağı yapılmıştır. Nokta kaynağı programı Şekil 3.4'de gösterilmiştir. Her kaynak şartında sıkıştırma ve tutma süreleri 40 periyod olarak sabit tutulmuştur. Kaynak akımı, akım süresi ve elektrod basıncı değişen kaynak şartları olmuştur. Farklı kaynak şartları için her sefer bu üç değişkenin ikisi sabit tutularak farklı mikroyapılar için üçüncü değişkenin tesiri araştırılmış-



Şekil: 3.4. Nokta kaynağı programı

tır. Temas yüzey çapı 4.30 mm olan kadmiyumlu bakır elektrodların uyguladığı basınç, makınaya giren hava basıncından ayarlanmıştır. Akım süresi ise elektronik kumanda vasıtasıyla periyod olarak tesbit edilmiştir. Kaynak makinasının sekonder devresine bir sekonder ampermetre yerleştirilerek geçen akım ölçülmüş ve istenen akım şiddeti transformatörden ayarlanmıştır. Çalışma sırasında akımın ± 70 Amper sapma yaptığı tesbit edilmiştir.

Çekme-makaslama numunelerinin bir kısmı çekirdek merkezine yakın bir yerden kesilerek soğuk bakalite alınmıştır. Alışılmış usullerle parlatılan ve %3 Nital ile dağlanan numunelerde maksimum çekirdek çapı Mitutoyo Toolmakers mikroskobunda ölçülmüştür. Aynı numuneler üzerinde iş parçalarının temas yüzeyine 0,2 mm mesafedeki paralel bir hat üzerinde 100 gm yük ile mikrosertlik ölçümleri yapılmıştır. Böylece ana metal, Isının Tesiri Altında kalan Bölge (ITAB), ve çekirdek sertlikleri tesbit edilmiştir.

Çekme deneyleri Instron Universal deney cihazında 10 mm/dakika çene hızında yapılmıştır. Ölçülen maksimum yükler kaynak çekme kuvvetleri olarak alınmıştır. Çekme-makaslama numuneleri direkt olarak çenelere bağlanmıştır. U-çekme numuneleri ise direkt olarak çenelere bağlanamamıştır. Şekil 3.3c'de gösterilen aparattan iki tane kaynak edilmiş olan numunelere alttan ve üstten birer pimle tutturulmuştur.

Sonra aparatların uçları çenelere bağlanarak kaynağın normal yönde kırılması sağlanmıştır.

Her kaynak şartı için 5 numune hazırlanmış olup bunlardan elde edilen sonuçların ortalaması alınarak özellikler tesbit edilmiştir. Ayrıca kırılan bütün numunelerde kırılma tipi tesbit edilmiştir.



4 DENEY SONUÇLARI

4.1. Metalografik İnceleme Sonuçları

Farklı sıcaklıklardan su verilen çeliklerde su verme sıcaklık derecesine bağlı olarak teşekkül eden martensit hacim oran (MHO) yüzdesi Tablo 4.1'de gösterilmiştir.

Tablo: 4.1. Su verme sıcaklığına bağlı olarak çeliklerde teşekkül eden martensit hacim oranı (MHO) yüzdesi.

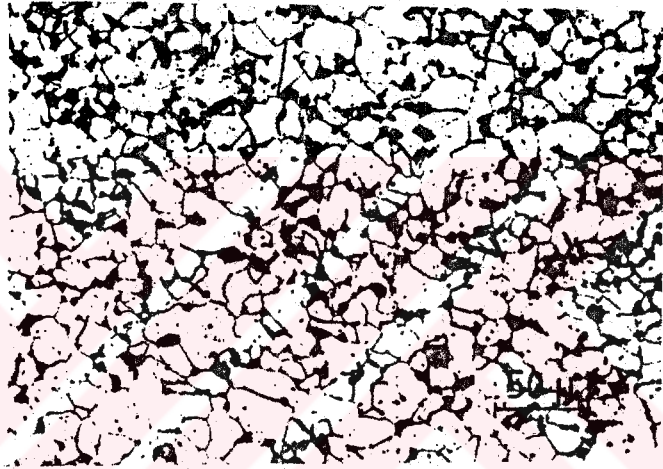
Ç1 Çeliği		Ç2 Çeliği		Ç3 Çeliği		Ç4 Çeliği		Ç5 Çeliği	
°C	%MHO	°C	%MHO	°C	%MHO	°C	%MHO	°C	%MHO
775	9	795	17	745	11	740	11	755	17
800	17			765	17	760	17		
830	30			785	23	780	23		
840	36			795	27				
				810	35				
				840	55				
				920	100				

%17 martensit hacim oranındaki dual fazlı çeliklerin fotoğraflarından tesbit edilen ortalama ferrit tane boyutu Tablo 4.2'de gösterilmiştir.

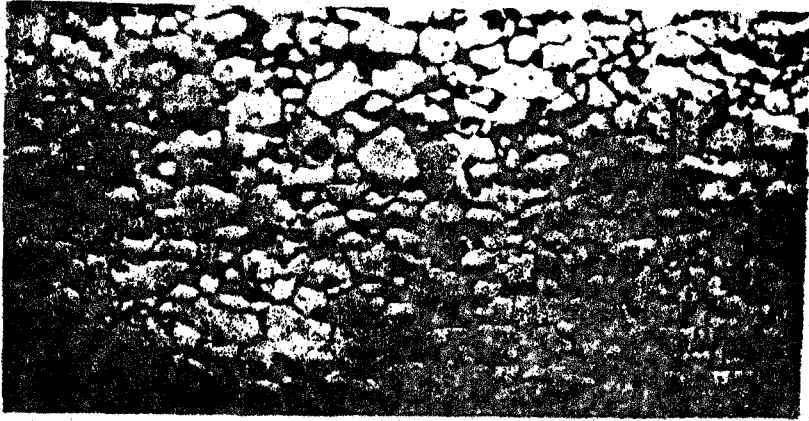
Tablo: 4.2. %17 martensit hacim oranındaki dual fazlı çeliklerdeki ortalama ferrit tane boyutu.

Ortalama Ferrit Tane Boyutu (mm)	ÇELİK				
	Ç1	Ç2	Ç3	Ç4	Ç5
	0,030	0,048	0,063	0,044	0,056

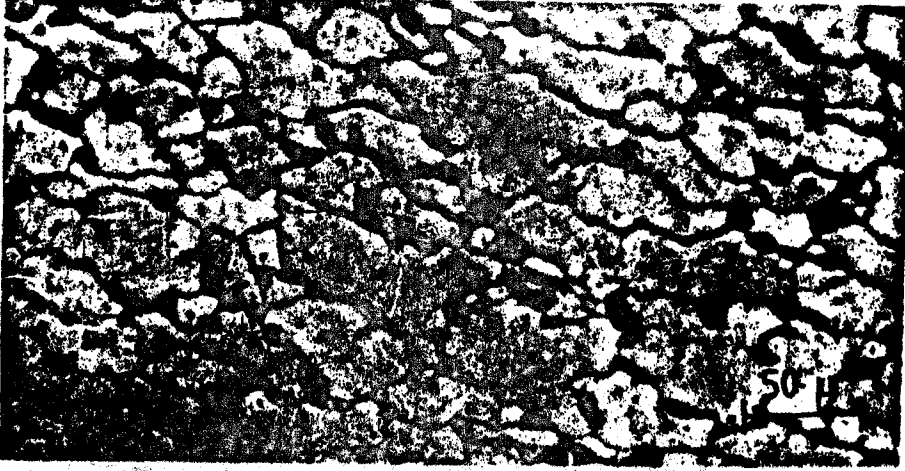
Dual fazlı çeliklerin mikroyapıları Şekil 4.1'den 4.10'a kadar gösterilmiştir. Fotoğraflardaki koyu kısımlar martensit fazını, açık kısımlar ise ferrit fazını göstermektedir. Düşük hacim oranlarında martensit, birbirinden ayrı taneler halinde ferrit tanelerinin sınırlarında teşekkül etmektedir. Su verme sıcaklık derecesi arttıkça martensit taneleri büyümekte ve ferrit tanelerini çevreleyen bir ağ şeklini almaktadır. Bu durumu Ç3 dual fazlı çeliklerinde gayet açık bir şekilde görmekteyiz (Şekil 4.3-4.7).



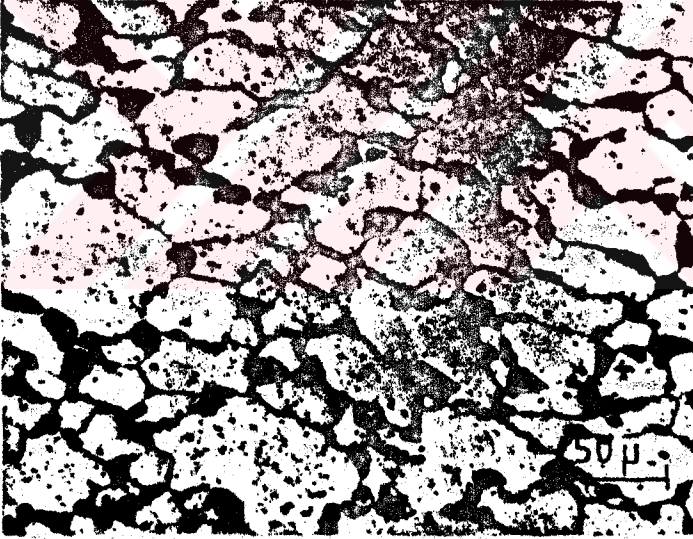
Şekil: 4.1. %17 martensit hacim oranındaki Ç1 çeliği.



Şekil: 4.2. %17 martensit hacim oranındaki Ç2 çeliği.



Şekil: 4.3. %17 martensit hacim oranındaki Q23 çeliği.



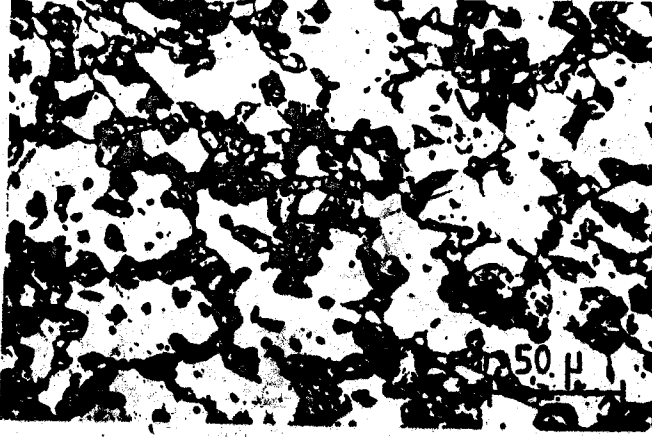
Şekil: 4.4. %23 martensit hacim oranındaki Q23 çeliği.



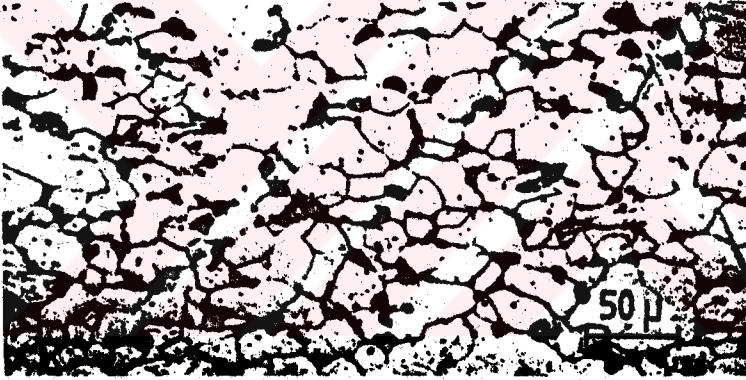
Sekil: 4.5. %27 martensit hacim oranındaki Ç3 çeliği.



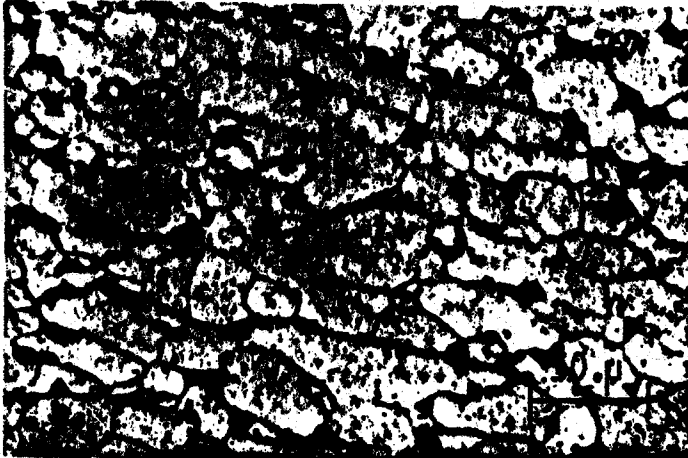
Sekil: 4.6. %35 martensit hacim oranındaki Ç3 çeliği.



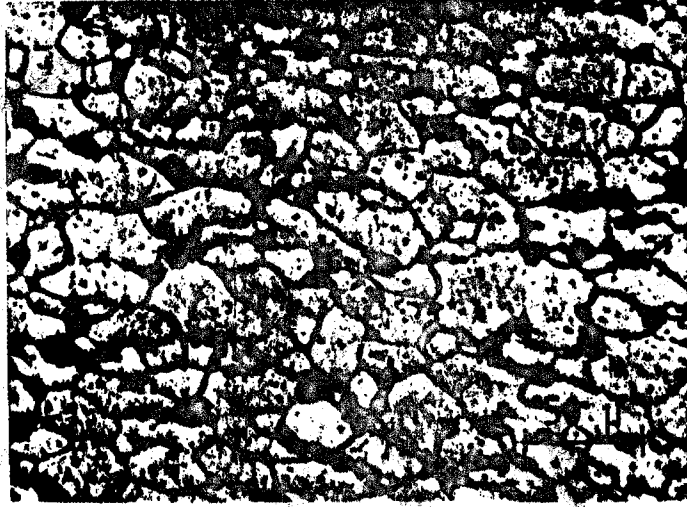
Şekil: 4.7. %55 martensit hacim oranındaki Ç3 çeliği.



Şekil: 4.8. %17 martensit hacim oranındaki Ç5 çeliği.



Şekil: 4.9. %11 martensit hacim oranındaki Ç4 çeliği.



Şekil: 4.10. %17 martensit hacim oranındaki 94 çeliği.

4.2. Çekme Deney Sonuçları

Çelik numunelerin çekme deney sonuçları aşağıdaki tablolarda gösterilmiştir. Bu tablolarda akma mukavemeti, σ_A ve çekme mukavemeti, σ_q ile gösterilmiş olup, birimleri MPa'dır. Uniform uzama U_u , toplam uzama U_T ve akma uzaması ise U_A ile gösterilmiştir. Ç2 dual fazlı çeliğe ait olan Tablo 4.7'ye numunelerin Vickers sertlik değerleri (VSD) de ilâve edilmiştir. Bu tablolardan faydalanılarak çizilen eğriler Şekil 4.11'den Şekil 4.22'ye kadar görülmektedir.

Tablo: 4.3. Su verilmemiş haldeki çeliklerin çekme deney sonuçları

Çelik No	σ_A MPa	σ_q MPa	U_T %	U_u %
Ç1	215	297	38,5	21,8
Ç2	212	306	36,4	20,3
Ç3	274	368	33,7	18,8
Ç4	295	365	32,8	18,0
Ç5	290	390	30,3	16,9

Tablo: 4.4. Su verilmiş Ç1 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

MHO	σ_A	σ_4	U_T	U_u	U_A
%	MPa	MPa	%	%	%
9	319	625	23,0	15,4	0
17	328	632	22,4	14,9	0
30	330	643	20,9	13,2	0
36	338	651	20,0	12,8	0

Tablo: 4.5. Muhtelif sıcaklıklarda 60 saniye süreyle temperlenen %17 MHO'ndaki Ç1 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

Temperleme Sıcaklığı	σ_A	σ_4	U_T	U_u	U_A
°C	MPa	MPa	%	%	%
200	323	461	33,1	18,7	0
250	309	442	35,6	19,4	0
300	282	402	36,8	20,0	0,1
350	293	395	37,4	20,6	0,5
400	301	389	37,5	21,2	1,3

Tablo: 4.6. Ç1'e ait çekilebilirlik oran deney sonuçları

Uygulanan Isıl İşlem	R_0	R_{45}	R_{90}	$\bar{R}$
Tavlı, perlitik	1,747	1,560	1,761	1,657
%17 MHO su verilmiş	1,302	1,049	1,256	1,164
%17 MHO, 300°C/60 sn ile temperlenmiş	1,305	1,075	1,283	1,185

Tablo: 4.7. Ç2 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

Temperleme Sıcaklığı Süresi		σ_A	σ_C	U_T	U_u	U_A	VSD
$^{\circ}C$	Sn	MPa	MPa	%	%	%	Kg/mm ²
—	—	339	652	20,8	13,9	0	212
200	15	365	520	27,3	14,3	0	167
	30	366	512	30,5	15,0	0,1	159
	60	363	490	31,1	15,2	0,2	158
	90	368	485	31,3	15,1	0,2	155
	180	360	470	31,4	15,3	0,3	154
250	15	368	498	30,2	15,1	0,2	149
	30	355	483	32,5	16,5	0,3	142
	60	351	470	33,2	16,7	0,3	141
	90	354	442	33,5	16,9	0,3	140
	180	357	446	33,9	17,2	0,4	140
300	15	334	466	34,1	16,5	0,4	146
	30	317	434	35,2	17,6	0,7	137
	60	315	428	35,9	17,8	0,7	132
	90	313	427	36,2	17,7	0,9	130
	180	309	423	35,9	17,9	0,8	128
350	15	327	425	34,6	16,8	1,2	137
	30	325	416	35,4	17,6	1,3	126
	60	321	410	36,7	18,1	1,2	120
	90	322	413	36,5	18,0	1,4	124
	180	318	410	36,1	18,1	1,2	120
400	15	338	419	35,3	18,0	1,5	128
	30	334	413	36,2	17,8	1,7	129
	60	326	404	36,6	18,1	1,8	126
	90	320	397	36,5	18,2	2,1	122
	180	327	398	36,9	18,2	2,0	124
450	60	328	393	36,3	18,4	2,9	125
500	60	317	386	36,5	18,3	3,5	122

Tablo: 4.8. Su verilmiş Ç3 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

MHO	σ_A	σ_c	U_T	U_u	U_A	U_T
%	MPa	MPa	%	%	%	%
11	374	734	20,0	13,6	0	14680
17	372	744	19,2	12,5	0	14285
23	384	755	17,5	11,7	0	13213
27	391	770	15,6	10,5	0	12012
35	420	794	13,4	9,1	0	10640
100	947	1120	4,2	3,0	0	4704

Tablo: 4.9. 60 saniye süreyle temperlenen Ç3 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

Temperleme Sıcaklığı °C	MHO %	σ_A MPa	σ_c MPa	U_T %	U_u %	U_A %	$U_T \times \sigma_c$ % x MPa
200	17	400	518	26,3	14,2	0,1	—
300	11	333	445	32,0	17,5	0,5	14240
	17	346	459	31,0	17,3	0,5	14229
	23	349	466	29,7	16,2	0,4	13840
	27	362	473	28,1	15,7	0,4	13291
	35	397	501	24,9	13,8	0,3	12475

Tablo: 4.10. %17 martensit hacim oranındaki Ç4 dual fazlı çeliklerin çekme deney sonuçları

Temperleme Sıcaklığı °C	Süresi Sn	σ_A MPa	σ_c MPa	U_T %	U_u %	U_A %
—	—	385	751	18,1	12,0	0
300	60	352	473	30,5	16,4	0,5

Tablo: 4.11. %17 martensit hacim oranındaki
Ç5 dual fazlı çeliklerin çekme
deney sonuçları

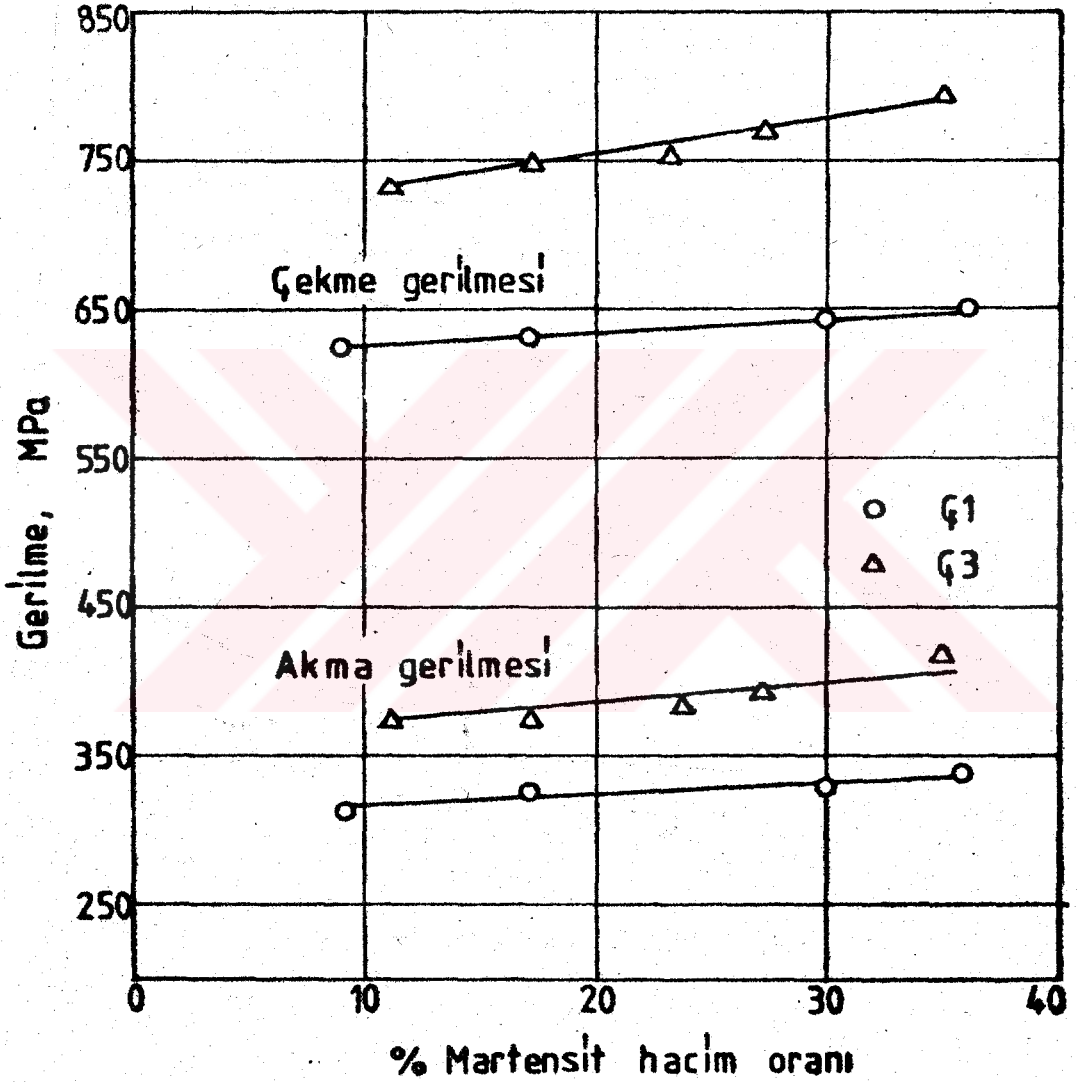
Temperleme		σ_A	σ_C	U_T	U_u	U_A
Sıcaklığı	Süresi					
$^{\circ}C$	Sn	MPa	MPa	%	%	%
—	—	435	789	16,9	11,1	0
300	60	381	504	27,1	14,3	0,4

4.3. Nokta Kaynağı Deneylerinin Sonuçları

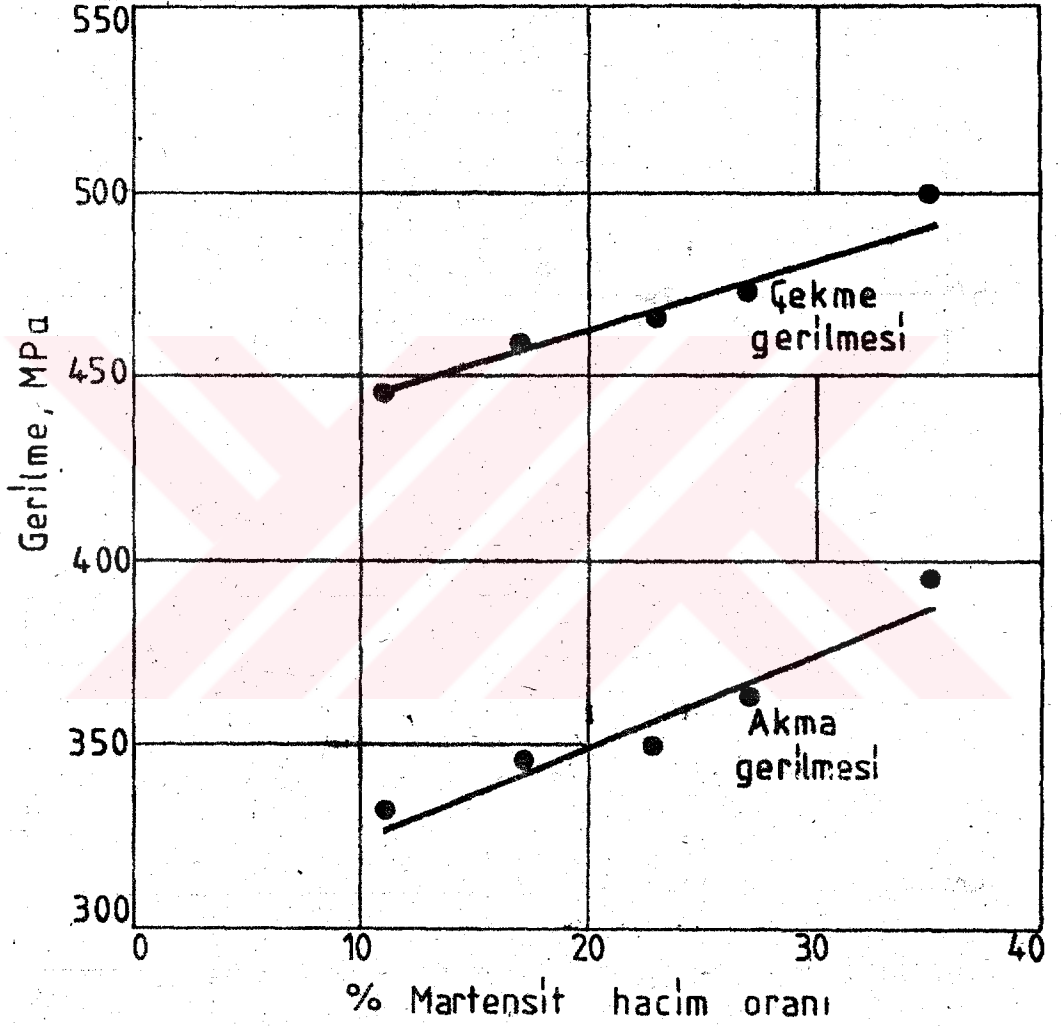
Nokta kaynağı deneylerinin sonuçları Şekil 4.25' den itibaren eğriler halinde verilmiştir.

2200 Newton elektrod basıncında kaynak edilen çekme-makaslama numunelerinde 7000 Amper, 8 Peryod ve 8000 Amper, 4 Peryod kaynak şartları için ayrılma kırılması görülmüştür. 7500 Amper akım şiddetinde 8 Peryod ile kaynak edilenlerde ise karışık kırılma (bazı numunelerde ayrılma, bazılarında ise düğme teşekkülü) görüldü. Geri kalan akım şiddeti ve akım süresi şartlarında düğme teşekkülü ile kırılma olmuştur.

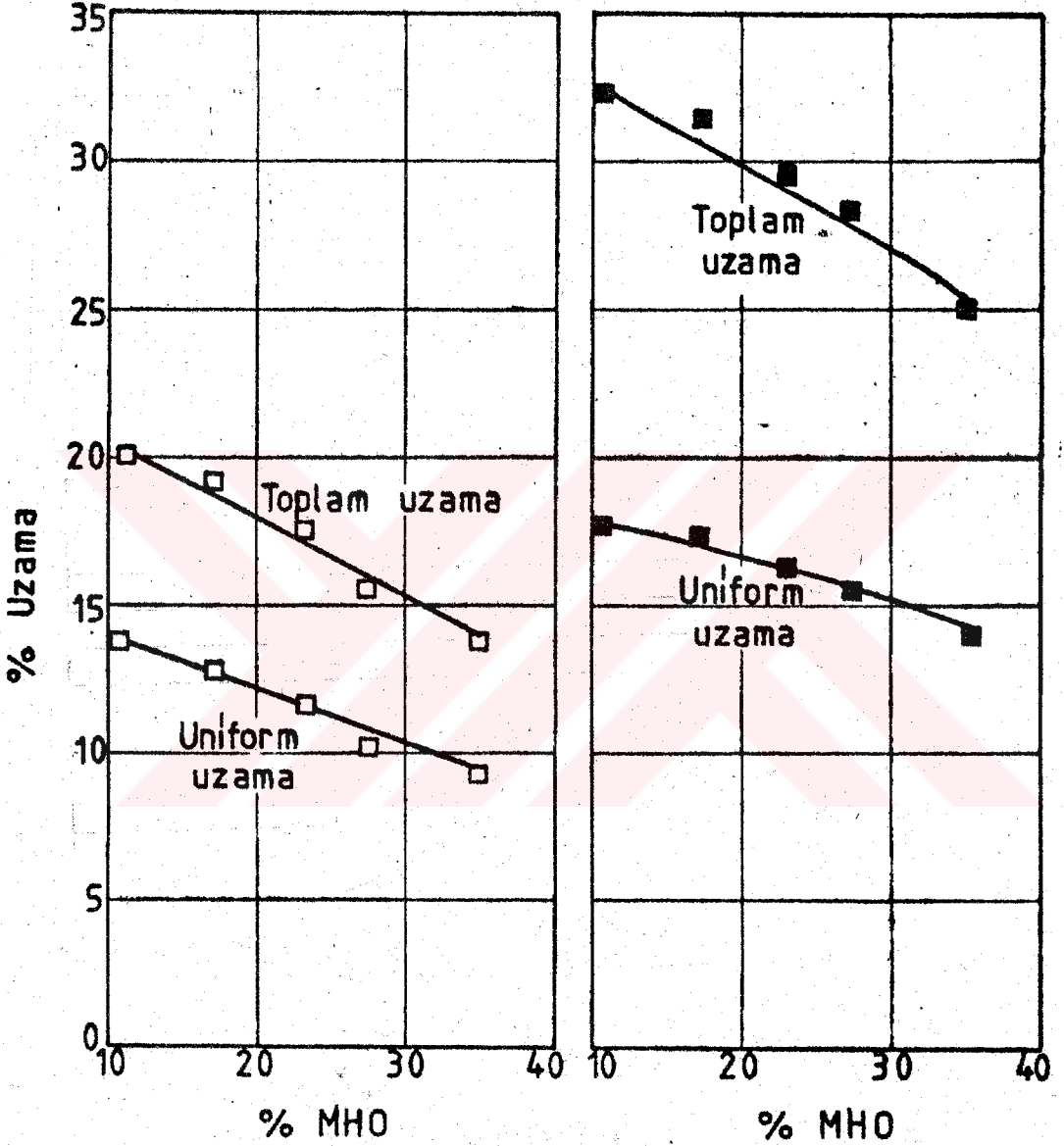
U-çekme numunelerinden 7500 Amper akım şiddetinde 8 Peryod süre ile kaynak edilenlerde ayrılma kırılması görülmüştür. 8000 ve 9000 Amper akım şiddetlerinde 8 Peryod süre ile kaynak edilen numunelerde ise düğme teşekkülü ile kırılma görülmüştür.



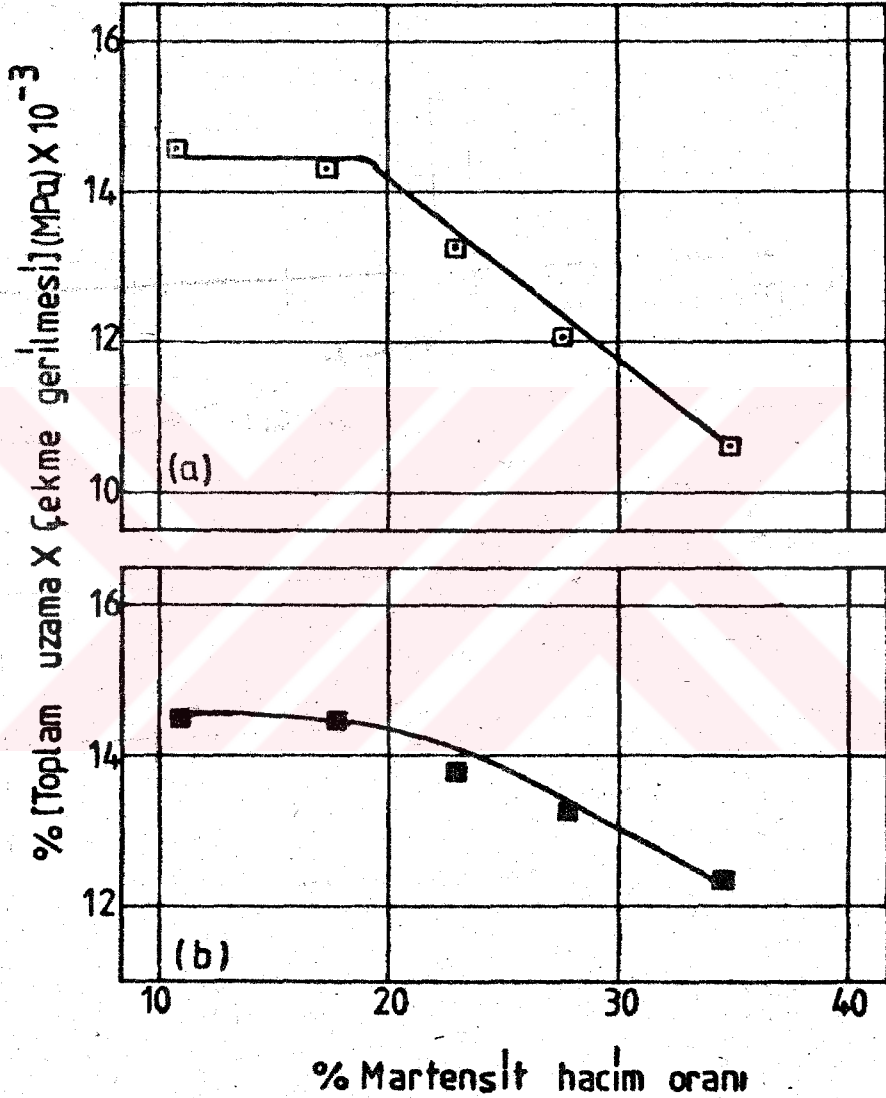
Şekil: 4.11. Su verilmiş haldeki dual fazlı çeliklerde martensit hacim oranına bağlı olarak akma ve çekme mukavemetinin değişimi.



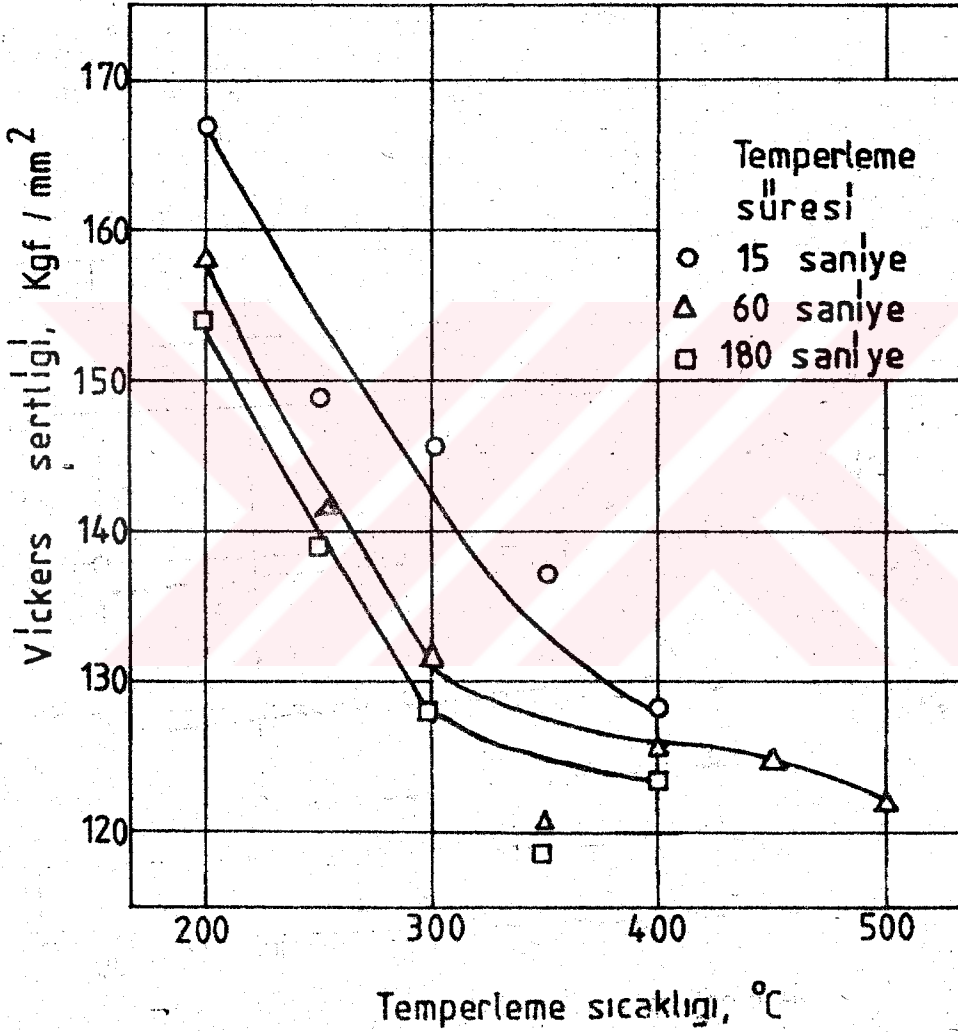
Şekil: 4.12. 3000°C'de 60 saniye temperlenmiş 43 dual fazlı çeliklerinde martensit hacim oranına bağlı olarak akma ve çekme mukavemetinin değişimi.



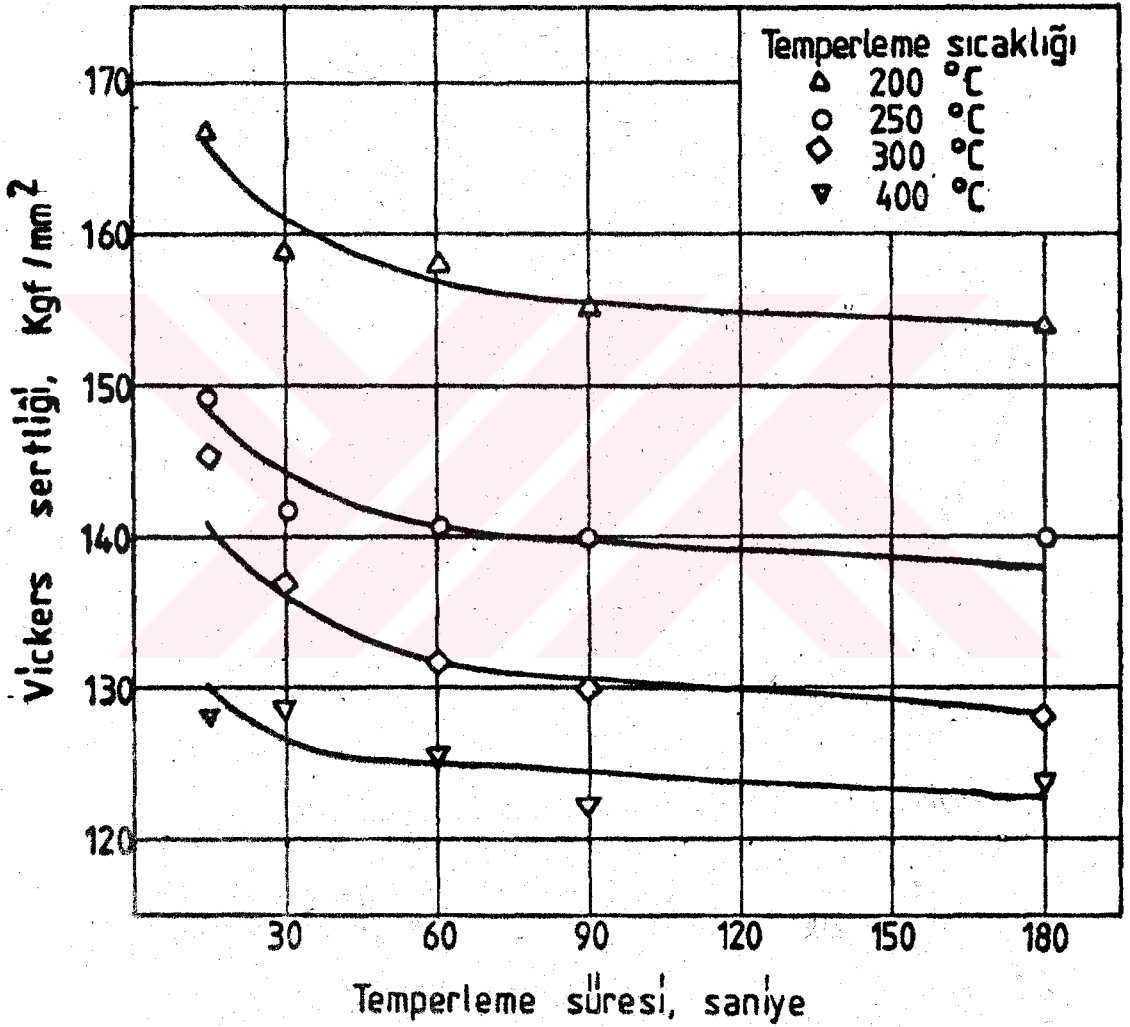
Şekil: 4.13. (a) Su verilmiş ve (b) 300°C'de 60 saniye temperlenmiş olan Ç3 dual fazlı çeliklerinde martensit hacim oranına bağlı olarak toplam ve uniform uzama-nın değişimi.



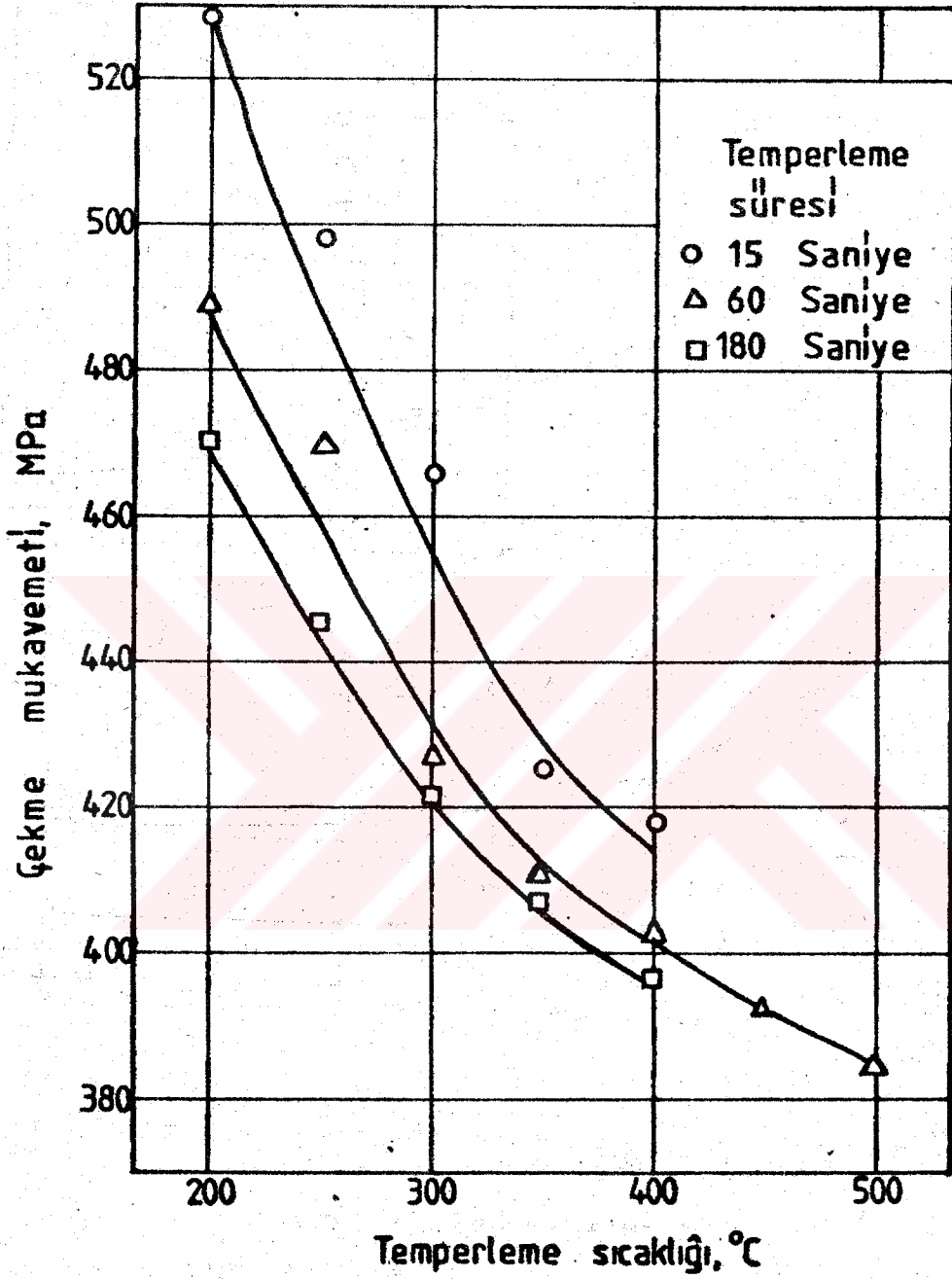
Şekil: 4.14. (a) Su verilmiş ve (b) 300°C'de 60 saniye temperlenmiş olan Ç3 dual fazlı çeliklerinde martensit hacim oranına bağlı olarak toplam uzama ile çekme mukavemeti çarpımının değişimi.



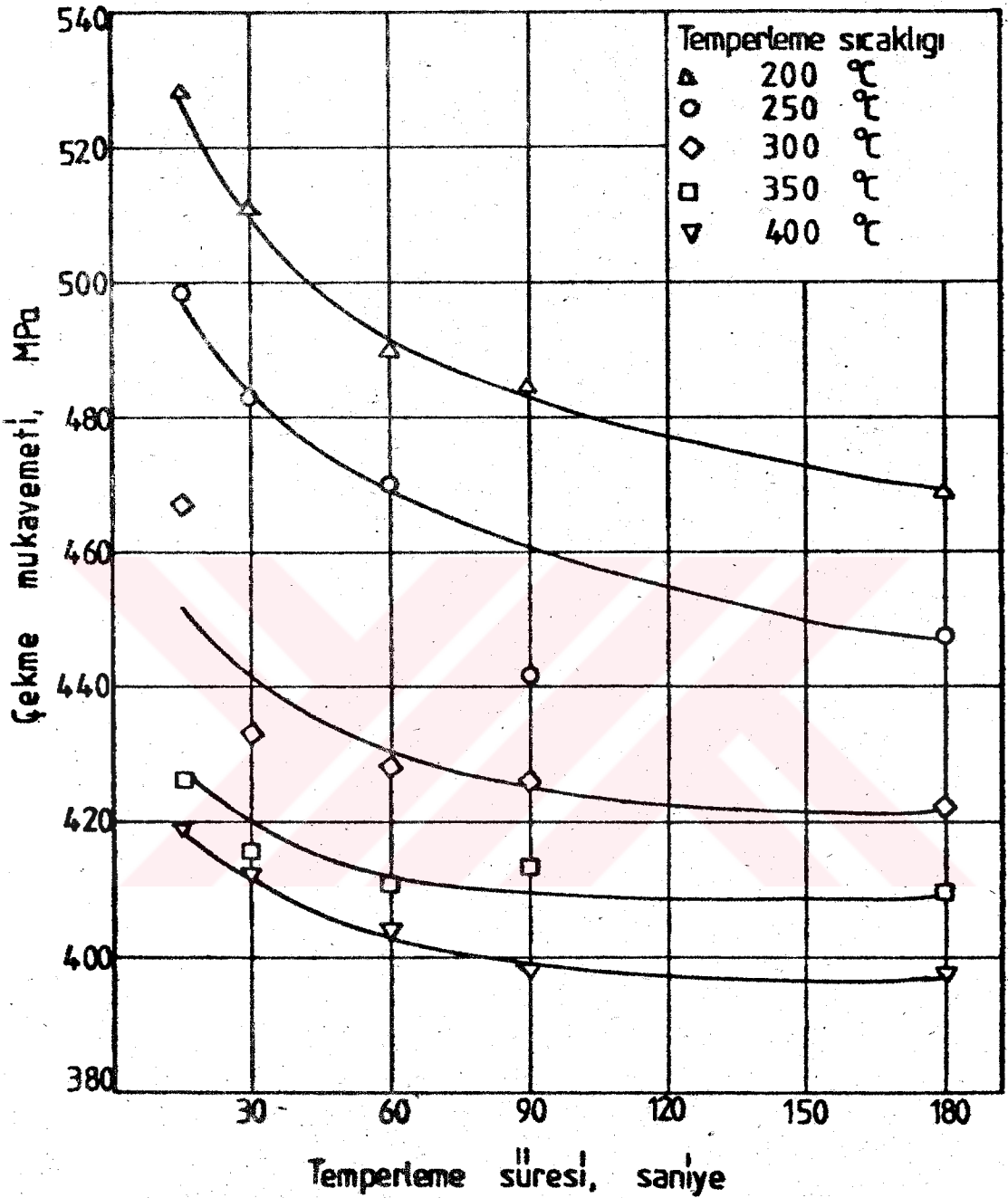
Şekil: 4.15. Temperlenmiş Ç2 dual fazlı çeliklerinde temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertliğin değişimi.



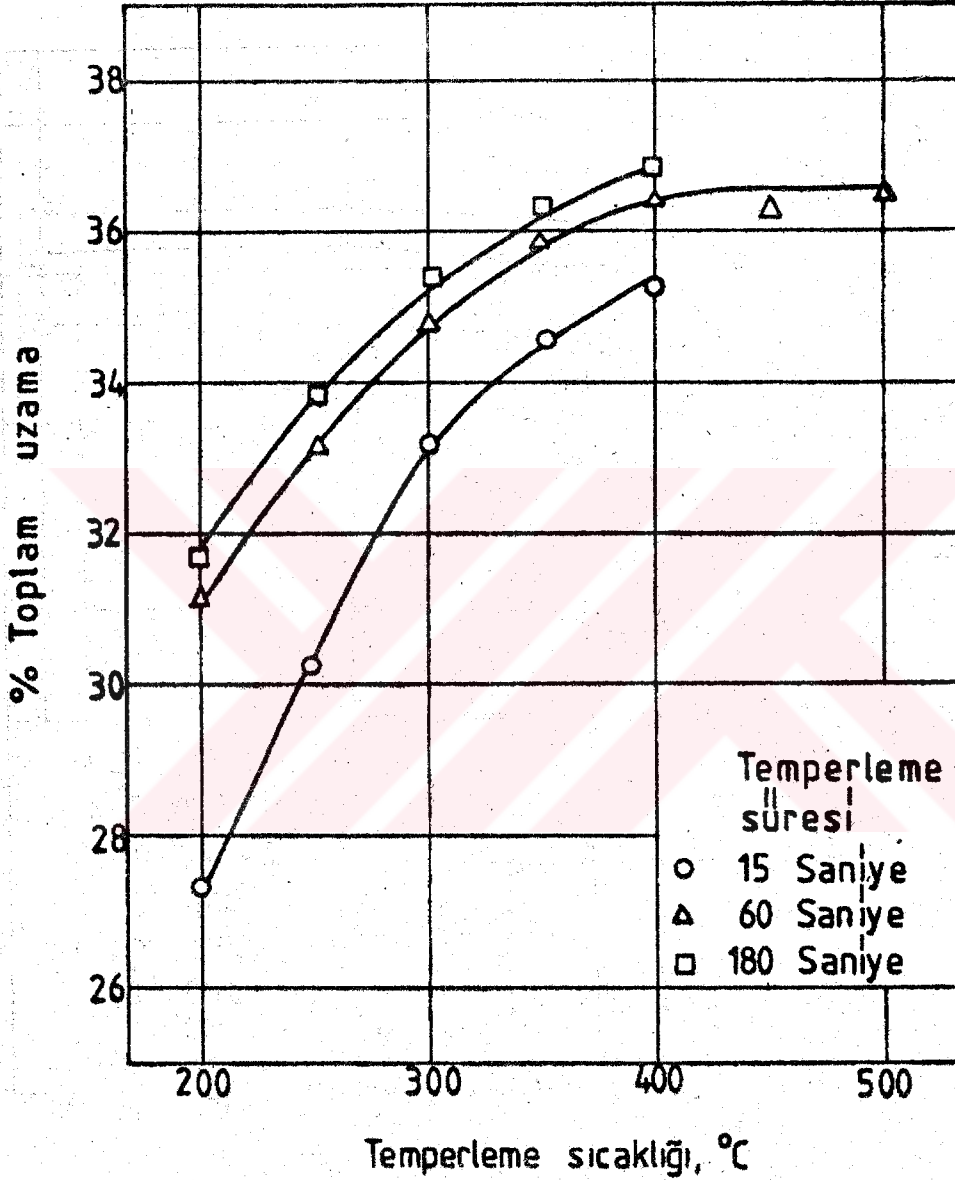
Şekil: 4.16. Temperlenmiş Ç2 dual farklı çeliklerinde temperleme süresine bağlı olarak sertliğin değişimi.



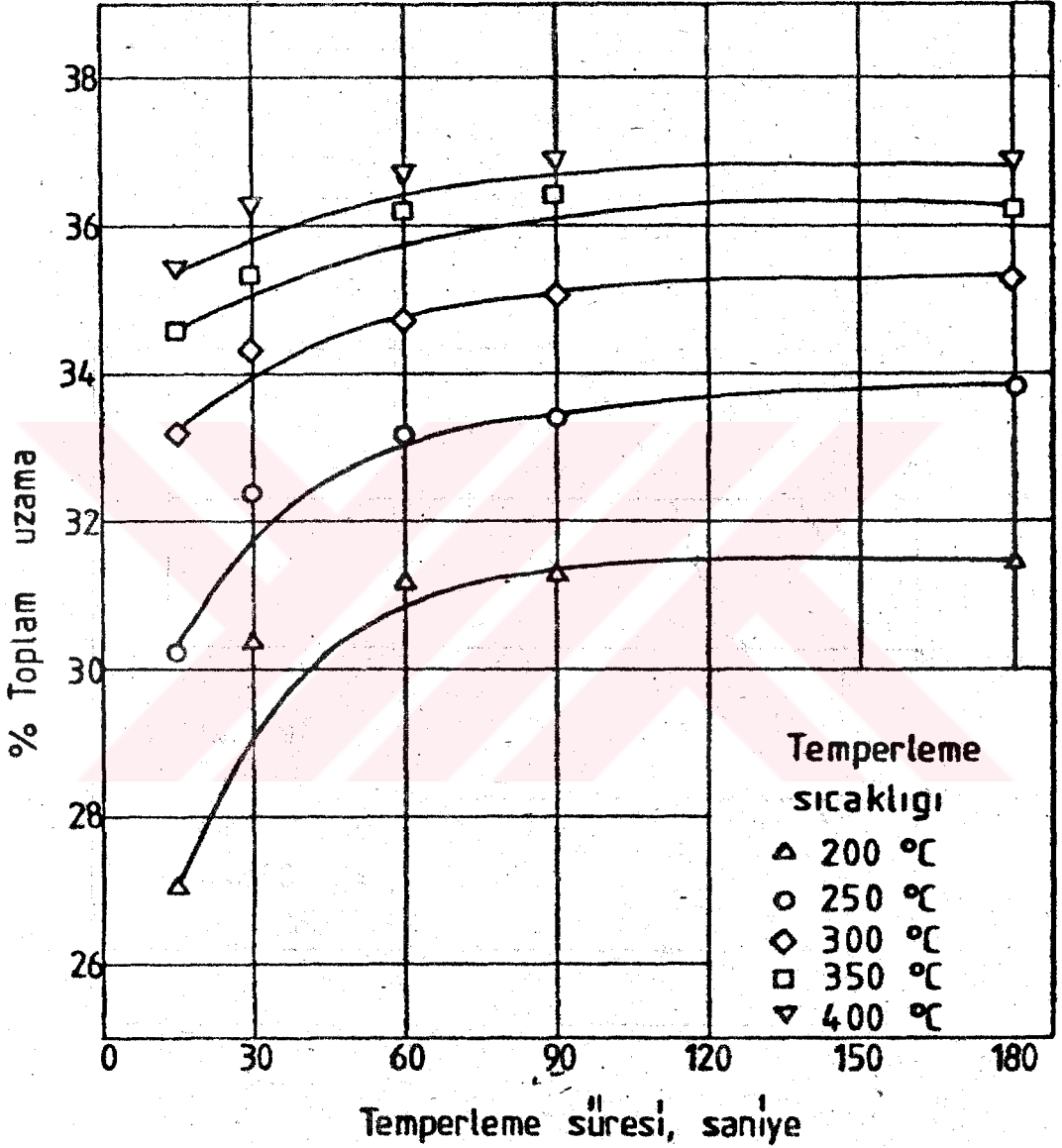
Şekil: 4.17. Temperlenmiş Ç2 dual fazlı çeliklerinde temperleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi.



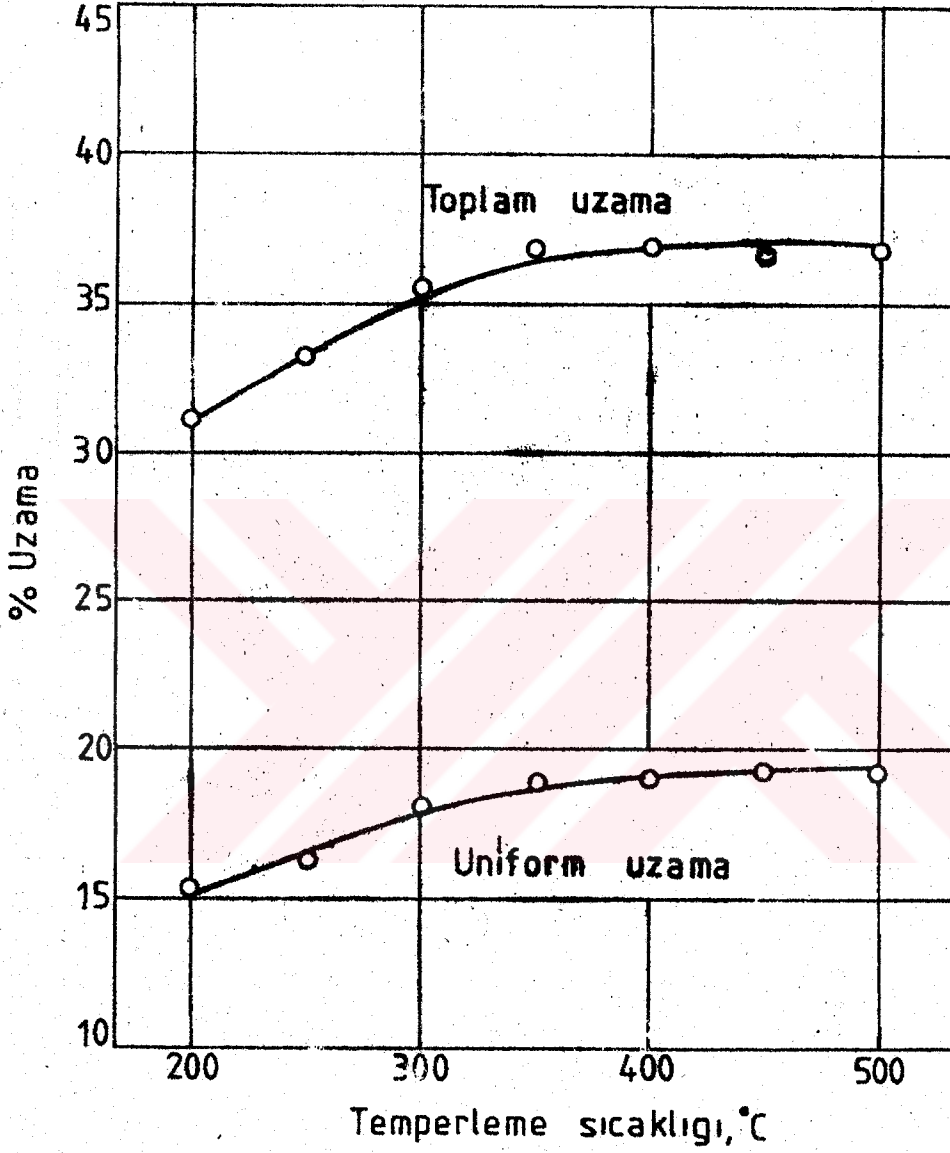
Şekil: 4.18. Temperlenmiş Q2 dual fazlı çeliklerinde temperleme süresine bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi.



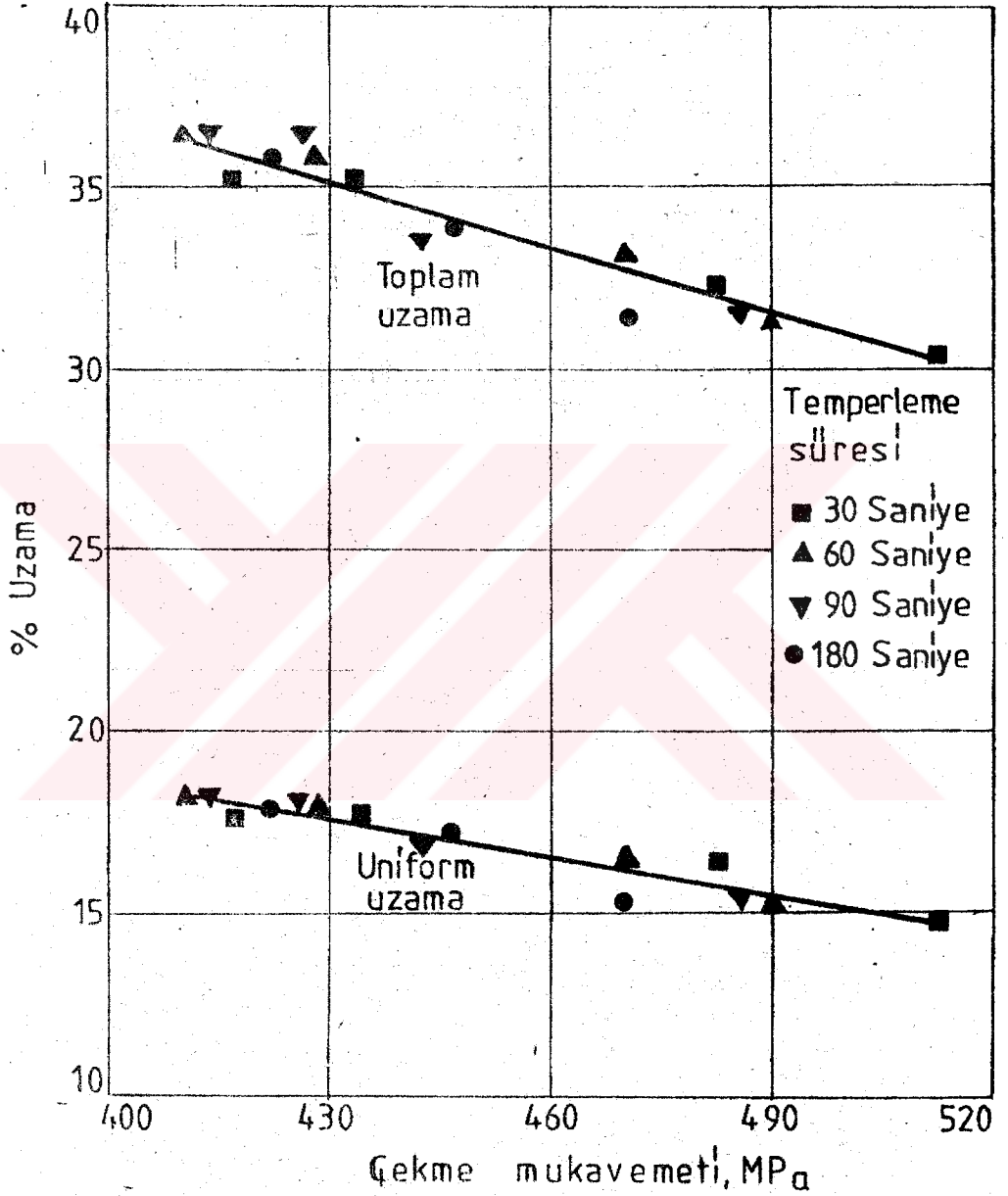
Şekil: 4.19. Temperlenmiş Ç2 dual fazlı çeliklerinde temperleme sıcaklığına bağlı olarak toplam uzama yüzdesinin değişimi.



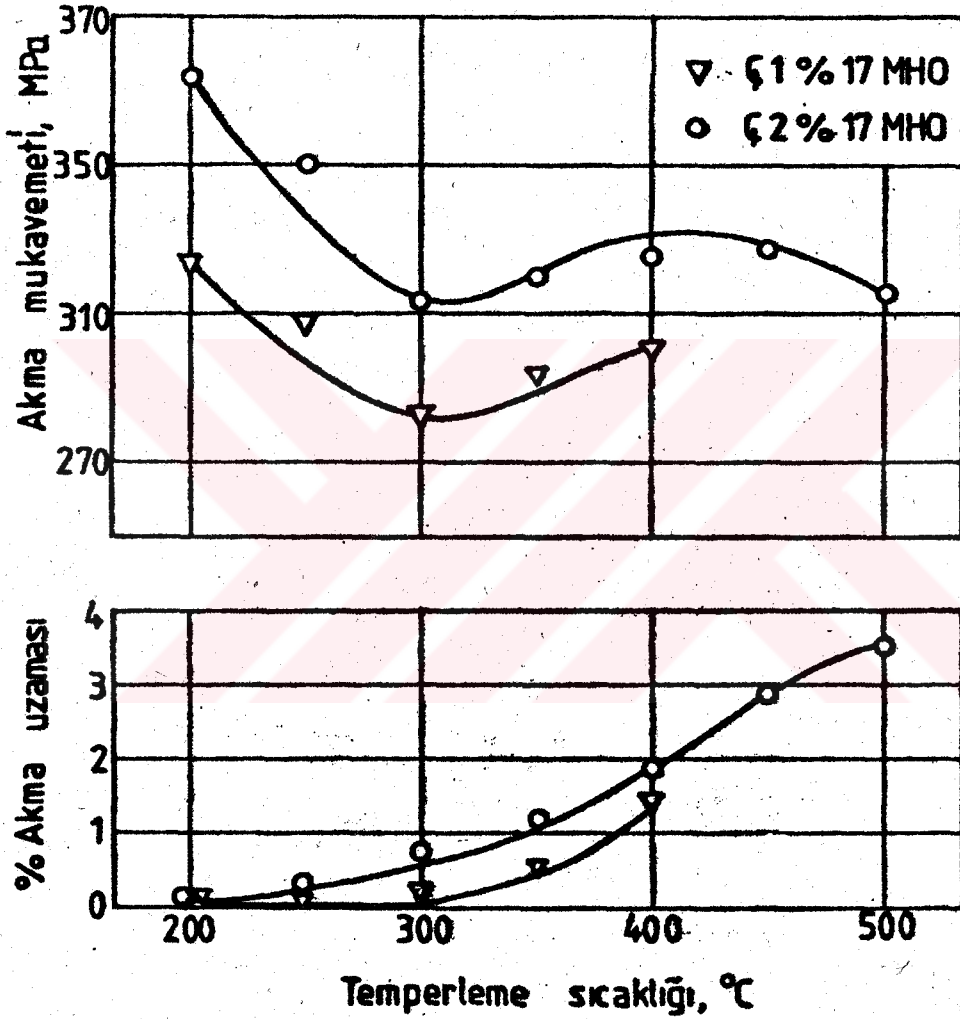
Şekil: 4.20. Temperlenmiş Q2 dual fazlı çeliklerinde temperleme süresine bağlı olarak toplam uzama yüzdesinin değişimi.



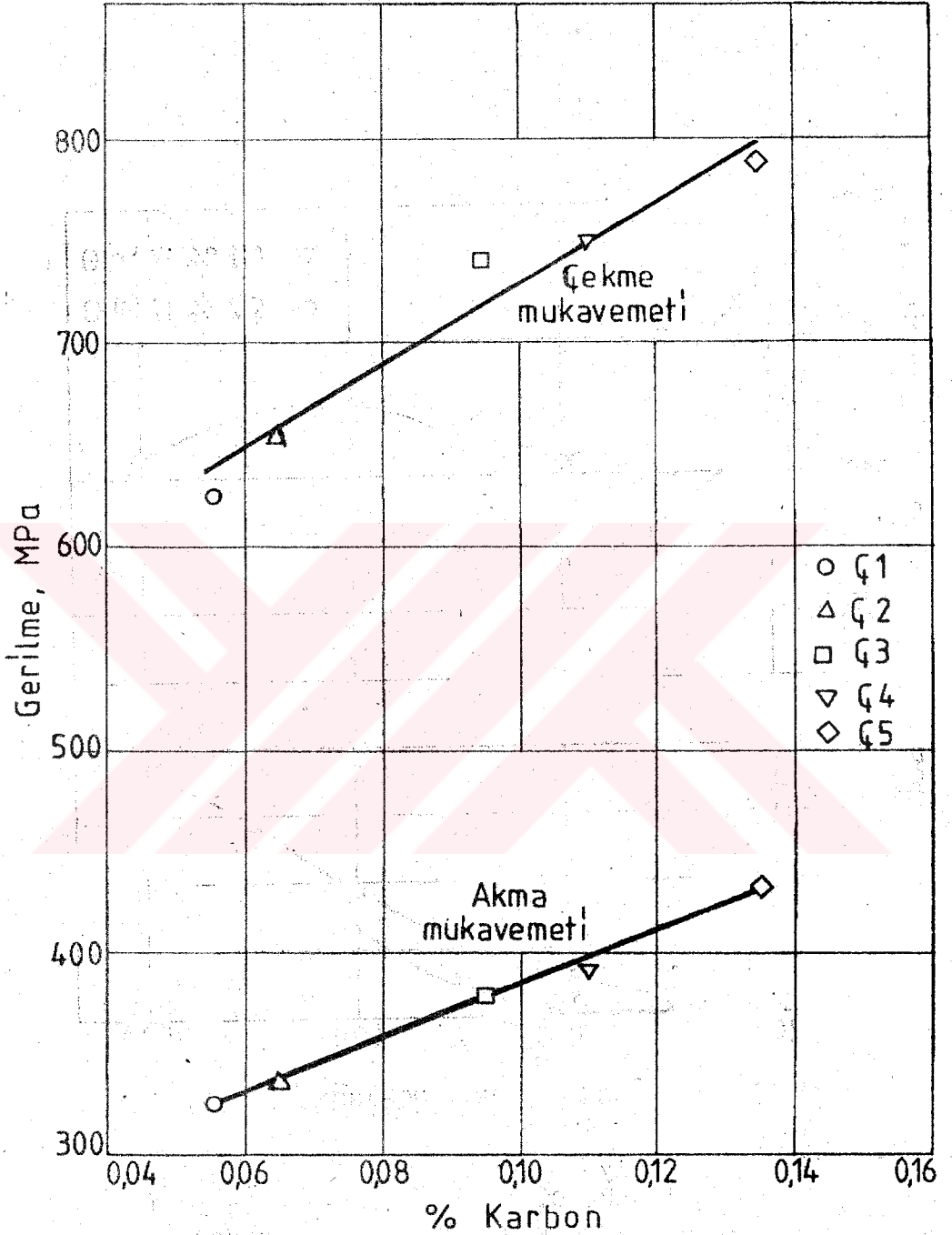
Şekil: 4.21. 60 saniye süreyle temperlenmiş olan %17 MnO'ndaki Ç2 dual fazlı çeliklerinde sünekliğin temperleme sıcaklığına bağlı olarak değişimi.



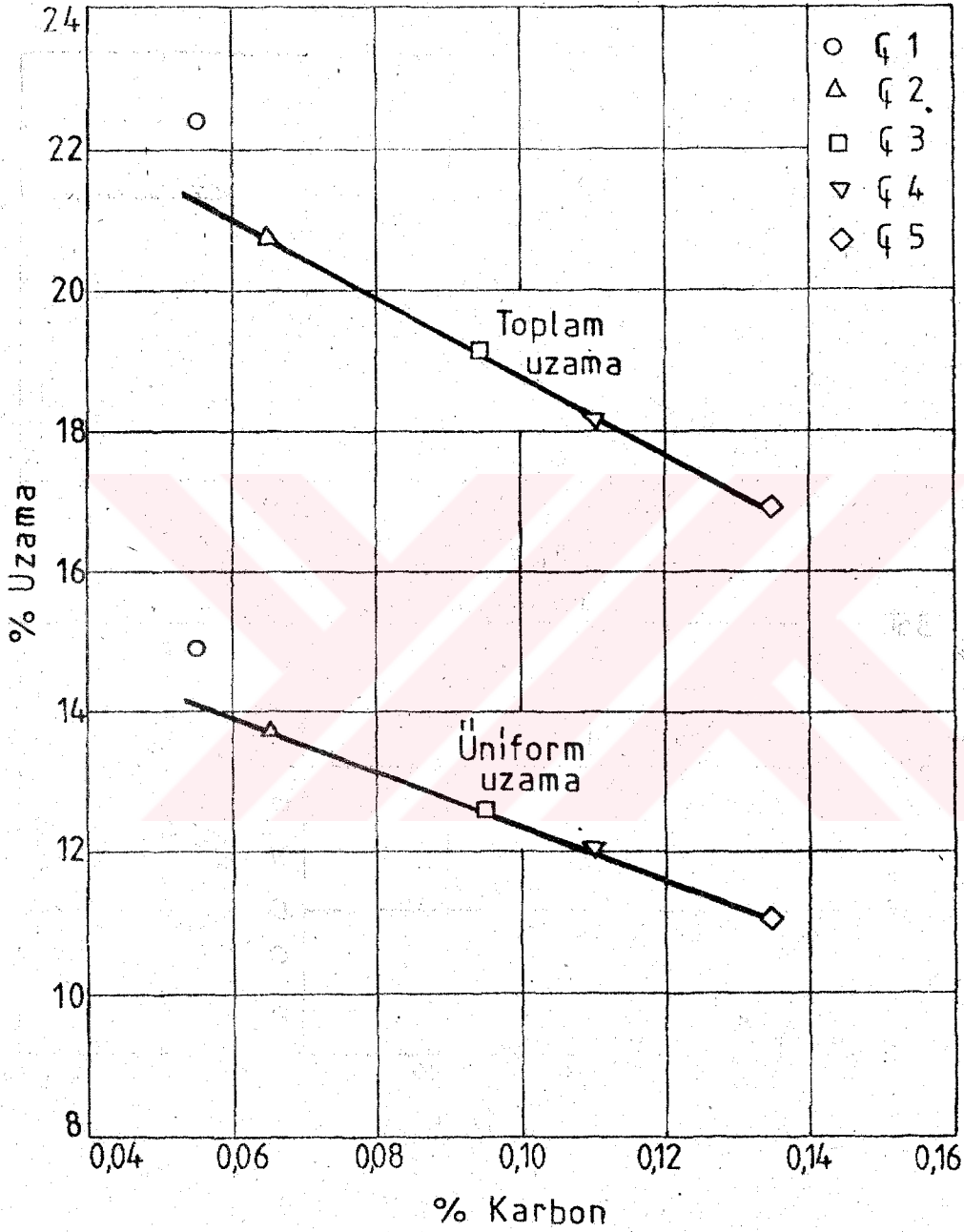
Şekil: 4.22. 200-300°C'de temperlenmiş olan Ç2 dual fazlı çeliklerinde sünekliğin çekme mukavemetine bağlı olarak değişimi.



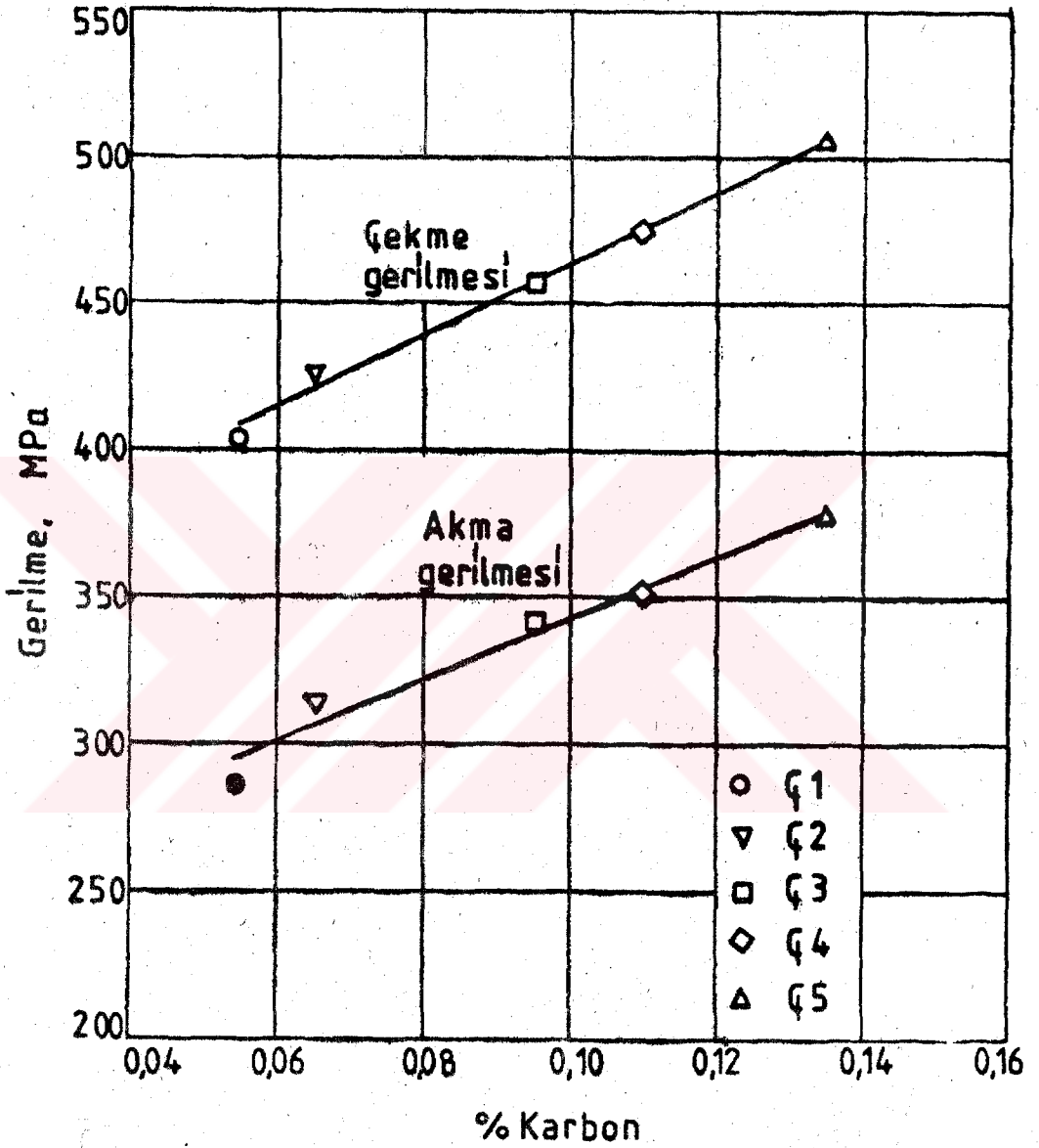
Şekil: 4.23. 60 saniye süreyle temperlenmiş olan %17 MHO'ndaki ϕ 1 ve ϕ 2 dual fazlı çeliklerde temperleme sıcaklık derecesine bağlı olarak akma gerilmesinin ve akma uzama yüzdesinin değişimi.



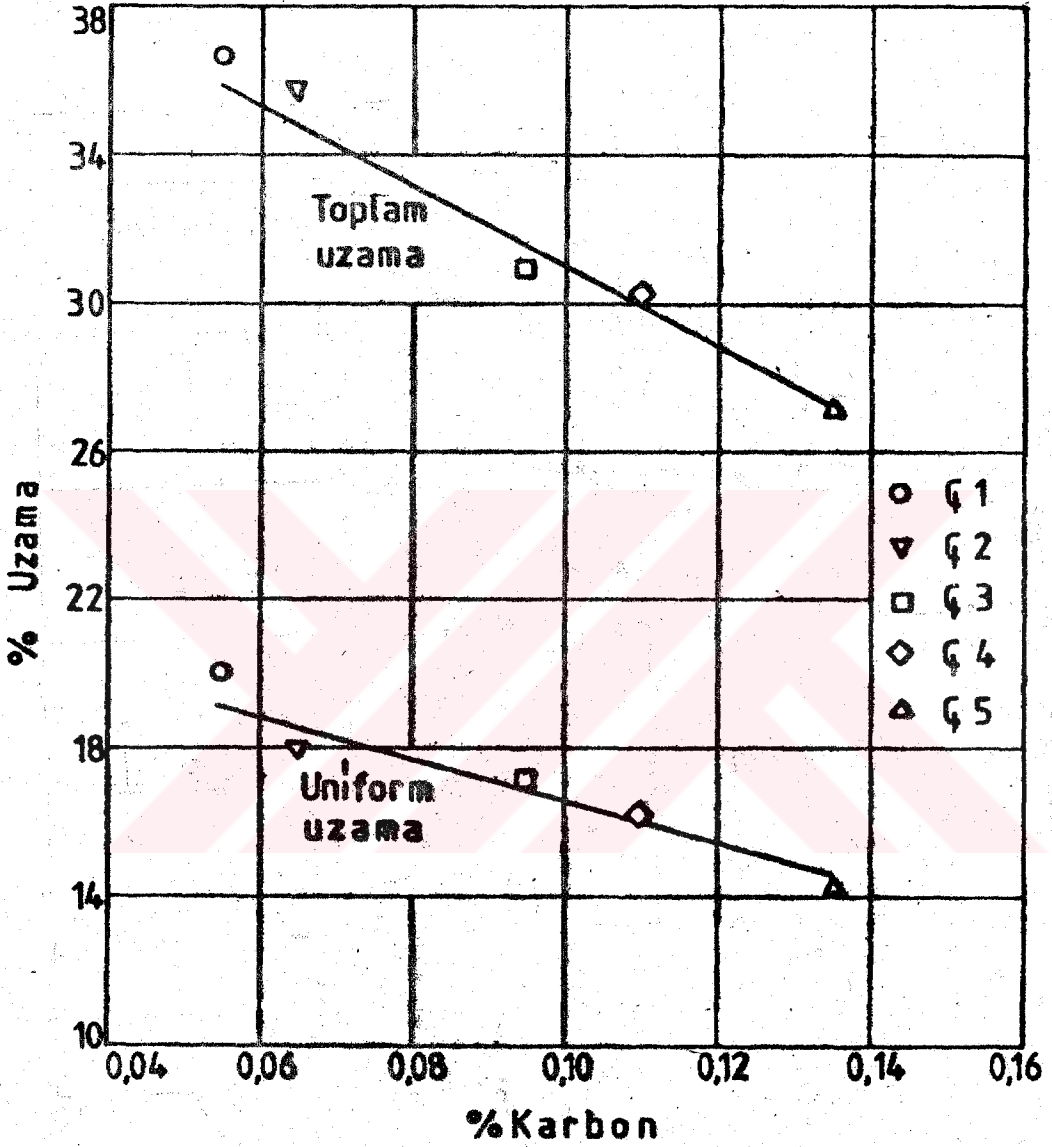
Şekil: 4.24. Su verilmiş haldeki %17 MHO'lu dual fazlı çeliklerde çelik karbon oranına bağlı olarak akma ve çekme mukavemetinin değişimi.



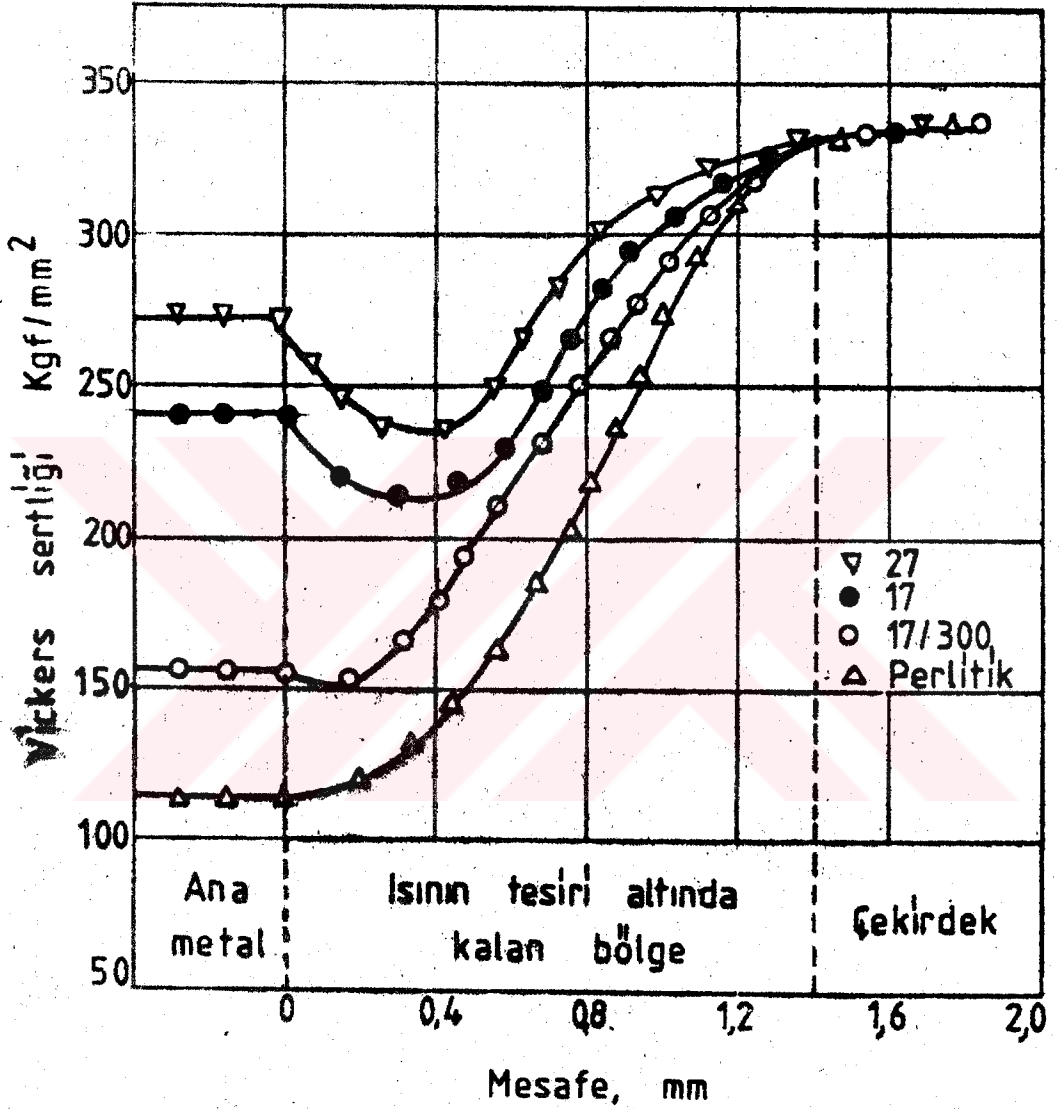
Şekil: 4.25. Su verilmiş haldeki %17 MnO'lu dual fazlı çeliklerde çelik karbon oranına bağlı olarak sünekliğin değişimi.



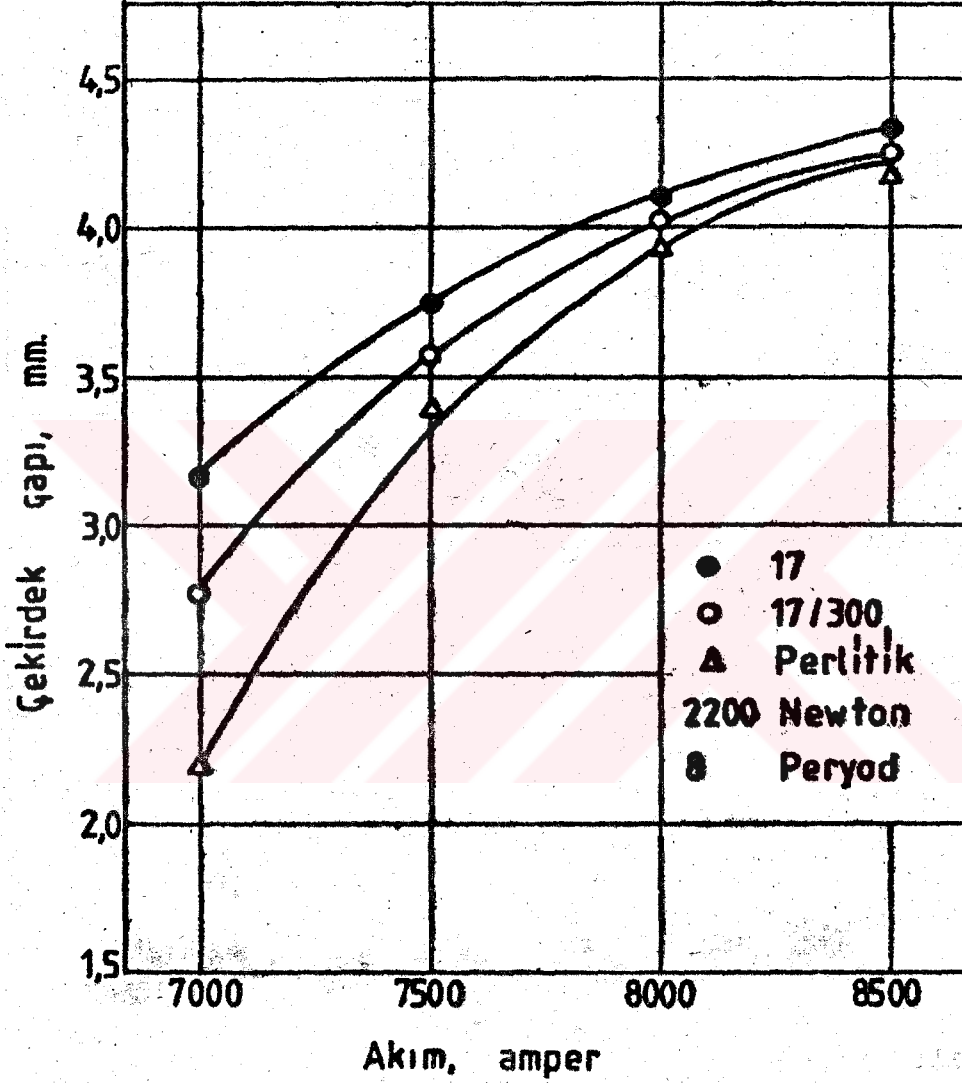
Şekil: 4.26. 300°C'de 60 saniye temperlenmiş olan %17 MHO'ndaki dual fazlı çeliklerde karbon oranına bağlı olarak çekme ve akma mukavemetinin değişimi.



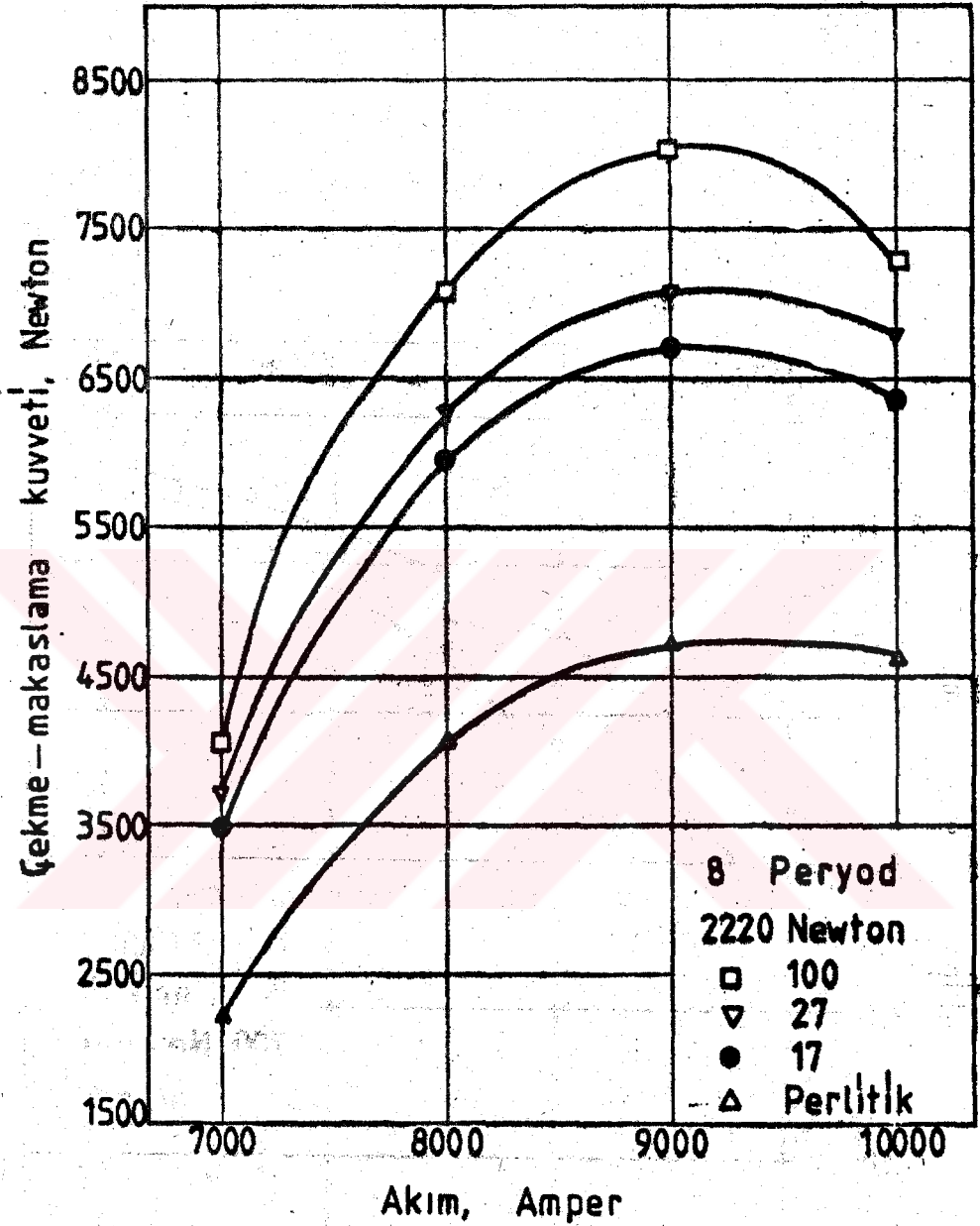
Şekil: 4.27 300°C'de 60 saniye temperlenmiş olan %17 MHO'ndaki dual fazlı çeliklerde karbon oranına bağlı olarak sünekliğin değişimi.



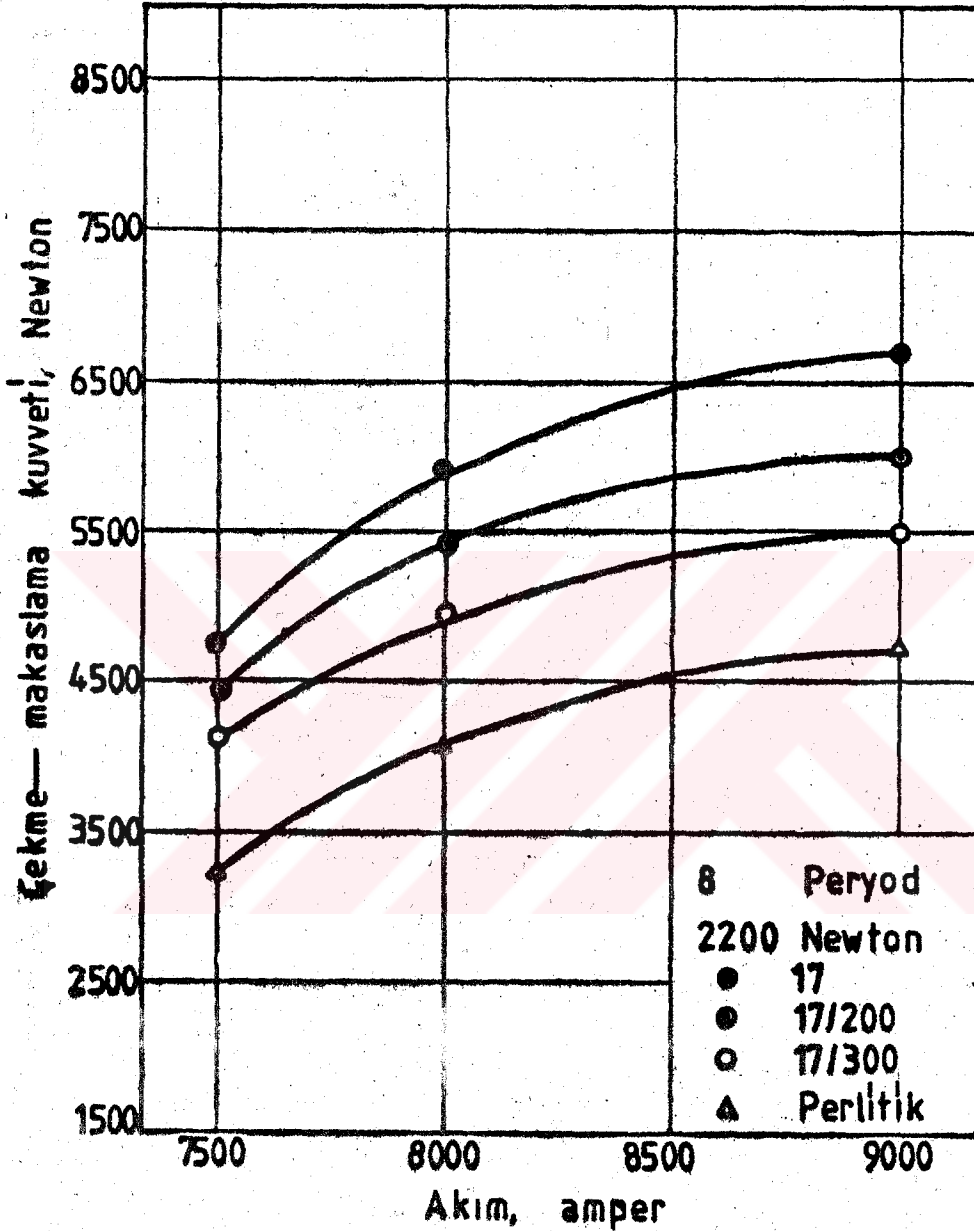
Şekil: 4.28 Perlitik ve dual fazlı çeliklerin bağlan-
tısında, ana metalden çekirdeğe kadar o-
lan sertlik değişimi. Sembollerin yanın-
daki ilk sayı %MHO'nı, ikinci sayı ise
temperleme sıcaklık °C'sini göstermekte-
dir.



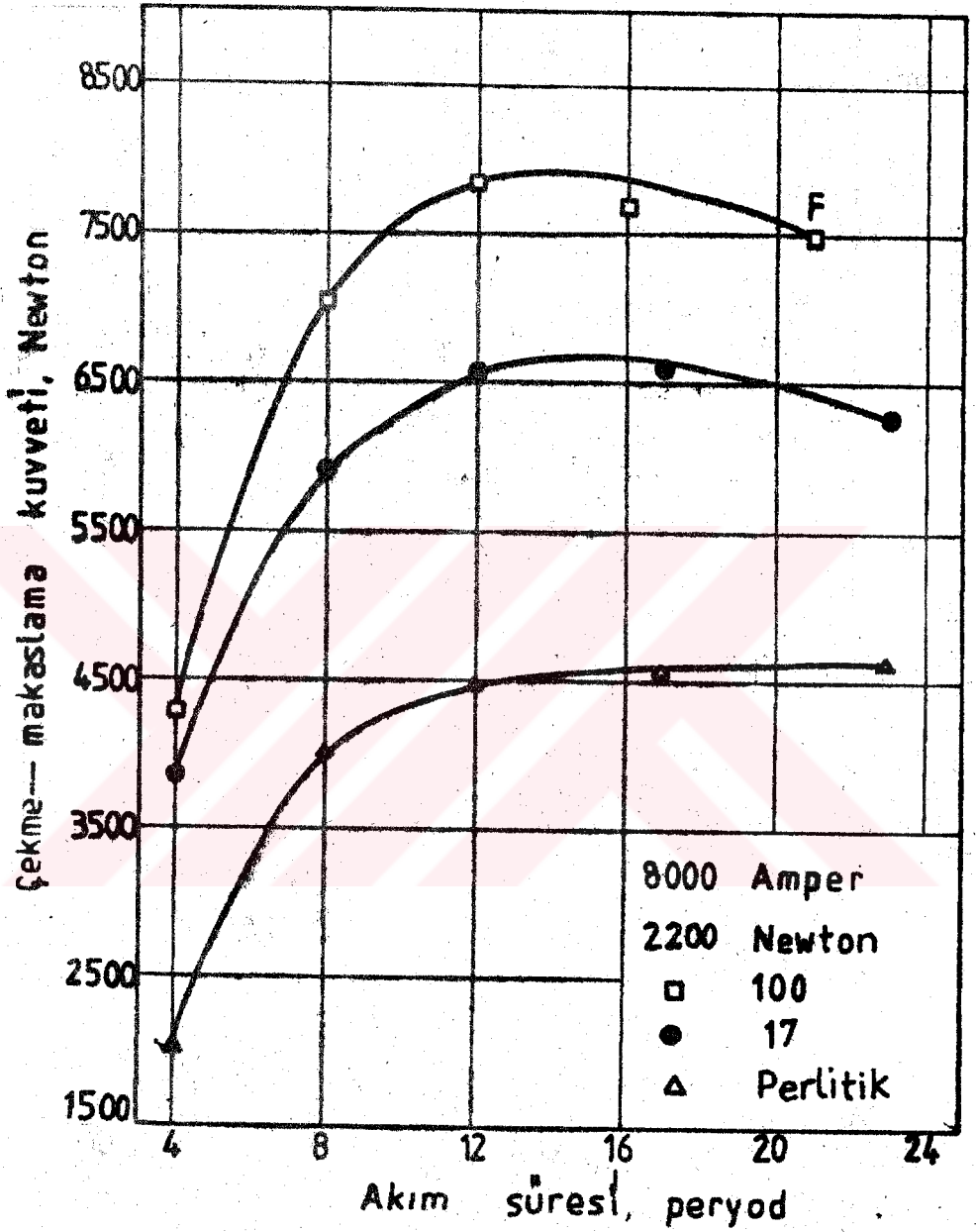
Şekil: 4.29. Perlitik ve dual fazlı çeliklerde akım şiddetine bağlı olarak çekirdek çapının büyümesi. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MnO'nı, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.



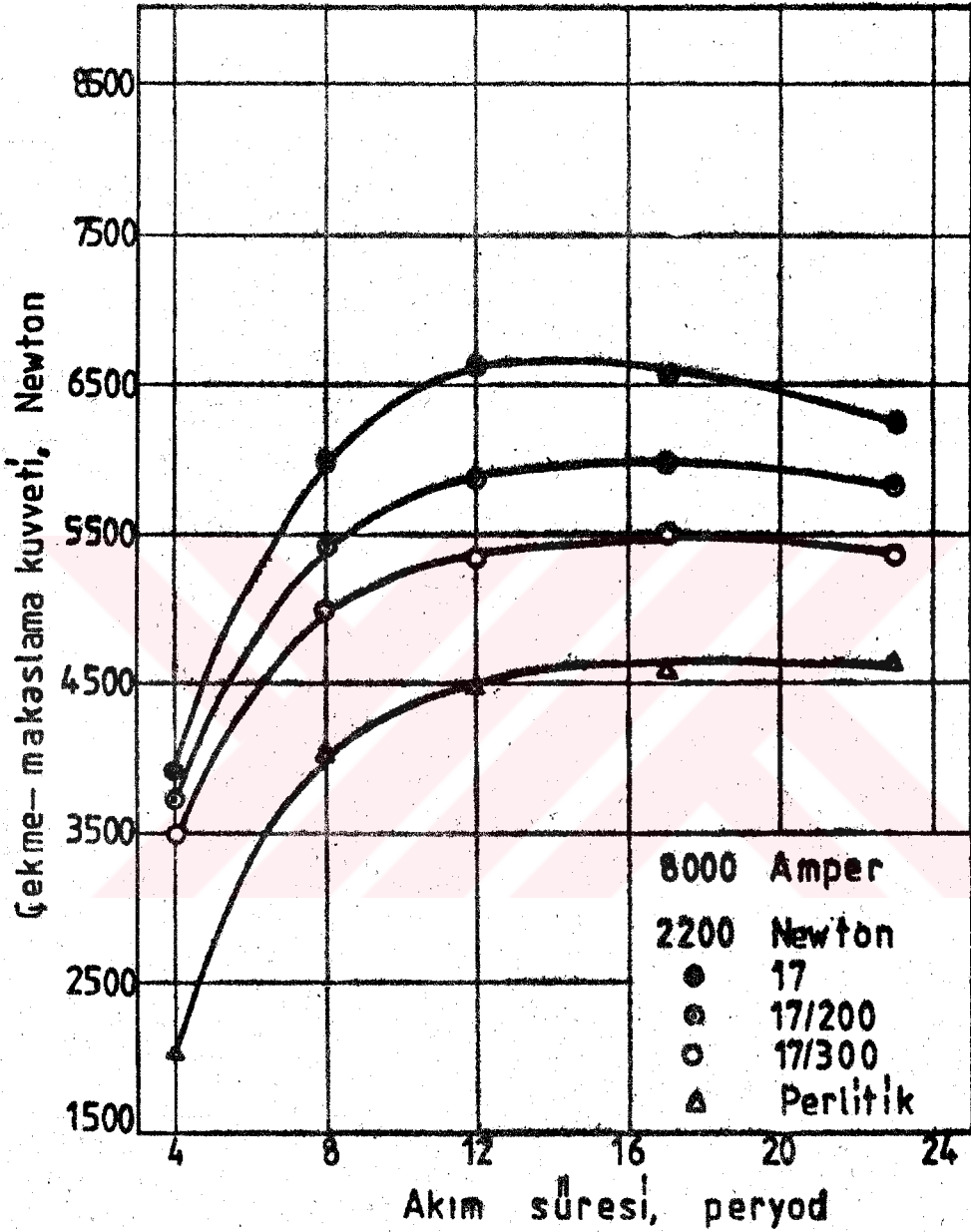
Şekil: 4.30 Perlitik, dual fazlı ve martensitik çeliklerde akım şiddetine bağlı olarak kaynaklı çekme-makaslama kuvvetinin değişimi. Sembollerin yanındaki sayı %MHO'nı göstermektedir.



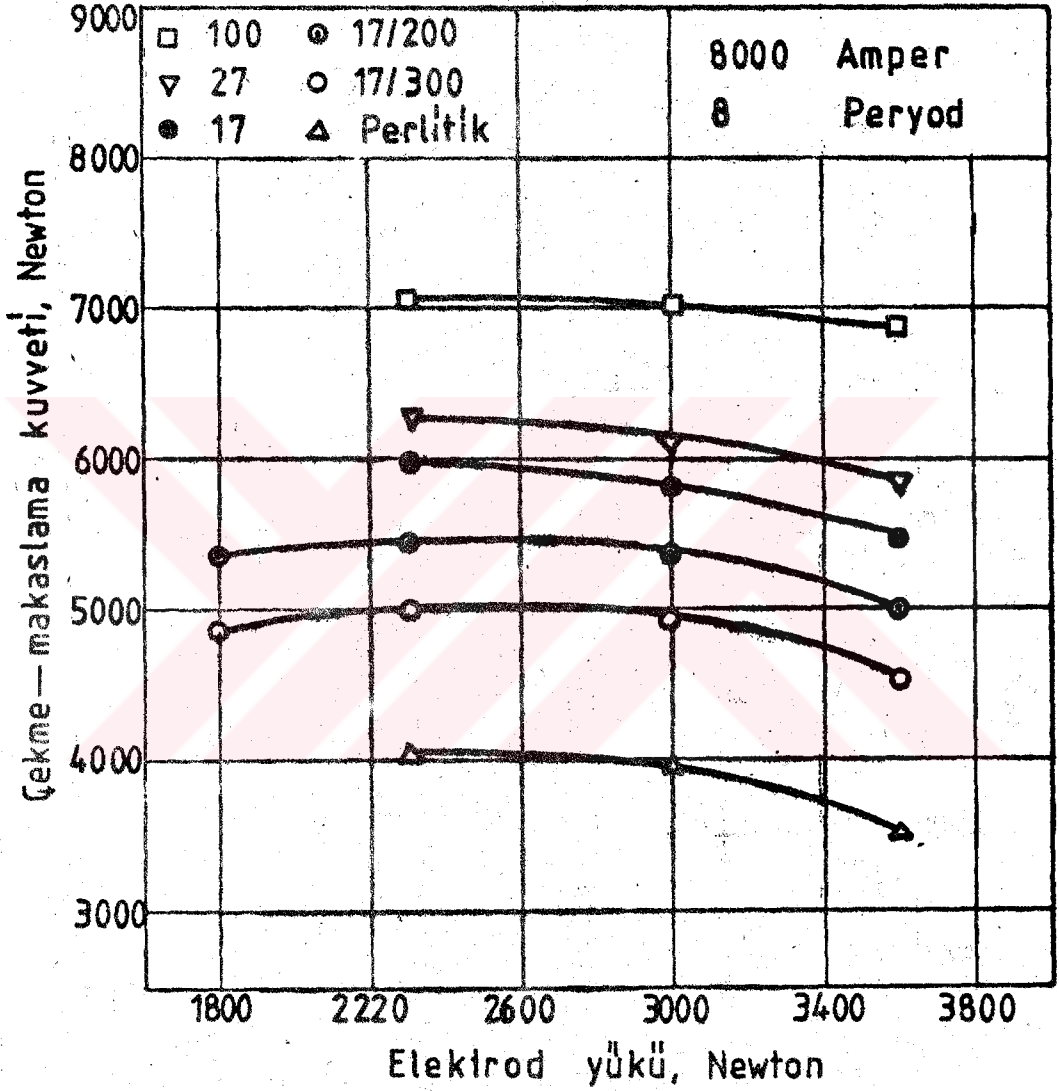
Sekil: 4.31. Perlitik ve dual fazlı çeliklerde akım şiddetine bağlı olarak kaynaklı çekme-makaslama kuvvetinin değişimi. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MnO'nu, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.



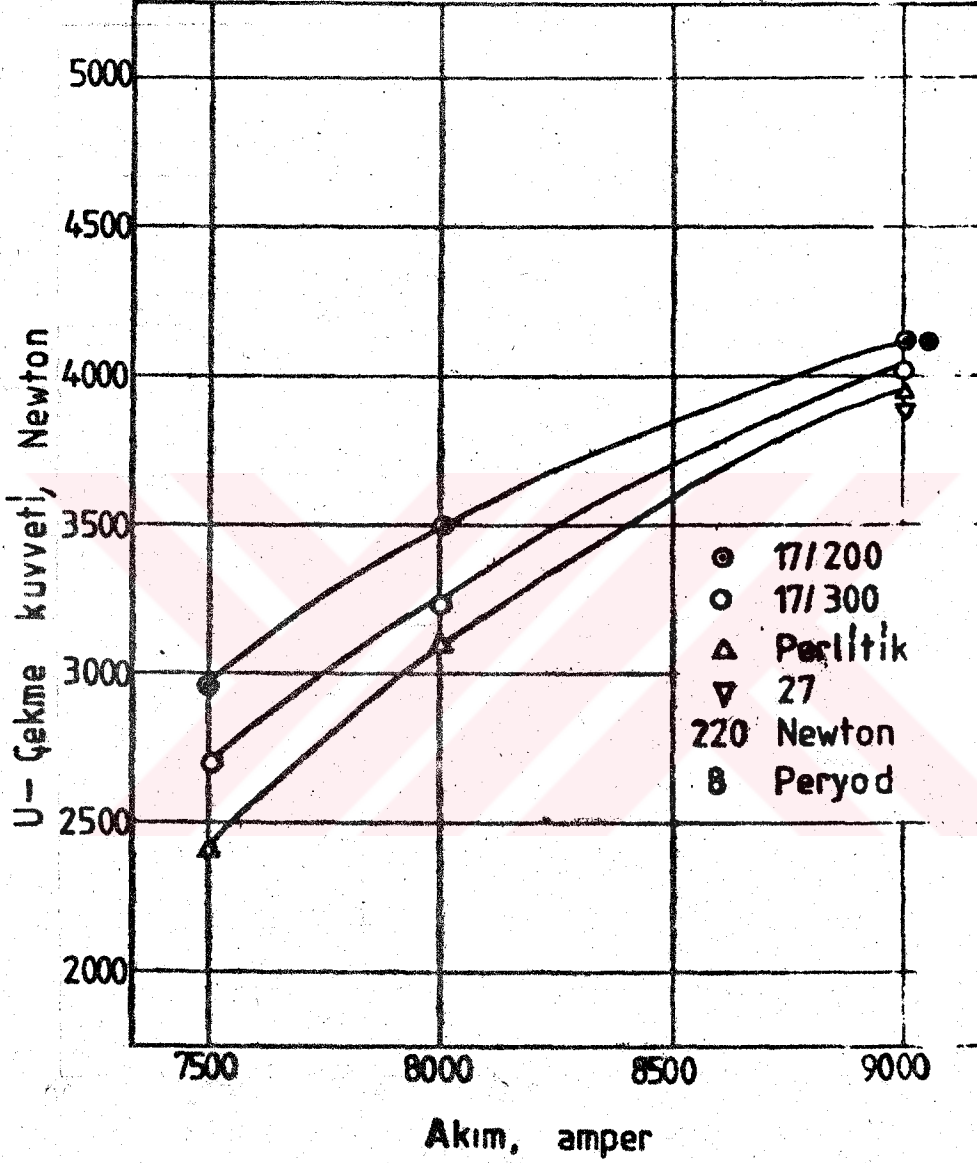
Şekil: 4.32. Perlitik, dual fazlı ve martensitik çeliklerde akım süresinin kaynaklı çekme-makaslama kuvvetine tesiri. Sembollerin yanındaki sayı %MHO'ni göstermektedir.



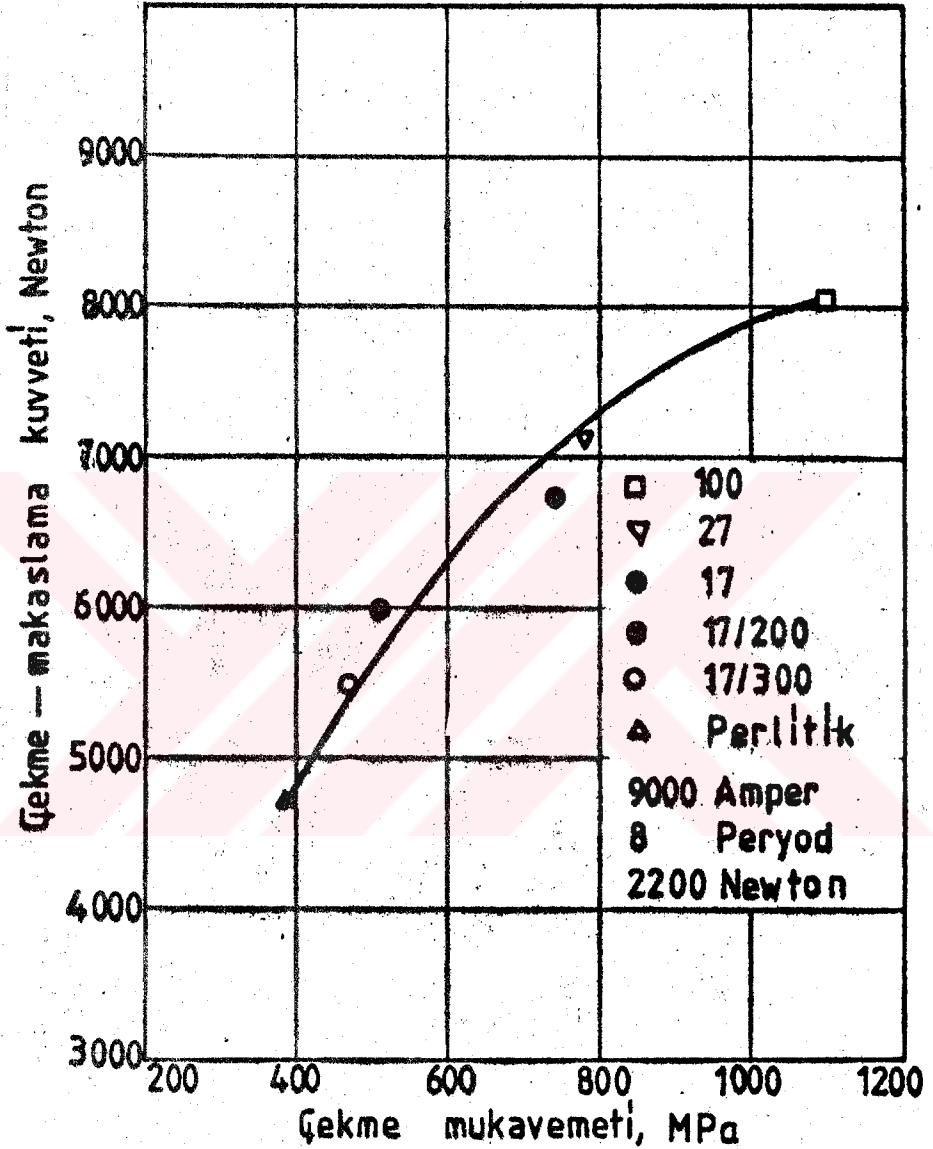
Şekil: 4.33. Perlitik ve dual fazlı çeliklerde akım süresinin kaynaklı çekme-makaslama kuvvetine tesiri. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MHO'nı, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.



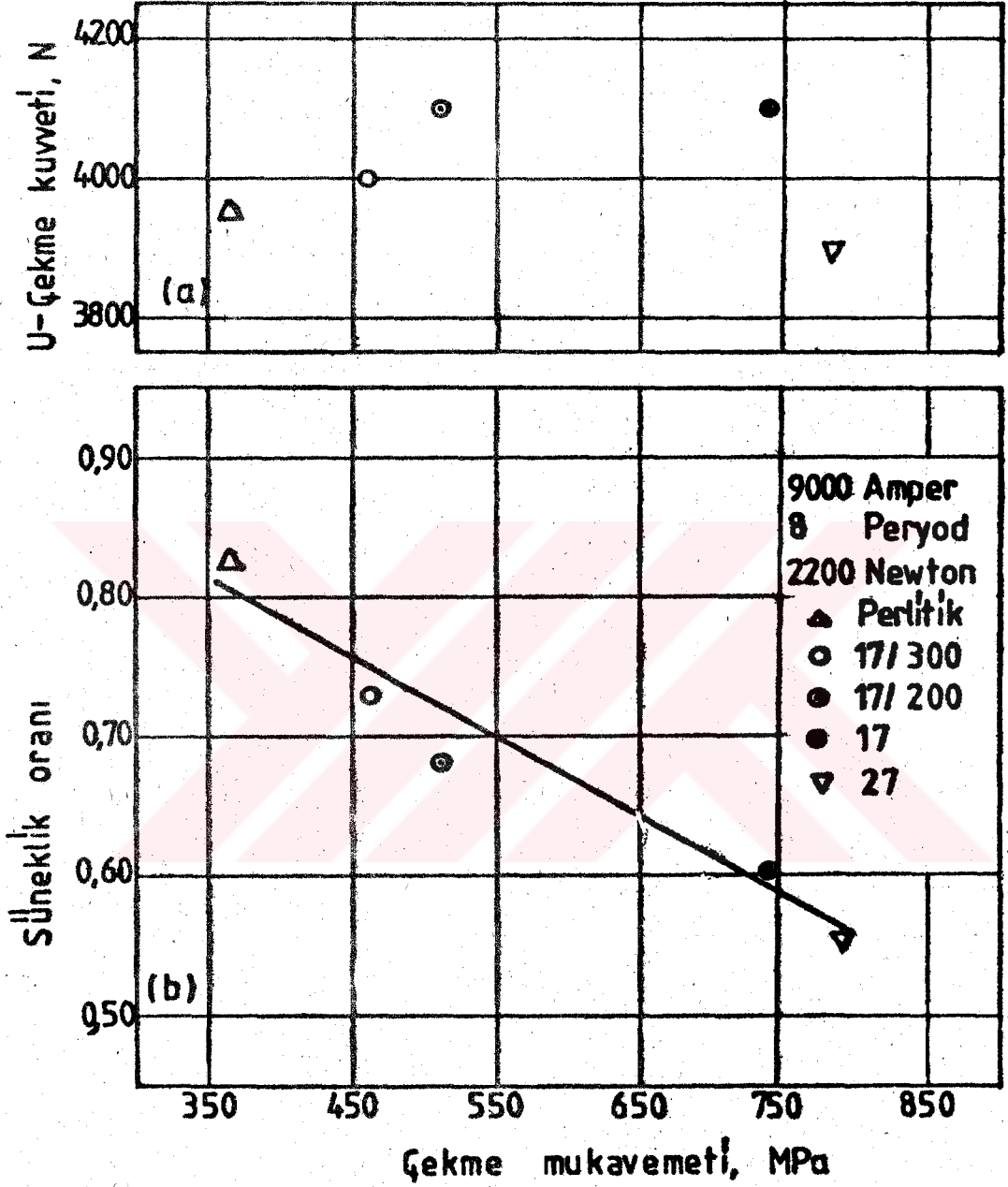
Şekil: 4.34. Perlitik, dual fazlı ve martensitik çeliklerde elektrod basıncının kaynaklı çekme-makaslama kuvvetine tesiri. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MHO'nı, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık $^{\circ}\text{C}$ 'sini göstermektedir.



Sekil: 4.35. Perlitik ve dual fazlı çeliklerde akım şiddetine bağlı olarak kaynaklı U-çekme kuvvetinin değişimi. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MHO'nı, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.



Şekil: 4.36. Isıl işlemle sertleştirilen çeliklerde çekme mukavemetine bağlı olarak kaynaklı çekme-makaslama kuvvetinin değişimi. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MHO'nu, ikinci sayı temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.



Şekil: 4.37. Isıl işlemle sertleştirilen çeliklerde çekme mukavemetine bağlı olarak (a) kaynaklı U-çekme kuvvetinin, (b) kaynak süneklik oranının değişimi. Sembollerin yanındaki ilk sayı %MNO'nı, ikinci sayı ise temperleme sıcaklık °C'sini göstermektedir.

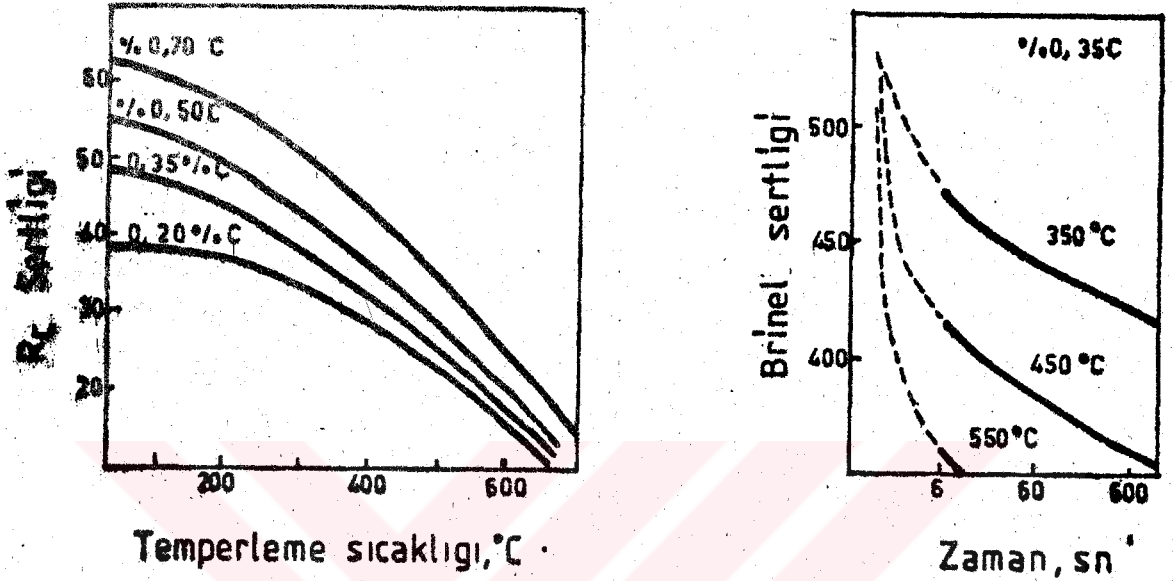
5 SONUÇLARIN İRDELENMESİ

5.1. Çekme Deney Sonuçlarının İrdelenmesi

Su verilmiş haldeki dual fazlı çeliklerde martensit hacim oranına bağlı olarak özelliklerin değişimi Thomas'ın SAE 1010 çeliğiyle yaptığı araştırmanın sonuçlarına(38) benzer halde bulunmuştur. Çeliklerde akma ve çekme gerilmeleri martensit hacim oranı ile lineer olarak artarken (Şekil 4.11) toplam ve uniform uzamalar ise lineer olarak azalmaktadır. (Şekil 4.13a). Temperlenmiş dual fazlı çeliklerde de çekme ve akma gerilmesi (Şekil 4.12) ile toplam ve uniform çekme uzamaları (Şekil 4.13b) martensit hacim oranı ile lineer olarak değişmektedir.

Dual fazlı çeliklerde mukavemet ve süneklik arasında optimum çözümü verecek mikroyapı şartlarını tesbit etmek için Şekil 4.14'de görüldüğü gibi hem su verilmiş hem de temperlenmiş haldeki dual fazlı çelikler için $\%U_T \times \%C_e$ - $\%MHO$ eğrileri çizilmiştir. Su verilmiş dual fazlı çeliklerde $\%17$ MHO'nından itibaren toplam uzama ile çekme mukavemeti çarpımının hızla düştüğü görülmektedir. Temperlenmiş olan dual fazlı çeliklerde $\%20$ MHO'nına kadar $\%U_T \times \%C_e$ değeri sabit kalmakta ve bu sınırdan itibaren azalmaktadır. Endüstriyel uygulamada kullanılacak olan dual fazlı çelik saçlar temperlenmiş halde bulunacağı için bu saçlarda maksimum martensit hacim oranı $\%20$ 'den az olmalıdır. Gerçi $\%20$ MHO'nına kadar Şekil 4.13b'de görüldüğü gibi süneklik düşmesi olsa da süneklik ile mukavemetin çarpımı sabit kalmaktadır.

İlk kademedeki dual fazlı çelik saçlarda martensit hacim oranının özelliklere tesiri tesbit edildikten sonra, ikinci kademe olarak $\%20$ MHO'na kadar dual fazlı çeliklerde, temperleme sıcaklık ve süresinin özelliklere tesirinin tesbiti için araştırma yapılmıştır. $\%17$ MHO'ndaki Q2 dual fazlı çeliklerde temperleme işleminin çekme deney sonuçlarına ve sertliği tesiri Tablo 4.7'de gösterilmiştir. Bu tablodan faydalanarak Şekil 4.15'den 4.22'ye kadar olan eğriler çizilmiştir. Bu eğrilerde temperleme sıcaklık ve süresinin çelik sertliği, mukavemeti ve sünekliği üzerine olan tesirleri görülmektedir.



Şekil: 5.1. Martensit karbon oranının, temperleme sıcaklık ve süresinin temperlenmiş martensit sertliği üzerindeki tesirleri (85,86).

Dual fazlı çeliklerin temperlenmesi sırasında, hem martensit hem de ferrit fazında değişimler olacaktır için, temperlemenin her iki faza olan tesirleri ayrı ayrı bilinmelidir.

Martensitin temperlenmesi sırasında martensit karbon oranının, temperleme sıcaklık ve süresinin sertlik üzerindeki tesirleri Şekil 5.1'de gösterilmiştir (85,86). Temperleme sıcaklığı ve süresi arttıkça martensitin sertliği, ihtiva ettiği karbon oranına göre bir düşme gösterir. Dual fazlı çeliklerdeki martensit karbon oranı çeliğin nominal karbon oranından daha yüksek olduğu için temperleme sırasında hızla sertlik kaybı olur. Martensitin sertliği düştükçe martensit akma mukavemeti azalacağından, 2.3 ve 2.4 denklemlerinden anlaşıldığı gibi dual fazlı çeliğin akma ve çekme mukavemeti düşecektir. Ayrıca temperleme sırasında muhtemelen martensitten karbür çökelmeleri olacağı için hacim büzülmesi olur(87). Bu

durum ise martensite komşu ferrit tanelerindeki kalıntı gerilmeleri azaltacağı için dual fazlı çeliğin akma mukavemetinde bir yükselme olacaktır.

Karbona aşırı doymuş ferritin temperlenmesi sırasında kalıntı gerilmeler azalmakta ve dislokasyonlarda da bir düzenleme olmaktadır (88). 200-300°C arasındaki temperleme sırasında ferrit içersinde ince karbür taneleri çökmekte ve ferrite aşırı miktarda çözünen karbona bir azalma olmaktadır(27). Karbürlerin çökmesi sırasında dislokasyonların sayısında bir azalma olmakta ve ferrit içersindeki dislokasyon dağılımındaki homojenlik kaybolmaktadır(24). Karbona aşırı doymuş ferritte karbür çökmesinin başlamasıyla ferrit sünekliği artmaya başlar(89). Temperleme sıcaklığı 300°C'yi geçmesi ile ferritte aşırı çözünen karbon miktarı hızla azalmaktadır ve 400°C'de ferritteki karbon oranı hemen hemen denge durumuna gelmektedir(40). 300°C'den itibaren karbon atomları daha önce çöken karbürlere birikerek karbür tane boyutunu arttırır ve ayrıca dislokasyonlara yayınarak çelikte akma uzamasına sebep olurlar(89). Çöken karbürlere büyüdükçe ferritin sünekliği artar(90).

Temperlemenin tesiri için yukarıda anlatılanları Şekil 4.15-4.23 arasında müşahade etmekteyiz. Genel olarak temperleme sıcaklığı arttıkça süneklik artarken çelik sertlik ve çekme mukavemeti ise azalır. Akma gerilmesi ise kendisine tesir eden mekanizmalara bağlı olarak artan ve eksilen bir eğri çizer.

200°C'de temperlenen Ç2 çeliklerinde akma mukavemeti su verilmiş haldeki çelikten daha yüksektir (Tablo 4.7). Çökme yaşlanması ve ferritteki iç gerilmelerin azalması çelik akma mukavemetindeki bu artışı sağlar. 200-300°C arasında martensit sertliğinin azalmasına bağlı olarak akma mukavemetinde düşme görülmektedir. 300°C'ye kadar söndürülmüş Ç1 çeliğinde akma uzamasının görülmemesi ve kaynar Ç2 çeliğinde ise 200°C'den itibaren akma uzamasının görülmemesi (Şekil 4.23) kaynak çeliklerdeki serbest azot atomlarından ileri gelmektedir. Kaynar çelikten üretilmiş dual fazlı çeliklerde serbest azot atomları dislokasyonlara yayınarak akma uzamasına yol açmaktadırlar. Benzer çelikler üzerinde yapılan diğer bir araştırmada(91) akma olayının

sıcaklıktan benzer şekilde etkilendiği tesbit edilmiştir. 300°C'den itibaren hem kaynar hem de söndürülmüş çelikten üretilen dual fazlı çeliklerde karbon atomları dislokasyonlara yayınarak akma uzamasının hızla artmasına sebep olmaktadır. Söndürülmüş çelikten üretilen dual fazlı çeliklerde temperleme sıcaklığının 300°C'nin üzerine çıkarılmasıyla meydana gelen akma uzamasını temper haddelenmesiyle izale etmek mümkündür.

400°C'ye kadar olan temperlemelerde dual fazlı çeliklerin toplam ve uniform uzamaları artmakta ve bu sıcaklıktan itibaren süneklik artışı hemen hemen durmaktadır (Şekil 4.21). 400°C'ye kadar olan temperlemelerde ferrit süneklik kazanmaktadır. Dual fazlı çeliklerin sünekliği de esas olarak ferritin sünekliğine bağlı olduğu için 400°C'den itibaren süneklik artışı çok az olmaktadır. Temperlemenin ana gayesi süneklik kazanmak olduğu için temperleme sıcaklığının 400°C'yi aşmaması gerekir. Söndürülmüş çeliklerden üretilen dual fazlı çeliklerde akma uzamasının meydana gelmemesi için temperleme sıcaklığı 200-300°C arasında seçilmelidir. Bu sıcaklıklar arasında yapılan temperlemede süneklik maksimuma ulaşmamaktadır. Fakat ferrit içerisinde aşırı çözünmüş halde karbon atomlarının kalması şekil verilmiş parçaların deformasyon yaşlanmasına imkân vereceği için bir avantaj elde edilir.

400°C'ye kadar olan temperlemede sertlik ve çekme mukavemeti sürekli azalma göstermektedir (Şekil 4.15 ve 4.17). Dual fazlı çeliklerin çekme mukavemeti ve toplam uzamaları arasında lineer bir değişim olduğu Şekil 4.22'de görülmektedir.

Temperleme sıcaklığına bağlı olarak temperleme süresi 60-90 saniye olmasından itibaren çelik özelliklerindeki sapmalar azalmaktadır. Şekil 4.16, 18 ve 20'de görüldüğü gibi dual fazlı çeliklerin sertlik, çekme mukavemeti ve toplam uzaması 60-90 saniye temperlemeden sonra lineer bir şekilde değişim göstermektedir. Ekonomik sebeplerle temperleme işlemini bu süre içinde yapmak yeterli olacaktır.

Su verme ve temperleme sıcaklığının yanı sıra çelik karbon oranında değişiklik yapmak suretiyle farklı özelliklerde dual fazlı çelik elde etmek mümkündür. Şekil 4.24-4.27'de görüldüğü gibi sabit martensit hacim oranı için çelik karbon oranı arttırıldıkça çelik mukavemet kazanır fakat sünekliği düşer. Çelik karbon oranı arttıkça sabit bir martensit hacim oranını elde etmek için su verme sıcaklığı düşmektedir (Tablo 4.1). Su verme sıcaklığının düşmesiyle östenitin ve dolayısıyla martensitin karbon oranı yükselir. Ayrıca ferritte çözünen karbon miktarı artar. Martensitin karbon oranı arttıkça mukavemeti de yükselecektir. Bu duruma bağlı olarak dual fazlı çeliklerin akma ve çekme mukavemeti Şekil 4.24 ve 4.26'da görüldüğü gibi çelik karbon oranı ile artış göstermektedir. Bu artış ise martensit karbon oranının dual fazlı çelik mukavemetinde bir tesiri olmadığını iddia eden Davies'in(92) aksine Tamura(33) ve Speich'in(34) karşıt iddiasını teyid etmektedir. Çelik karbon oranının artması ferritte çözünen aşırı karbon miktarını da arttırdığı için dual fazlı çeliklerin sünekliği Şekil 4.25 ve 4.27'de görüldüğü gibi azalmaktadır.

Hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerde de derin çekilebilirlik oranı perlitik çeliklere nazaran çok düşüktür. Temperleme işlemi de çekilebilirlik oranında çok cüz'i bir artış sağlamaktadır (Tablo 4.6).

5.2. Nokta Kaynağı Deney Sonuçlarının İrdelenmesi

Isıl işlemle sertleştirilen çeliklerde kristal hataları, dislokasyon yoğunluğu arttığı için, dirençte yükselme olur. Bu çelikler temperlendiğinde, temperleme şartlarına bağlı olarak, mikroyapıda düzenlemeler olacağından özgül dirençte düşme olmaktadır(93).

Su verilmiş ve perlitik çelik numunelerinin nokta kaynağı sırasında akımın geçmeye başlamasıyla birlikte temas yüzeylerinden itibaren ısı üretimi ve iş parçalarının ısınması başlamaktadır. İş parçala-

rında sıcaklık temas yüzeyinden içeriye doğru azalmaktadır. Ve sıcaklığın A_{C1} 'e kadar yükselmesi ise ısıtım işlemi gören çeliklerde temperleme tesiri yapmaktadır. A_{C1} dönüşüm sıcaklığına kadar bütün çeliklerde atomların ısıtım titreşimi artacağı için özgül dirençlerinde yükselme olmaktadır. Ayrıca bu ısınma, su verilen çeliklerde temperleme tesiri yapacağından ısıtım işlemiyle kazanılan ekstra özgül dirençte bir azalma meydana gelmektedir.

Bütün çeliklerin A_{C1} üstüne ısınan bölgelerinde mikroyapı önce "Ferrit-Ostenit" ve daha sonra sadece ostenitten ibaret olacaktır. Isıtım işlemi sertleştirilen çeliklerin bu bölgelerinde su vermenin tesiri yok olduğundan özgül direnç, perlitik çeliğin aynı bölgesindeki özgül dirençle eşit bulunacaktır. Ancak A_{C1} 'e kadar ısınan bölgelerde ısıtım işlemi şartlarına bağlı olarak özgül dirençte farklılık mevcuttur. Martensitik, dual fazlı ve perlitik çeliklerdeki ısıtım üretimi sadece bu bölgeye bağlı olarak farklılık göstermektedir.

Şekil 4.28'de perlitik ve dual fazlı çeliklerde ana metalden kaynak çekirdeğine kadar sertliğin dağılımı gösterilmiştir. Bütün çeliklerde ITAB hemen hemen aynı büyüklükte olmaktadır. Perlitik çelikte ana metalden çekirdeğe kadar sürekli sertlik yükselmektedir. Dual fazlı çeliklerde ise, sertlik bir düşme gösterdikten sonra yükselmektedir. Sertlik düşmesinin sebebi, kaynak sırasında çeliğin temperlenmiş olmasıdır. Bu durum temperlenmemiş dual fazlı çeliklerde daha belirgin bir haldedir.

Şekil 4.29'da görüldüğü gibi, aynı kaynak şartları için su verilmiş dual fazlı çelikte temperlenmiş dual fazlı çelikten ve temperlenmiş dual fazlı çelikte ise perlitik çeliğe nazaran daha büyük çapta çekirdek teşekkül etmektedir. Akım şiddeti arttıkça A_{C1} 'in altına ısınan bölge küçüldüğü için farklı mikroyapıdaki çeliklerin çekirdek çapları arasındaki fark azalmaktadır. Düşük akım şiddetleri için yine aynı sebebe bağlı olarak çekirdek çapı farkı artmaktadır.

Mikroyapıları farklı fakat kimyasal bileşimleri aynı olan bu çeliklerde fişkırtma olayı meydana gelmeden hemen önceki çekirdek çapları birbirine çok yakın olmaktadır. Ayrıca bütün çeliklerde çekirdek mikroyapısı da aynı olacağı için çekirdek kuvveti hepsinde birbirine yakın değerdedir. Ancak çeliklerin ana metal mukavemetleri birbirinden farklı olduğundan Şekil 4.30 ve 4.31'de görüldüğü gibi her akım şiddeti için kaynak çekme-makaslama kuvvetinde büyük farklılık görülmektedir. Aynı şartlarda kaynak edilen, ısıtılıp sertleştirilen çeliklerde çekme mukavemetine bağlı olarak kaynaklı çekme-makaslama kuvvetinin artışı Şekil 4.36'da görülmektedir.

Bütün çeliklerde ideal çapa erişildikten sonra fişkırtma meydana gelmektedir. Martensitik çelikte Şekil 4.32'de gösterildiği gibi, 8000 Amper ve 21 periyotta fişkırtma görülmesi bu çeliklerde özgül direncin yüksek olmasına bağlıdır. Dual fazlı çeliklerde ise özgül direnç daha düşük olduğu için 8000 Amper ve 24 periyotta bile fişkırtma görülmemiştir. Ancak dual fazlı çeliklerde akım süresi uzadıkça ısı kayıpları artacağı ve dolayısıyla ana metal daha fazla temperlenerek mukavemeti düşeceği için kaynaklı çekme-makaslama kuvvetinde düşme meydana gelmektedir. Bu husus, temperlenmemiş dual fazlı çeliklerde, temperlenmiş olanlara nazaran daha belirgin olduğu Şekil 4.33'de görülmektedir.

Temperlenmiş dual fazlı çeliklerde fişkırtmanın perlitik çeliğe nazaran daha düşük akım şiddetinde meydana geleceği muhtemeldir. Ancak Şekil 4.29'da görüldüğü gibi, 8500 Amper ve 8 periyotta teşekkül eden çekirdeklerin çapı bu çeliklerde birbirine çok yakındır. Bu sebeple perlitik ve temperlenmiş dual fazlı çeliklerde fişkırtma olayının birbirine çok yakın şartlarda meydana geleceği anlaşıldığı için ve deney şartlarındaki sapmalar da göz önüne alınarak fişkırtma akım şiddetinin tesbiti için daha fazla detaya inilmemiştir.

Elektrod basıncı Şekil 4.34'de görüldüğü gibi, perlitik çelik ile hemen hemen aynı tesiri yapmaktadır. Çelik mukavemeti arttıkça elektrod basıncının

arttırılması gerektiği martensitik çelik numunelerinde daha fazla belli olmaktadır. Elektrod basıncının temperlenmiş dual fazlı çeliklerde 1800 Newton kuvvete indirilmesi ısı üretimi üzerinde menfi tesiri olmuştur. Benzer duruma perlitik çeliklerde de raslanmaktadır(54). Temperlenmiş dual fazlı çelikler için elektrod basıncı perlitik çelik için tavsiye edilen elektrod basıncının aynısı olmaktadır.

Dual fazlı ve perlitik çeliklerde U-çekme kuvvetinin akım şiddetine bağlı olarak değişimi Şekil 4.35'de gösterilmiştir. Çekirdek çapı büyüdükçe U-çekme kuvveti artmaktadır. Çelik çekme mukavemeti ile U-çekme kuvvetinin arasında kesin bir ilgi bulunamamıştır.

Isıl işlemle sertleştirilen çeliklerde çekme mukavemeti arttıkça nokta kaynağı süneklik oranının lineer olarak azaldığı Şekil 4.37'de gösterilmiştir. Endüstriyel önemi olan temperlenmiş dual fazlı çeliklerde kaynak süneklik oranı perlitik çeliğe nazaran daha düşük olmasına rağmen 0,40 limitinden çok yüksek olduğu için, bu çeliklere şartlı bir kaynak işlemi gerekmemektedir.

Isıl işlemle sertleştirilen düşük karbonlu çeliklerde nokta kaynağı özelliklerinin (Çekme-makas-lama kuvveti, U-çekme kuvveti ve süneklik oranı) çelik çekme kuvvetine bağlı olarak değişimi, çökelme sertleşmesi gösteren HSLA çeliklerinde görülen değişime (10) benzer olduğu Şekil 4.36 ve 4.37'de görülmektedir.

6- GENEL SONUÇLAR

- 1) Hızlı soğutma usulü ile dual faz mikroyapısı kazandırılacak olan çeliğin söndürülmüş türde olması gerekir.
- 2) Dual fazlı çeliklerde martensit hacim oranı arttıkça akma ve çekme gerilmesi artar fakat uniform uzama ve toplam uzama azalır.
- 3) Dual fazlı çeliklerde martensit hacim oranı arttıkça akma ve çekme gerilmesi artar.
- 4) Dual fazlı çeliklerde ferrit içersinde çözünen karbon miktarı arttıkça uniform ve toplam uzama azalır.
- 5) Hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerde, su verme işlemi martensit hacim oranı %20'den daha az olacak şekilde uygulanmalıdır.
- 6) Temperleme sıcaklığı 300°C'nin altında seçilmelidir. Eğer sünekliğin daha fazla artması için bu sıcaklığın üzerine çıkılırsa temperleme sıcaklığı maksimum 400°C olmalıdır.
- 7) 1 mm. kalınlıktaki saçlarda temperleme süresi 60-90 saniye arasında olmalıdır.
- 8) Çelik karbon oranını arttırarak daha yüksek mukavemette fakat daha düşük süneklikte dual fazlı çelik üretmek mümkündür.
- 9) Hızlı soğutulan dual fazlı çeliklerin derin çekme kaabiliyeti oldukça düşüktür.
- 10) Temperlenmiş dual fazlı çeliklerin elektrik direnç nokta kaynağında aynı kalınlık ve bileşimdeki perlitik çelik için tavsiye edilen kaynak şartları kullanılabilir, ancak:
 - a- Elektrod ve elektrod temas yüzey çapı ile elektrod basıncı aynen alınmalıdır.

- b- Akım şiddeti aynen veya çok az eksiğiyle uygulanmalıdır.
- c- Akım süresinin minimum değerde tutulması dual fazlı çeliklerde kaynak çekme-makaslama kuvvetinin maksimum olmasını temin eder.

- 11) Dual fazlı çeliklerde kaynak çekme-makaslama kuvvetinin aynı kalınlıktaki perlitik çelikten daha yüksek olması, daha ince sac kullanılması halinde kalınlığa bağlı olarak kaynak çekme-makaslama kuvvetindeki düşmeyi karşılamaktadır.
- 12) Temperlenmiş dual fazlı çeliklerin kaynak süneklik oranı perlitik çeliğe nazaran daha az olmasına rağmen süneklik alt sınırının çok üstünde bulunduğu için nokta kaynağından sonra bir temperleme işlemi gerekmemektedir.
- 13) Isıl işlemle sertleştirilen çeliklerde çekme mukavemetine bağlı olarak kaynak özelliklerinin değişimi çöktürme sertleşmesiyle sertleştirilmiş çeliklerdeki değişime benzemektedir.

7 REFERANSLAR

1. ASAKURA, S., KOSHINO, K., IWASKI, N.,
"Automotive Application of High-Strength Cold Rolled Steel", Transactions of Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ), 21, (1981), 767-771
2. TOMOTA, Y., KUROKI, K., TAMURA, I.,
"On the Tensile Deformation Behavior of Two-Phase Iron Alloys", Tetsu to Hagane, 61, (1975), 107-118
3. WADA, T., DOANE, D.V.,
"The Effect of an Intercritical Heat Treatment on Temper Embrittlement of a Ni-Cr-Mo-V Rotor Steel", Metallurgical Transactions, 5A, (1974), 231-239
4. UÇİŞİK, A.H., McMAHON, C.J., FENG, H.C.,
"The Influence of Intercritical Heat Treatment on the Temper Embrittlement Susceptibility of a P-Doped Ni-Cr Steel", Metallurgical Transactions, 9A, (1978), 321-329
5. UÇİŞİK, A.H., McMAHON, C.J., FENG, H.C.,
"The Influence of Intercritical Heat Treatment on the Temper Embrittlement Susceptibility of a Sb-Doped Ni-Cr Steel", Met. Trans., 9A, (1978), 604-606
6. RIGSBEE, J.M., VANDERAREND, P.J.,
"Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual Phase HSLA Steels", Paper Presented at TMS-AIME Fall Meeting, Chicago, 1977
7. MORROW, J., TITHER, G.,
"Molybdenum in Intercritically Annealed Dual Phase Steel Strip, "Journal of Metals, 30,3, (1978), 16-19
8. FURUKAWA, T., MORIKAWA, H., TAKECHI, H., KOYAMA, K.,
"Process Factors for Highly Ductile Dual-

Phase Sheet Steels", Paper presented at TMS-AIME Annual Meeting, New Orleans, (1979)

9. COLDREN, A.P., TITHER, G.,
"Development of a Mn-Si-Cr-Mo As-Rolled Dual Phase Steel", Journal of Metals, 30,4 (1978), 6-9
10. MATSUOKA, T., YAMOMORI, K.,
"Metallurgical Aspects of Cold Rolled High Strength Steel Sheets", Met. Trans., 6A, (1975) 1613-1622
11. MOULD, P.R., SKENA, C.C.,
"Structure and Properties of Cold Rolled Ferrite-Martensite Steel Sheets", Paper Presented at TMS-AIME Fall Meeting, Chicago, (1977)
12. ASAMURA, S.,
"Automotive HSLA Steels Produced by Nippon Steels", Paper Presented at Vanitec Dual Phase Steels Seminar at Berlin, (1978)
13. ARAKI, K., FUKUNAKA, S., Uchida, K.,
"Development of Continuously Annealed High Strength Cold Rolled Sheet Steels" Transactions of ISIJ, 17, (1977), 701-709
14. HASHIGUCHI, K., KATO, T., NISHIDA, M., TANAKA, T.,
"Effects of Alloying Elements and Cooling Rate after Annealing on Mechanical Properties Dual-Phase Sheet Steel", Kawasaki Steel Technical Report No.1 September (1980), 70-78
15. RASHID, M.S.,
"High Strength Low Alloy Steels", General Motors Research (GMR) Publication No:3239 Warren, Michigan (1980)

16. NISHIMOTO, A., HOSOYA, Y., NAKAOKA, K.,
 "A New Type of Dual Phase Steel Sheet for
 Automobile Outer Body Panels", Transactions
 of ISIJ, 21, (1981), 778-782
17. ALBUTT, K.J., GARBER, S.,
 "Effect of Heating Rate on the Elevation
 of the Critical Temperatures of Low-Car-
 bon Mild Steel", Journal of the Iron and
 Steel Institute (ISI), 205, (1966),
 1217-1222
18. HUGGINS, R.A., UDIN, H., WULF, J.,
 "The Formation of Austenite in Plain Car-
 bon Steels at High Heating Rates", Wel-
 ding Journal, 35, 1, (1956), 18s-26s
19. DAVIES, L.K., DAVIES, P.W., WILSHIRE, B.,
 "Structure and Properties of Tinplate Base
 Materials from the BISRA Compact Annealing
 Process", Journal of ISI, 204, (1965),
 1218-1221
20. SPEICH, G.R., DEMAREST, V.A., MILLER, R.L.,
 "Formation of Austenite During Inter-critical
 Annealing of Dual-Phase Steels", Met. Trans.
 12A, (1981).
21. GARCIA, C.I., DEARDO, A.J.,
 "The Formation of Austenite in Low Alloy
 Steels", Paper Presented at TMS-AIME
 Annual Meeting, New Orleans (1979).
22. ÖSTRÖM, P., LÖNNBERG, B., LINDGREN, I.,
 "Role of Vanadium in Dual-Phase Steels",
 Metals Technology, 8, 3, (1981), 81-93
23. LAWSON, D.R., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G.,
 "An Etching Technique for Microalloyed
 Dual-Phase Steels", Metallography, 13,
 (1980), 71-87
24. MATLOCK, D.K., KRAUSS, G., RAMOS, L.F., HUPPI, G.S.,
 "A Correlation of Processing Variables With
 Deformation Behavior of Dual Phase Steels",

Paper Presented at TMS-AIME Annual Meeting ~~in~~ **S**,
New Orleans, (1979)

25. MOYER, J.M., ANSELL, G.S.,
"The Volume Expansion Accompanying the
Martensite Transformation in Iron-Carbon
Alloys", Met.Trans. 6A, (1975), 178-191
26. TITHER, G., LAVITE, M.,
"Beneficial Stress-Strain Behavior of
Moly-Columbium Steel Line Pipe", Journal
of Metals, 27, 9, (1975), 3-11
27. DALTON, D.E., GARBAR, S.,
"Properties and Structures of Quenched and
Tempered Martensitic Blackplat", Journal of
ISI, 209, (1970), 633-642
28. IMAMURA, J., FURUKAWA, T.,
"Development of High-Strength, Dual-Phase
Steel Sheet", Nippon Steel Technical Report
Overseas No:10, November (1977), 103-113
29. TANAKA, T., NISHIDA, M., HASHIGUCHI, K. KATO, T.,
"Formation and Properties of Ferrite Plus
Martensite Dual-Phase Structures", Paper
Presented at TMS-AIME Annual Meeting, New
Orleans, (1977)
30. HAYAMI, S., FURUKAWA, T., GONDOH, H., TAKECHI, H.,
"Recent Developments in Formable Hot and
Cold Rolled HSLA Including Dual-Phase
Sheet Steels", Paper Presented at TMS-AIME
Fall Meeting, Chicago, (1977)
31. RASHID, M.S.,
GM 980X-Potential Applications and Review,
SAE Preprint 770211, (1977)
32. HAHN, G.T.,
"A Model for Yielding With Special Refer-
ence to the Yield-Point Phenomena of Iron
and Related BCC Metals", Acta Metallurgica,
10, (1962), 727-738

3. TAMURA, I., TOMATA, Y., AKAO, A., YAMAOHA, Y.,
"On the Strength and Ductility of Two Phase Iron Alloys", Transactions of ISIJ, 13, (1973), 283-292
34. SPEICH, G.R., MILLER, R.L.,
"Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels", Paper Presented at TMS-AIME Annual Meeting, New Orleans, (1979)
35. LESLIE, W.C., SOBER, R.J.,
"The Strength of Ferrite and of Martensite as Functions of Composition, Temperature, and Strain Rate", Trans. of ASM, 60, (1967) 459-484
36. RAMOS, L.F., MATLOCK, D.K., KRAUSS, G.,
"On the Deformation Behavior of Dual Phase Steels", Met. Trans., 10A, (1979) 259-261
37. KUMO, T., SHIMIZU, M., YAMADA, K., SUZUKI, H.,
"An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels", Engineering Fracture Mechanics, 7, (1975), 411-417
38. THOMAS, G., KOO, J.V.,
"Developments in Strong, Ductile Duplex Ferritic Martensitic Steels", Paper Presented at TMS-AIME Annual Meeting, New Orleans, (1979)
39. KIM, N.J., THOMAS, G.,
"Effects of Morphology on the Mechanical Behavior of a Dual Phase Fe/2Si/O, 10 Steel", Met. Trans., 12A, (1981), 483-489
40. NAKAOKA, A., ARAKI, K., KURIHARA, K.,
"Strength, Ductility and Aging Properties of Continuously Annealed Dual Phase High Strength Sheet Steels", Paper Presented at TMS-AIME Fall Meeting, Chicago, (1977)
41. KUNIO, T., SUZUKI, H.,
"An Effect of the Combined Microstructural Size on the Tensile Fracture Strength of

"Two Phase Carbon Steel", Paper Presented at the 3rd International Conference on Fracture, Waterloo, (1977)

42. ZACKAY, V.F., PARKER, E.R., FAHR, D., BURCH, R.,
"The Enhancement of Ductility in High Strength Steels", Transactions of ASM, 60, (1967), 252-259
43. ARAKI, K., TAKADA, Y., NAKACKA, K.,
"Work Hardening of Continuously Annealed Dual Phase Steels", Paper Presented at 91th ISIJ Meeting, Tokyo, (1976)
44. RASHID, M.S.,
GM 980X Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability, SAE Preprint 760206- (1976)
45. BUCHER, J.H., HAMBURG, E.G.,
High Strength Formable Sheet Steel, SAE Preprint 770164, (1977)
46. BRAZIER, W.G., STEVENSON, R.,
Evaluation of a New Phase, Cold Rolled Steel, Formability, SAE Preprint 780137, (1978)
47. DAVIES, R.G., MAGEE, C.L.,
"Physical Metallurgy of Automotive High Strength Steels", Paper Presented at TMS-AIME Annual Meeting, New Orleans, (1979)
48. HANSEN, S.S.,
Formability of Dual Phase Steels, Metal Working'de basılacak
49. RASHID, M.S.,
Strain Aging Characteristics of Some Dual Phase Steels, General Motors Research Publication No:4000, Warren, (1980)

50. SHERMAN, A.M., DAVIES, R.G.,
"Fatigue of a Dual Phase Steel", Met.
Trans. 10A, (1979), 929-933
51. SAGE, A.M.,
Introduction Speech at Vanitec Dual Phase
Steels Seminar, Berlin, (1978)
52. Metals Handbook
8.nci Basım, 6.nci Cilt
Metal Park, Ohio, American Society for
Metals, (1971)
53. DICKINSON, D.W., FRANKLIN, J.E., STANYA, A.,
"Characterisation of Spot Welding Behavior
by Dynamic Electrical Parameter Monitoring"
Welding Journal, 59,6, (1980), 170s-176s
54. ERYÜREK, B.,
Elektrik Direnç Nokta Kaynağında Temas
Direncinin Etüdü, İ.T.Ü. Doktora Tezi,
(1976)
55. SAFOĞLU, R.,
Malzeme Bilimine Giriş, Matbaa Teknisyen-
leri Matbaası, İstanbul, (1972)
56. MEADEN, G.T.,
Electrical Resistance of Metals, Heywood
Books, London, (1966)
57. BOZORTH, R.M.,
Ferromagnetism, D. Van Nostrand Company,
London, (1968)
58. ROBERTS, W.L.,
"Resistance Variations During Spot Welding"
American Welding Journal, 30,11, (1951)
1004-1019
59. CUNNINGHAM, A., BEGAMAN, M.L., SHORT, B.E.,
"An Analysis of the Nugget Formation in
Projection Welding", Welding Journal,
45,7, (1966), 305s-313s

60. LINDH, D.V., TOCHER, J.L.,
"Heat Generation and Residual Stress
Development in Resistance Spot Welding",
Paper Presented at AWS 48th Meeting, Det-
roit, (1967)
61. SAVAGE, W.F., NIPPES, E.F., WASSEL, F.A.,
"Dynamic Contact Resistance of Series
Spot Welds", Welding Journal, 57,2, (1978),
43s-50s
62. ANIK, S.,
Kaynak Tekniği, Cilt 3, İ.T.U. Kütüphanesi
Sayı:1031, İstanbul, (1975)
63. ANIK, S.,
"Metal ve Alaşımlarda Kaynak Kaabiliyeti",
S.D.M.M.A. Dergisi, Şubat 1977, 8-15
64. KOHIRA, K., YAMADA, A., TAKAHASHI, Y., SAJIKI, Y.,
"Spot Weldability of High Strength Sheet
Steels", Paper Presented at 101 st ISIJ
Meeting, March 1981, Lecture No:s460
65. HERAI, T., TAKAHASHI, Y.,
"Resistance Spot Welding of High Strength
Steel Sheets", International Institute of
Welding (IIW) Doc.III-612-79, (1979)
66. HESS, W.F., SCHRODER, C.R.,
"The Spot Welding of N-A-X High-Tensile
Steel", Welding Journal, 21,4, (1942),
203s-208s
67. SIMMIE, W.S., HIPPERSON, A.J.,
"Spot Welding High-Tensile Steels with
Automatic Post-Heat Treatment", Welding
Journal, 24,3, (1945), 174s-182s
68. WILLAMS, N.T.,
"Metallurgical Aspects of Resistance Spot
Welding of Mild Steel", (IIW) Doc.III-656-
80, (1980)
69. HEUSCHKE, J.,
"The Expression of Spot-Weld Properties",
Welding Journal, 31,10 (1952), 931-943

69. HEUSCHKEL, J.,
"The Expression of Spot-Weld Properties",
Welding Journal, 31,10 (1952), 931-943
70. MAGEE, C.L., DAVIES, R.G., BEARDMORE, P.,
"Factors Influencing Automotive Application
of High Strength Steels", Journal of Metals
14,11, (1980), 28-35
71. POLLARD, B., GOODENOW, R.H.,
"Spot Weldability of Dual-Phase Steel",
SAE Preprint 790006, (1979)
72. YAMAUCHI, N., TAKA, T.,
Spot Weldability of High Tensile Strength
Sheet Steel, (IIW) Doc.III-644-80, (1980)
73. MITCHEL, J.W., CHANG, U.I.
"Resistance-Spot Welding of Microalloyed
Steels for Automotive Applications", in
Microalloying 75, Union Carbide, New York,
(1975), 599-605
74. CHANDEL, R.S., GARBER, S.,
"Mechanical and Metallurgical Aspects of
Spot-Welded Joints in Heat-Treated Low-
Carbon Mild Steel Sheet", Metals Techno-
logy, 1,9, (1974), 418-424
75. HEUSCHKEL, J.,
"Some Metallurgical Aspects of Carbon Steel
Spot Welding", Welding Journal, 26,10,1947
560s-582s
76. SCHUMACHER, B.W.,
"Resistance Spot Welding of LC and HS.
Steels", Metal Progress, 109,5, (1982)
30-36
77. CHANDEL, R.S., GARBER.,
"Mechanical Aspects of Spot Welded Joint
in Heat Treated Low-Carbon Mild Steel Sheets",
Metals Technology, 4,1,1977, 37-44

78. POLLARD, B.,
"Spot Welding Characteristics of HSLA Steel
for Automotive Applications", Welding Jour-
nal 53,8, (1974), 343s-350s
79. HAYAMI, S., FURUKAWA, T.,
"A Family of High-Strength, Cold-Rolled
Steels", in Micro Alloying 75, Union
Carbide, New York, (1975), 311-321
80. FINE, T.E., FOSTINI, R.V., LEVY, B.S., PREBAN, A.G.,
STEVENSON, R.,
"Evaluation of a New, Dual-Phase, Cold-
Rolled Steel-Mechanical Properties, Aging
Responses and Weldability", SAE Preprint
780136, (1978)
81. DIETER, G.E.,
Mechanical Metallurgy, 2nd Edition, Tokyo,
McGraw-Hill, (1976)
82. PICKERING, F.B.,
The Basis of Quantative Metallography,
Institute of Metallurgical Technicians,
London, (1976)
83. SAWHILL, J.M., BAKER, J.C.,
"Spot Weldability of High-Strength Sheet
Steels", Welding Journal, 59,1, (1980)
19s-30s
84. MASASHI, H.,
Chemical Surface Treatment, Yuken Chemical
Industries Technical Paper, (1973)
85. GROSMANN, M.A., BAIN, E.C.,
Principles of Heat Treatment,
ASM, Cleveland, (1964)
86. Bain, E.C., PAXTON, H.W.,
Alloying Elements in Steel,
ASM, Cleveland, (1961)

87. BROWN, R.L., RACK, H.J., COHEN, M.,
"Stress Relaxation During the Tempering
of Hardened Steels", Material Science
and Engineering, 21, (1975), 25-34
88. RASHID, M.S., RAO, B.V.N.,
Tempering Characteristics of Dual-Phase
Steels, General Motors Research Publica-
tion 356, Warren, (1981)
89. LESLIE, W.C., WILLIAMS, G.B., HUTTON, D.S.,
"The Tensile Properties of High-Purity
Low-Carbon Iron and Iron-Manganese
Alloys", Journal of I I, 197, 5, (1961),
21-29
90. MARDER, A.R.,
"Factors Affecting the Ductility of
Dual-Phase Alloys", Paper Presented at
IMS-AIME Fall Meeting, Chicago, (1977)
91. AYTEKİN, v.,
"Yumuşak Çeliklerde Akma ve Deformasyon
Yaşlanması", T.B.T.A.K. Proje No:MAG-8/A
(1969)
92. DAVIES, R.G.,
"Influence of martensite Composition and
Concent on the Properties of Dual Phase
Steels", Met.Trans., 9A, (1978), 671-679
93. SPEICH, G.R.,
"Tempering of Low-Carbon Martensite"
Transactions of Met.soc. of AIME
245, 12 (1969), 2553-2563

TEŞEKKÜR

Gerek akademik çalışmalarım, gerek bu tezin hazırlanması sırasında yardım, destek ve teşviklerini gördüğüm başta tez yöneticim Prof.Dr. Recep A.SAFOĞLU olmak üzere Prof. Selâhattin ANIK ve Doç.Dr. A.Hikmet UÇISIK'a minnetlerimi sunarım.

Deney numunelerimi temin eden Ereğli Demir ve Çelik işletmeleri A.Ş.'ne, E.L.M.S. ısıtma işlem atelyesinde çalışmalarına müsaade eden T.C.D.D.Y. Genel Müdürlüğü'ne ve kaynak çalışmalarım için araştırma laboratuvarlarından faydalanma imkânı veren Coşkunöz Müessesesi'ne teşekkür ederim.

Yurt dışında yayınlanan makale ve tebliğleri temin etmemi sağlayan Doç.Dr. M.Arif YÜKLEK'e ve deneysel çalışmalarına yardımcı olan Met.Yük.Müh. Nazım BOZKURT, İbrahim UÇOK ve Sakin ZEYTİN'e teşekkür ederim.

HAL TERCÜMESİ

1949 yılında İstanbul'da doğan A.İrfan Yükler ilk öğretimini Kadırga İlkokulunda, orta öğretimini ise Ozel Darüşşafaka Lisesinde tamamlamıştır. 1968-69 ders yılında kaydolduğu İ.T.. Maden Fakültesinden 1973 yılında Met.Yük.Müh. Unvanıyla mezun olmuştur. 1973-78 yılları arası M.K.E. Pirinç Fabrikası haddehane ve dökümhane atelyelerinde imalat şefi olarak çalışmıştır. 1975 yılında kısa dönem askerlik görevini yerine getirmiş, 1978 yılında Sakarya D.M.M.A.'sine asistan olarak girmiştir. Halen İ.T.. Sakarya Mühendislik Fakültesinde araştırma görevlisi olarak alışan A.İrfan YÜKLER evli ve bir ocuk babasıdır.

T. C.
Yükseköğretim Kurulu
Bekmantasyon Merkezi