

47028

YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERİN
TERMOMEKANİK İŞLEMİ SIRASINDA,
DEĞİŞEN PROSES PARAMETRELERİNİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLER ÜZERİNE ETKİSİ

Met. Müh. Tarık TOPATEŞ

Y.T.Ü. Metalurji Mühendisliği Anabilim Dalında
hazırlanan

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Tez Danışmanı : Y. Doç. Dr. Adem BAKKALOĞLU

İSTANBUL, 1995

I- ÖZET**11- YABANCI DİLDE ÖZET (İNGİLİZCE)**

1.GİRİŞ	1
2. MİKROALAŞIMLI ÇELİK NEDİR? ÖZELLİKLERİ VE TÜRLERİ	2
2.1.HSLA Çelik Türleri	3
3.HSLA ÇELİKLERİN ÜRETİMİ	8
3.1.Çözündürme Tavlama	9
3.2.Kontrollü Haddeme	9
4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ	16
4.1.Mikroalaşım Elementlerinin Fonksiyonları	16
4.1.1.Çökeltilerin Etkileri	16
4.1.2.Çözeltideki Mikroalaşım Elementlerinin Etkisi	18
4.2.Mikroalaşım Elementlerinin Kullanımı	19
4.2.1.Östenit Tane Boyutunun Engellenmesi	19
4.2.2.Östenitin Yeniden Kristalleşmesinin Engellenmesi	21
4.3.Önemli Mikroalaşımların Rolü	22
4.4.Mikroalaşım Elemanlarının Mekanik Özelliklere Etkisi	27
5. SERTLEŞTİRME MEKANİZMALARI	29
5.1. Tane Boyutu Etkisi	29
5.2. Çökelti Sertleşmesi	32
6.TERMOMEKANİK İŞLEM SIRASINDA ÖSTENİTİN DEFORMASYONU	38
6.1.Tavlama Sırasında Tane Büyümesi	39
6.2.Östenit Tanesinin Deformasyonu	40
6.2.1.Östenitin Yeniden Kristalleşmeli Deformasyonu	40
6.3.Östenitin Dönüşümü	41

7.TERMOMEKANİK İŞLEM SIRASINDA ÖSTENİTİN YENİDEN KRİSTALLEŞME DAVRANIŞI	44
7.1.Östenitin Yeniden Kristalleşmesi	44
7.2.Östenitin Yeniden Kristalleşmesinden Sonra Tane Büyümesi	53
7.3.Östenitin Yeniden Kristalleşmesi Ve Karbonitrür Çökelmesi	53
 8.MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE MEKANİK ÖZELLİKLER VE STANDARTİZASYON	 56
8.1.Dayanım	56
8.2.Tokluk	57
8.3.Standartizasyon	59
 9.DENEYSEL ÇALIŞMALAR	 62
9.1.Kullanılan Malzemeler	62
9.2.Termomekanik İşlemler	63
9.3.Çekme Deneyi Testleri	64
9.4.Mikroyapı	64
9.5.Deney Sonuçları	64
9.5.1.Çekme Deneyi Sonuçları Ve İrdelenmesi	64
9.5.2.Metalografik Çalışmalar	69
 10. SONUÇLAR	 75
 11. KAYNAKLAR	 77

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam süresince, beni yönlendiren Sayın Hocam Y.Doç.Dr. Adem Bakkaloğlu'na katkılarından dolayı teşekkür ederim.



ÖZET

Giderek yaygınlaşan kullanım alanıyla mikroalaşımlı çelikler metalurjik dizaynları ve uygun termomekanik işlem kombinasyonları ile geliştirildikleri yapı çeliklerine oranla çok daha yüksek dayanım ve tokluk gösterirler.

Sahip oldukları üstün özellikler ,düşük karbon içeriklerinden ,az miktarda içermiş oldukları alaşım elemanlarından ve uygulanan termomekanik işlemlerden dolayıdır.Mikroalaşımlandırma terimi,çeliğe çok düşük miktarlarda Nb,V ve Ti ilavesi anlamına gelir.Bu elementlerin ilavesi ile birlikte , uygun bir termomekanik işleminde (Kontrollü Haddeleme) uygulanması gerekir.

Bu çalışmada mikroalaşımlı çelikler tanıtılarak, üretim aşamasına göre, çözüldürme tavlama ve kontrollü haddeleme işlemlerinin mikroyapısal etkileri incelenmiş, mikroalaşımlama için kullanılan alaşım elementlerinin rolü, özellikler üzerine etkisi detaylı olarak verilmiştir. Termomekanik işlemler sırasındaki yeniden kristalleşme ve çökelme davranışları üzerinde durulmuştur.Çalışmada temelde ferritik-perlitik yapıya sahip sac , levha gibi hadde ürünlerine bağlı yapılan araştırmalar derlenmiştir.

Deneysel çalışmalar kısmında ise , bir dizi haddeleme işlemleri yapılarak değişen işlem parametrelerinin mikroyapıya ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılmıştır.

ABSTRACT

The continuous increase in the widespread of microalloyed steels is related to their higher strength and toughness than plain carbon steels, from which they are developed. The attractive mechanical properties are obtained due to the combination of an advanced metallurgical design and a suitable thermomechanical processing.

Microalloyed steels gain superior mechanical properties by containing small additions of alloying elements, low carbon content and thermomechanical treatment.

Microalloying elements, such as niobium, titanium, vanadium has added to steel, in very low quantity. Within the addition of this elements, a thermomechanical process (Controlled Rolling) should be applied.

In this investigation, microalloying steel has introduced due to the production stage of the microstructural effects of austenization and controlled rolling operations has examined, the role of the elements used for the addition of the microalloying elements and their effect on the properties has given in detail. Recrystallization and precipitation behaviours during the thermomechanical treatments has studied. In this performance, there has made researches on the rolling products, such as plate which has a ferrite-pearlite structure in basic.

In the experimental researches section, there has made a series of rolling process. In according to this, the effect of changing process parameters on the microstructure and mechanical properties has investigated.

GİRİŞ

Son yıllarda ,yapı çeliklerinin dayanım ve tokluk özelliklerinin iyileştirilmesi ve geliştirilmesi konusunda önemli çalışmalar yapılmıştır. Söz konusu gelişmeler çeliklerin fiziksel metalurji alanındaki en önemli başarılarından biri olmuştur. Günümüzde imalat ve konstrüksiyonlarda kullanılabilecek çeliklerin, özellikle enerji tasarrufu da göz önünde bulundurularak ağırlıkta azalma sağlayan hafif yapılara doğru gelişme gösterdikleri bir gerçektir. Bu gerçeği ön plana alarak ve bunun yanısıra da darbe dayanımı yüksek, izotropik ve yüksek biçim verme özelliğine sahip aynı zamanda kaynak kaabiliyeti yüksek olacak şekilde tasarlanan çeliklerin üretim ve tüketiminde hızlı artışlar meydana gelmektedir.

Mikroalaşımlı çeliklerin üretim potansiyeli, günümüzde gelişmiş ülkelerdeki çelik üretim miktarının %10'unu aşmış bulunmaktadır. Uygulama yoğun olarak yassı mamüllerde (gaz ve petrol boru hatları, sahil platform konstrüksiyonları vb.) gerçekleşir. Son yıllarda dövme mamüllerinde de (özellikle otomotiv endüstrisine yönelik parçalarda) uygulama giderek yaygınlaşmaktadır.

Mikroalaşımlı çeliklerinin yüksek akma dayanımı, yüksek darbe direnci, yüksek kaynak olabilirlik ve iyi şekillendirebilirlik gibi özellikleri, düşük karbon oranı ve az miktarda ilave edilen Nb, V, Ti, Al, Cu gibi alaşım elemanları ile sağlanmaktadır. Genelde mikroalaşımlama çok düşük karbon içeren çeliklerden hemen hemen ötektoid kompozisyonlu çeliklere kadar yapılır. Yaygın olarak kullanılan niobyum, titanyum ve vanadyum gibi elementler, yalnız veya ikili ve üçlü kombinasyonlar halinde mikroyapı içerisinde oluşturdukları karbonitrür çökeltileri ile tane boyutunu incelterek tokluk ve dayanıcı beraberce artırırlar. İlave olarak gerçekleşen çökelti sertleşmesi mekanizmasıyla dayanç bir defa daha artar.Bu çeliklerin yüksek akma dayanımlarından dolayı ağırlığı büyük ölçüde azaltmak mümkün olmuştur.Isıl işlem uygulanabilir çeliklerin yerine kullanımları her geçen gün artmaktadır.Ayrıca, su verme ve temperleme işlemleri uygulanan çeliklere göre daha az maliyetlidirler.Yassı mamüllerde mikroalaşımlama ile birlikte uygun bir termomekanik işlemin yapılması gerekir. Kontrollü haddeleme ile gerçekleştirilen bu işlemde, genelde 1000-1200°C'de yapılan ön deformasyona, düşük sıcaklıklarda son bir deformasyon eklenir. Haddeleme sonrası değişik soğuma hızları kullanılarak mikroyapının ince taneli ferrit veya beynitten oluşması sağlanır. Soğuma şartlarına bağlı olarak az miktarda perlit veya martenzit elde edilir.

2. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLER NEDİR ? ÖZELLİKLERİ VE TÜRLERİ

Mikroalaşımli çelikler (HSLA: High Strenght-Low Alloyed): Yüksek Dayanımlı- Düşük alaşımlı çelikler olarak da adlandırılır.

Son on yılda bu alanda yapılan çalışmalar, fiziksel metalurjinin en önemli başarılarından biri olmuştur.

1960'ların başında, mikroalaşımli çeliklerin gelişmesi ile daha yüksek dayanım değerleri, dispersiyon sertleşmesi ve tane rafinasyonunun kombinasyonu kullanılarak elde edilmiştir. Konstrüksiyon, enerji ve ulaşım endüstrisinde temel iki çeşit çelik kullanılmakta idi. Bunlardan ilki, akma dayanımı, (250-400) MPa arasında değişen düşük dayanımlı, haddelenmiş veya normalize edilmiş yalın karbonlu çelikler, diğeri ise, akma dayanımı 560 MPa olan soğutulmuş ve temperlenmiş düşük alaşımlı çeliklerdi. 70'li yıllardan sonra hızlanan mikroalaşımlama çalışmaları sonucu geniş bir özellikler yelpazesi elde edilmiştir.

- Ana üretim tekniği olan kaynaklanabilirliğin geliştirilmesi
- Aynı zamanda dayanç ve tokluk özelliğinin arttırılması
- Ağırlığın azaltılması
- Maliyetin düşürülmesi. (DeArdo, 1992)

Dövme ürünlerde ise mikroalaşımli çelikler orta karbonlu ıslah çelikleri yerine geliştirilmiştir. Bu nedenle mikroalaşım miktarında büyük farklılıklar gösterirler. HSLA çelikler, günümüzde, farklı sertleştirme mekanizmaları uygun termomekanik işlemler ve düşük C içeriklerden dolayı, mukavemet, tokluk veya düşük sıcaklıklarda gevrek kırılma emniyeti ve kaynak edilebilirlik gibi özelliklerin birleşimine sahip bir malzeme grubu olarak tanımlanabilir. Bilinen geleneksel metodlarla işlenebilmeleri yeterli haddelenebilme ve kaynak edilebilme özelliği göstermeleri önemli özellikleridir. Korozyona karşı gösterdikleri direnç de, aynı amaçlı kullanılacak karbon esaslı bir çelikten daha küçük boyutlu bir parça ile aynı sürede çalışabilmesi açısından önemlidir.

Mikroalaşımlama, çok düşük C içeren çeliklerden ötektoid kompozisyonlu çeliklere uzanabilir. Mikroalaşım elemanı olarak kullanılan titanyum, vanadyum ve niobyum, oluşturdıkları karbonitrür sayesinde hem tane rafinasyonunu

sağlarlar hem de çökelme sertleşmesi mekanizması ile dayanımı arttıırırlar. Kullanılan mikroalaşım elemanlarının maksimum miktarı % 0.25 civarındadır. Ayrıca alüminyum, Mo ve bor da mikroalaşım elemanı olarak kullanılabilir.

Yassı ürünlerdeki gelişme, standart yumuşak çeliklerden C-Mn tipi HSLA çeliklerine doğru olmuş, mikroalaşımlama metoduyla da günümüzde C-Mn (V/Ti/Nb) tipi HSLA çeliklerine gelinmiştir. Bu tip çeliklerde temel kompozisyon %0.05-0.15C, %0.3 Si ve %1.5 Mn'den oluşur.

Dövme işlemi günümüzde sadece kontrollü soğutma mekanizması ile çalıştığından %0.25'lik bir karbon miktarı alt sınır olarak görülür. (Asil Çelik Teknik yayınları,1994)

2.1. HSLA Çelik Türleri

Mikroalaşımlı çelikler bir çok standarta ve özellikleri farklı sınıflara sahiptirler. Bu sınıflandırma akma dayanımına göre;

1. Akma dayanımı 280-350 MPa arasında olan perlitik çelikler
2. Akma dayanımı 500-700MPa arasında olan ısıtıl işlenebilen çelikler

Mikroalaşımlı çelikler yapılarına göre:

1. Ferrit-Perlit yapısında
2. Ferrit-Beynit yapısında
3. Temperlenmiş martenzit veya beynitik yapıda

Sertleştirme mekanizmalarına göre;

1. Tane boyutu küçülmesiyle
2. Çökelti sertleşmesiyle sertleşenler
3. Katı eriyik yaparak sertleşenler
4. Dislokasyon yoğunluğu ile sertleşenler (Bakkaloğlu ,1994).

şeklinde sınıflandırılabilir.

Bütün bu sınıflandırmaların nedeni, kaynak edilebilirlik, tokluk, şekil alabilirlik, dayanım, atmosferik korozyon gibi özellikleri, kullanım yerine, ürün formuna ve maliyete bağlı olarak etkin hale getirebilmektir.

HSLA çelikleri, daha öncede belirtildiği gibi çok fazla sınıfa ve standarta sahipse de genel olarak 6 türde incelemek mümkündür.

Hava Çelikleri: HSLA çeliklerin gelişimi bu çelikler üzerinden olmuştur. Ferritik- perlitik yapıya sahip bu çelikler katı çözelti elementlerinden dolayı yüksek dayanım gösterirler. Akma dayanımı genellikle 345 MPa dolayındadır. Yüksek sertliklerinden dolayı abrasif aşınmaya karşı dayanımları iyidir. Cu ve P sayesinde de atmosferik korozyona karşı geliştirilmişlerdir.

Hava çeliklerine ait tipik bir kompozisyon (wt %) :

C	Mn	Si	Cu	P	Ni	Cr
0.10	0.35	0.50	0.40	0.10	0.40	0.80

Hava çelikleri iki sınıfa ayrılabilir:

1. Korozyon dayanımı ve katı çözelti sertleşmesi için çoklu alaşım ve düşük fosfor (P) içeren çelikler.
2. Birinci grupta olduğu kadar alaşım elemanı içeren, korozyon dayanımı ve sertlik için yüksek P %(0.05-0.15) içeriğine sahip çeliklerdir. (Leslie ,1982)

İğnesel Ferrit (Düşük Karbonlu Beynit) : Mn, Mo ilavesi ile yeterince sertleşebilen çok düşük karbonlu (< 0.08 %) çelikler, çok ince ve yüksek dayanımlı ferrit yapısı için kullanılır. Bu yapı çok yüksek oranda deforme edilmiş, yüksek dislokasyon (10^{10} cm^{-2}) yoğunluklu östenitik veya beynitik yapının ferrite dönüşümü ile elde edilir. Bu dönüşüm hızlı soğutma ve alaşım elemanları ile gerçekleştirilir. Mn, dönüşümü geciktirmek için kullanılan en ucuz elementtir ve Mo ile desteklenir.

Yüksek tokluk eldesi için, östenit taneleri Nb katkısı ile çok küçük düzeyde tutulur ve karbon içeriği yaklaşık % 0.08'dir. Tipik bir kompozisyon (wt %)

C	Mn	Si	Mo	Nb	Al	N
0.08	2.18	0.10	0.32	0.069	0.020	0.007

13 mm'lik kalınlıktaki tabakalar haddelenirken, iğnesel ferritin yanında yer yer martenzit bulunur. Eğer C ve Mn içeriği %0.05-0.15 civarında tutulursa yapı baskın şekilde poligonal ferrit olur. Bu elementlerin miktarları daha da düşürülürse yapı tam poligonal ferritten oluşur. İğnesel ferrit, dislokasyonların geniş çapta hareketini, martenzit ise dayanımı sağlar. Bu kombinasyon sürekli akmayı verir. Şayet plastik deformasyonu yaşlandırma izlerse akma dayanımı çok artar ancak süreksizdir. Sıcak haddeme koşullarında % 0.08 C'lu çeliğin akma dayanımı 487 MPa, %2.5 gerinme ve 620°C yaşlandırmadan sonra en düşük akma dayanımı 590 MPa olur.

Östenitin düşük sıcaklıklardaki dönüşümünden dolayı iğnesel ferrit içinde Nb (C,N) çökmesi tamamlanmaz. Bu durum yeniden ısıtma sırasında çökme sertleştirici olarak etkisini gösterir. (Leslie, 1982)

Dual (çift) Fazlı Çelikler: Dual fazlı çelikler, %80-90 poligonal ferritten ve ferritik yapı içerisinde disperse olmuş %10 martenzitik yapıdan oluşur. Bu çelikler düşük ancak sürekli akmaya sahiptirler. Bu sebepten düşük dayanımlı çelik gibi davranırlar. Fakat hızlı işlem sertleşmesi miktarından dolayı bitiş kısmında yüksek dayanım gösterirler.

Tipik bir dual fazlı çelik %0.05 V ilavesi ile sertleştirilmiş ve %1.5 Mn ve %0.5 Si içerir. Plakalar soğuk ve sıcak haddelenir, ardından ($\alpha + \gamma$) bölgesinde kesintisiz bir tavlama maruz kalır. Soğutmadan sonra ise östenit martenzite veya beynite dönüşür. Dönüşüm ferritik yapı içerisinde sert, disperse olmuş parçacıkları oluşturur. Dual fazlı çelikler 370 MPa civarında akma dayanımına ve 665 MPa civarında çekme dayanımına sahiptirler. (Leslie, 1982)

Haddelenmiş Perlitik Çelikler: Perlitik yapıya sahip bu çelikler C dışında bir veya daha fazla alaşım elemanı katılımı ile mekanik özellikleri arttırılmış (bazı durumlarda atmosferik korozyon dayanımı) bir çelik grubudur. Bu çeliklerin bazıları C-Mn çelikleridir ve yüksek Mn içeriklerinden dolayı, sıradan karbon çeliklerinden ayrılırlar. Diğer perlitik çelikler, kaynak edilebilirlik, şekil alabilirlik, tokluk ve dayanım özelliklerinin arttırılması amacı ile düşük miktarda alaşım içerirler.

Haddelenmiş perlitik çelikler (290-345) MPa arasında akma dayanımı gösterirler. Bazı uygulamalarda mekanik özelliklerin arttırılması için gerilim giderme, normalleştirme ve tavlama gibi ısı işlemleri uygulanabilir.

Bu tip çelikler kaynak yapılarında kullanıldıklarında çeliğin seçimine dikkat edilmelidir. Bazı sınıflar, kaynak öncesinde veya sonrasında ısıtma gerektirmez. Diğer HSLA çeliklere göre nispeten yüksek C içeriklerinden dolayı, kaynak kabiliyetleri düşüktür.

Mikroalaşımlı Ferritik-Perlitik Çelikler : Ferritik-Perlitik yapılı mikroalaşımlı çeliklerde, Mangan ve/veya C içeriği yükseltilmeden, daha fazla yük taşıyabilme anlamına gelebilen dayanım artması için Nb, V, Ti gibi alaşım elemanları kullanılır. Düşürülen C içeriği ile birlikte hem kaynak edilebilirlik hemde tokluk iyileştirilebilir. C içeriğinin azalması ile meydana gelen dayanım düşmesi Nb, Ti, V' un sertleştirici etkisi ile telafi edilir.

Dönüşüm sıcaklığının kontrolü, tane rafinasyonu ve çökelme sertleşmesi için karbür ve/veya karbonitrür formunda bulunan alaşım elemanlarının miktarı %0.1'den az kullanılır.

Haddelenmiş çeliklerde, tane rafinasyonunda, östenitin durumu haddeleme tekniğinden ve alaşım dizaynından etkilenir. Kontrollü haddeleme sayesinde tane rafinasyonu ile (345-620) MPa akma dayanımı değerlerine ulaşılabilir. Birçok HSLA çeliği %0.06 C hatta daha düşük karbon içeriğine sahip olsalarda akma dayanımları 485 MPa'a ulaşabilir. Elde edilecek çok yüksek akma değerlerine alaşım elemanlarının birleşik etkisi sonucu beklenen, çökelme sertleşmesi ve tane rafinasyonu ile ulaşılabilir.

Farklı tipteki ferritik-perlitik mikroalaşımlı çelikler:

- Vanadyumlu mikroalaşımlı çelikler
- Nb'lu mikroalaşımlı çelikler
- Niobyum-Molibdenyum'lu mikroalaşımlı çelikler
- Vanadyum - Azot'lu mikroalaşımlı çelikler
- Titanyum'lu mikroalaşımlı çelikler
- Niobyum- Titanyum 'lumikroalaşımlı çelikler
- Vanadyum-Titanyum'lu mikroalaşımlı çelikler (Leslie,1982)

Bu alaşım elemanlarından başka korozyon dayanımını arttıran, katı çözeltili sertleşmesini sağlayan elemanlarda, yapıda bulunabilir. Aslında bu tip çeliklerin sınıflandırılması içerdikleri alaşım elemanlarına göre değil daha önce belirtildiği gibi daha çok mekanik özelliklerine göreler. Örneğin; SAE J410, farklı karbon ve mangan içeriğine sahip çelikleri kapsar.

Desülfürizasyon, Deoksidasyon ve Katışkı Boyut Kontrollü Çelikler : HSLA çeliklerinde önemli gelişmelerden biride katışkılarının şekil ve boyutunun kontrol altına alınmasıdır. Kükürt katışkıları haddeleme sırasında uzar ve yassılaşır. Sonuçta kalınlık doğrultusunda süneklilik düşer. Katışkı boyut kontrolünde ana amaç yüksek sıcaklıklarda dahi plastiklik özelliği çok düşük katışkı elde etmektir. (Metals Handbook ,1994)

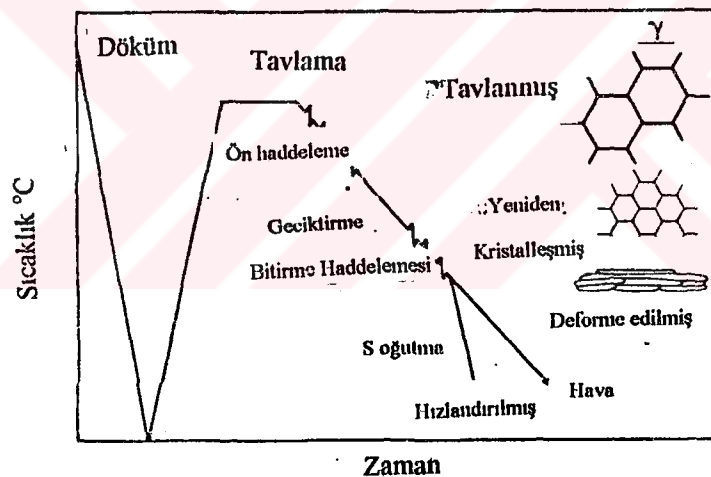
En etkili desülfürizasyon ve deoksidasyon işlemleri, kalsiyum karbür, toz Ca-Si alaşımı, demir kaplı Ca tel veya Mg olur. Bunlar ingotlar dökülmeden önce sıvı çelik içerisine katılır. Bu işlem Al deoksidasyonundan sonra yapılır. Diğer taraftan (Zr, Ti) gibi nadir toprak elementleride katışkılar için kullanılabilir. (Leslie, 1982)

3. İİSLA ÇELİKLERİN ÜRETİMİ

Mikroalaşım elemanlarının çeliğe uygulanması ile birçok yeni çelik tiplerini geliştirmek mümkün olmuştur. Çoğunlukla mikroalaşım elementlerinin, ikili veya üçlü kombinasyon ile uygulandığı çelik tiplerinde, fiziksel metalurjik geliştirme çalışmalarının yanı sıra, ergitme (ikincil metalurjik işlemlerle ilgili) ve sıcak deformasyon için geliştirilen yeni ekipmanlar, üretimin en önemli elemanları olmuştur.

Mikroalaşımlı çeliklerin üretimi Şekil 3.1’de de görüldüğü gibi şunlardır:

- * Döküm
- * Östenitleştirme (Çözündürme Tavı)
- * Kontrollü Haddeleme
- * Kontrollü Soğutma



Şekil 3.1. Şematik ,mikroalaşımli çelik üretim işlemi

Bu aşamalardan en önemlileri kuşkusuz östenitleştirme ve deformasyondur.

HSLA çeliklerinin çoğu, sıcak haddeleme sonunda ferritik- perlitik yapısı ile kendini gösterir. Bunların dışında bölüm 2’de de değinildiği gibi ferritik-perlitik yapı dışında iğnemsî ferrit mikroyapılı kontrollü haddelenmiş çelikler ve çok köşeli ferrit anayapısı içerisine dağılmış, martenzitten oluşan çift fazlı çelikler bulunur. (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994)

Mikroalaşımlı çeliklerin üretilmesinde mekanik özelliklerin geliştirilmesi doğrultusunda farklı üretim metodları uygulanabilir.

- Çökelme sertleştirilmiş HSLA çeliklerin kontrollü haddelenmesinde yüksek oranda deforme edilmiş ve/veya ince taneli östenit tanesinin eldesine çalışılır. Böylece daha sonra, soğuma sırasında ince ferrit taneli yapı elde edilir ki bunun anlamı, yüksek tokluk ve akma dayanımıdır.
- Kontrollü haddelenmiş çeliklerde, hızlandırılmış (hava ve suda) soğutma ile oluşan mikroyapı bize iyi kaynak edilebilirlik, yüksek akma dayanımı ve tokluğun mükemmel bir kombinasyonunu verir.
- Normalize edilmiş V'lu HSLA çeliklerinde tane rafinasyonu ile tokluk ve çekme dayanımı geliştirilir.
- İki fazlı bölgede ($\alpha+\gamma$) tavlanmış çelikler (C-Mn çelikleri) dual fazlı yapı elde etmek için kullanılırlar. (Metals Handbook , 1994)

3.1. Çözündürme Tavlama

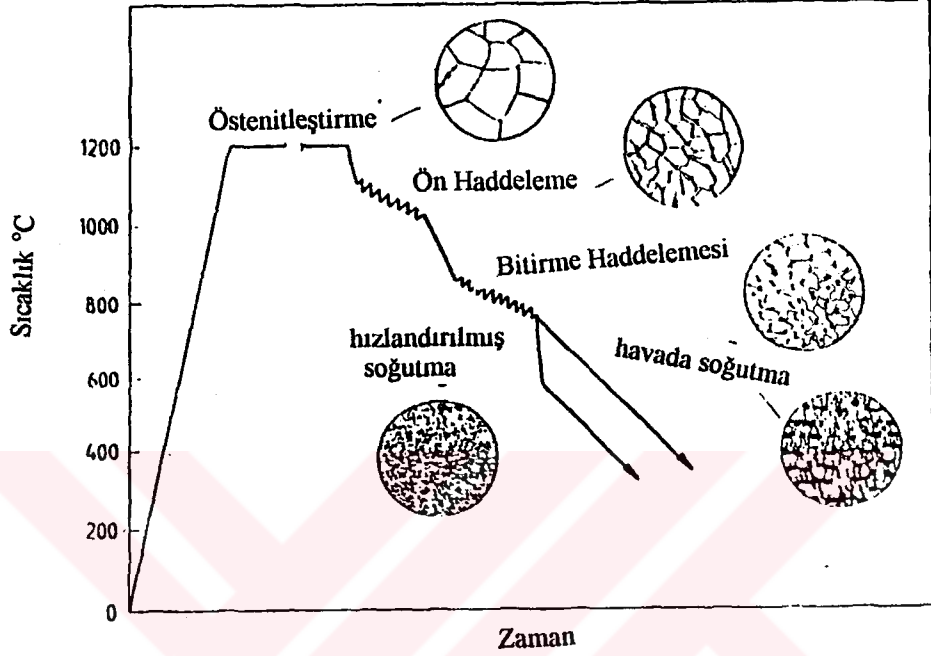
Yüksek sıcaklıklarda (1100-1200°C) östenit tane boyutu, birbirini izleyen sıcak deformasyon ve yeniden kristalleşme ile mümkün olduğu kadar küçültülmelidir. Östenitleştirme sıcaklığı ve mikroalaşım elementlerinin çözünürlüğü, ilk östenit tane boyutunu ve östenitin yeniden kristalleşmesini kuvvetli bir şekilde etkiler. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak, mikroalaşım elementleri ya tane küçültücü ya da çökelme sertleştiricisi olarak etki yaparlar. Artan östenitleştirme sıcaklığı ile mikroalaşım elementleride artarak östenitte çözünür. Ancak yüksek östenitleştirme sıcaklıkları tane büyümesine neden olabilir. Düşük sıcaklıklarda ise daha fazla miktarda mikroalaşım çökeltileri östenitte çözünmeden kalacaktır. Bu çökelti tane sınır hareketlerini engelleyerek daha küçük östenit tane boyutunu mümkün kılar. Deformasyon etkisi ile oluşan çökelti de, çözünmemiş çökelti görevini görür. (Çeviker,1991)

3.2. KONTROLLÜ HADDELEME

Kontrollü haddeleme oda sıcaklığında optimum mekanik özellikleri sağlamak için, dikkatle seçilen kompozisyon ile birlikte uygulanan ve giderek yaygınlaşan bir işlemdir.

Bu işlemde sıcaklık haddeleme işleminin belirli bölümlerinde kontrol altında tutulur, her bir hadde geçişindeki indirgeme miktarı önceden belirlenir ve en son bitirme sıcaklığı tanımlanır. (Metals Handbook , 1994)

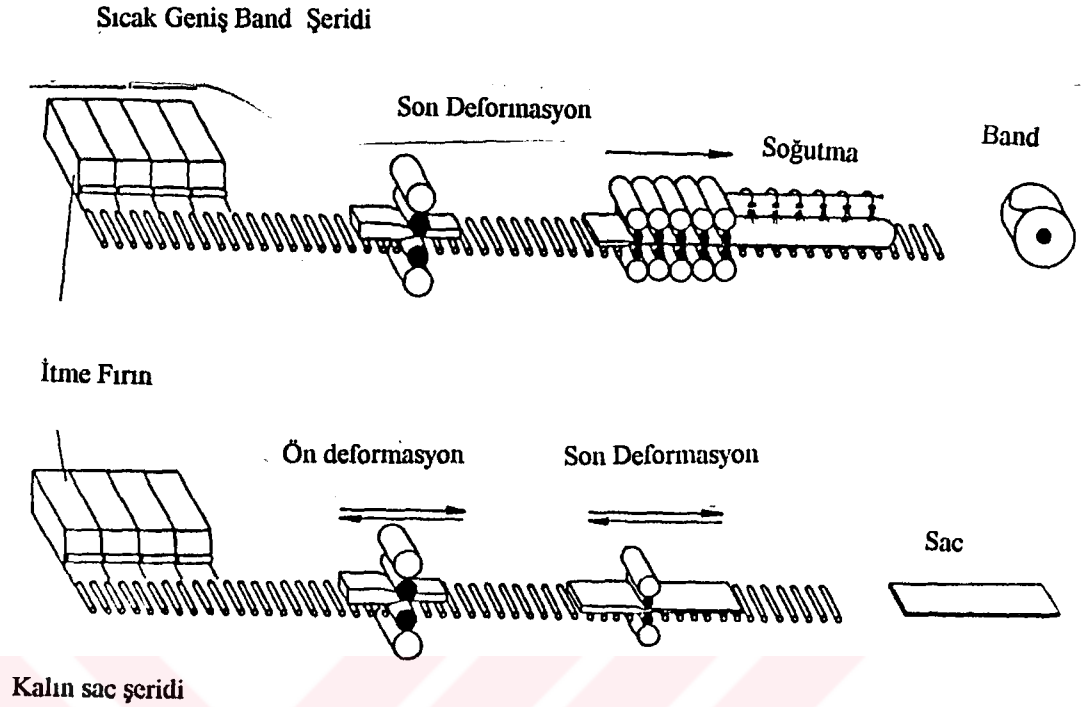
Şekil 3.2'de zaman ve sıcaklığın fonksiyonu olarak şematik bir kontrollü haddeleme profili verilmiştir. (Çeviker,1991)



Şekil 3.2. Kontrollü haddeleme şematik profili

Kontrollü haddeleme, şekillendirme olayı sırasında ısıtma işleminin de gerçekleştirildiği, yani haddeleme bandında uygulanan termomekanik bir işlemdir. Şekil 3.3.'ün üst kısmında, sıcak geniş band için üretim bandı ve alt kısmında kalın sac üretim bandı görülmektedir(Topbaş,1993).Bu tarz bir haddeleme yönteminde, tane büyüklüğüne ve çökelme olaylarına istenildiği gibi etki yapılabilir. Sıcaklık haddeleme işleminin belirli bölümünde kontrol altında tutulur, her bir hadde geçişindeki indirgeme miktarı önceden belirlenir ve en son bitirme sıcaklığı tanımlanır.

Kokil içerisinde çeliğin dökümü yapıldıktan sonra, ham kütükler özel kütük ölçülerine ön haddeleme yapılır, soğutulduktan sonra itme fırına yüklenir ve haddeleme sıcaklığına ısıtılır. Blok kütük dökümü yanında bu amaçla, sürekli dökümden de yararlanılabilir.



Şekil 3.3. Sıcak geniş band ve kalın sac üretimi bandı.

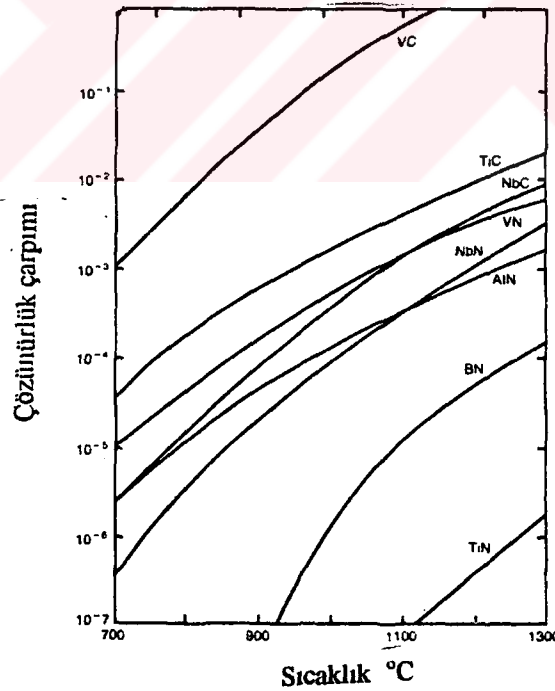
İtme fırın sıcaklığı ne kadar yüksek tutulursa, başlangıç tane büyüklüğü o kadar büyüktür ve daha önce uygulanan soğutmada ayrılmış vanadyum karbonitrür ve niobkarbonitrür çözülmesi o kadar fazla olur. Çözeltiye geçmeden kalabilen partiküller, tane kabalaşmasını engelleyici olarak etki yaparlar. Bu konuya Bölüm 4'te detaylı olarak değinilecektir. Son tane büyüklüğünü, şekillendirme derecesi ve haddeleme sonu sıcaklığı önemli ölçüde etkiler. Sıcak band üretiminde soğutma bandındaki soğutma hızı ve sarma sıcaklığı da tane büyüklüğünü ve çökmeyi etkileyen diğer faktörlerdir. Sıcak geniş bandlar, çok ince taneli yapıya ve özellikle de ince dağılmış vanadyumkarbonitrür ve niobkarbonitrür çökeltilerine sahiptirler. Çökelen partiküllerin büyüklüğü ve miktarı, sarma sıcaklığına büyük ölçüde bağlıdır. Benzer durum, kalın sac üretiminde de söz konusudur, yani istenilen özelliklere, ilave ısı işlem olmadan ulaşılabilir. Ancak 25mm sac kalınlığından daha kalın saclar haddeleme sıcaklığından soğutulduktan sonra normal tavlanırlar. (Topbaş, 1993).

Kontrollü haddeleme işlemi, boru hatlarında, köprülerde, platformlarda ve birçok mühendislik uygulamasında kullanılan çeliklerin, eldesinde

kullanılır. Kontrollü haddeleme istenilen özellikler, maliyet ve imkanlar doğrultusunda 3 farklı metod uygulanır. (Metals Handbook ,1994)

- Konvensiyonel Kontrollü Haddeleme (Östenitin Yeniden Kristalleşmediği Bölgede Deformasyon)
- Yeniden Kristalleşmeli Kontrollü Haddeleme (Östenitin Yeniden Kristalleştiği Bölgede Deformasyon)
- Östenit-Ferrit Çift Faz Alanında Deformasyon

Bu üç farklı metod, farklı teknikler kullanmalarına rağmen, hepsi yeniden kristalleşmeli bir ön haddeleme işlemi içerirler. Ön haddelemede, yaklaşık (1100-1200°C) sıcaklıklarda östenit tane boyutu, birbirini izleyen deformasyon ve yeniden kristalleşme ile mümkün olduğu kadar küçültülmelidir. Ön haddeleme sırasında, stabil karbonitrür parçacıkları tane büyümesini engelledikleri için istenirler. Şekil 3.4.'te karbür ve nitrürlerin östenit içi çözünürlüğü görülmektedir. Şekilden de görüleceği gibi, NbC'nin VC'e göre çözünürlüğü daha azdır. Bunun anlamı ise Nb'un tane büyümesinin engellenmesinde V'a göre daha etkin olduğudur. (Repas,1988)



Şekil 3.4. Karbür ve nitrürlerin östenit içi çözünürlüğü

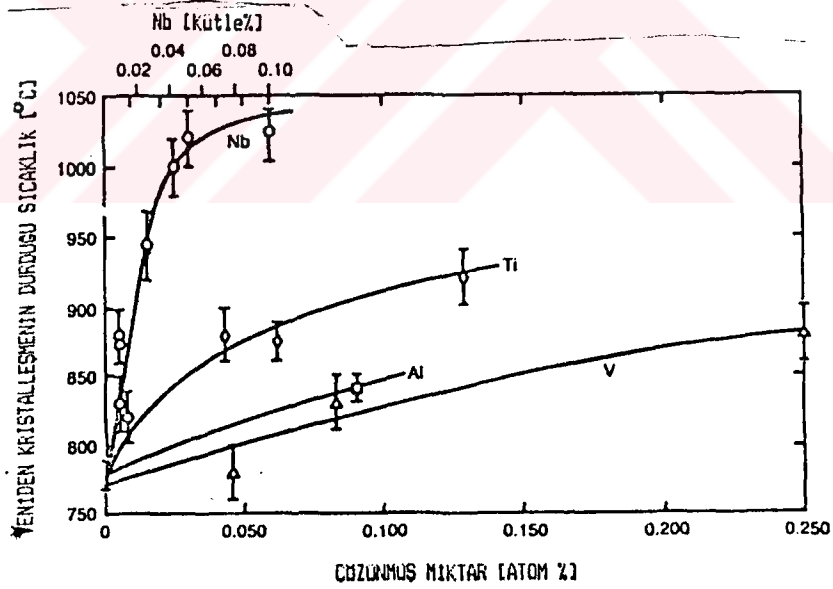
Ön haddeleme sonunda östenit tane boyutu $20\mu\text{m}$ 'de tutulabilir. Bu östenit taneleri, daha sonra hem deforme edilerek hem de rafine edilerek daha küçük boyutlara indirilir.

• Konvensiyonel Kontrollü Haddeleme

Yeniden kristalleşme sıcaklığı altında yapılan deformasyon sonucu östenit taneleri haddeleme yönünde uzar. Ayrıca tane içerisinde dislokasyonlar ve deformasyon bantları gibi yüksek hata yoğunluğuna sahip çok sayıda çekirdeklenme bölgeleri meydana gelir. Tüm bu yüksek çekirdeklenme yöreleri oldukça ince bir dönüşüm mikroyapısı için ön şarttır. Bu fazla sayıdaki çekirdekler, dönüşüm sonrasında ince taneli ferritin oluşmasını sağlarlar.

Bu işlem östenitin deforme olup, fakat yeniden kristalleşmediği sıcaklıkta %80'e kadar indirgeme miktarını öngörür.

Nb, en etkili tane rafine edici elementtir. 1040°C sıcaklık altındaki haddeleme sırasında, gerinim sonucu oluşmuş Nb (C,N) çökeltileri ile, yeniden kristalleşme engellenir, yani yeniden kristalleşmenin durduğu sıcaklık yükseltilir. (Şekil 3.5)



Şekil 3.5. Mikroalaşımlama ile östenitin yeniden kristalleşmesinin engellenmesi. (Çeviker,1991)

Gerinim sonucu oluşan bu çökeltiler ferritin çökelme sertleşmesi potansiyelini azaltır. Yine de Nb'lu çeliklerin kontrollü haddelenmesinde çökelme sertleşmesi ölçülebilir boyuttadır. Kontrollü haddelenmiş Nb'lu çeliklerde ferrit tane boyut (5-10) μm (ASTM'e göre 10-12) arasındadır.

Ti, Zr, V gibi elementler bu sıcaklığı yükseltmede niobyum kadar etkili değildirler.

Niobyum, titanyum, vanadyum, karbon ve azot konsantrasyonu, hadde geçiş süresi, gerinme hızı ve deformasyon sıcaklığı, sıcak işlem sırasında yeniden kristalleşmeyi etkiler.

• Yeniden Kristalleşmeli Kontrollü Haddeleme

Konvensiyonel kontrollü haddeleme işlemi ince ferritin eldesinde önemli olmasına rağmen (750-900°C) gibi bitirme sıcaklıklarını öngören bu metod, ağır işlerde hadde yükünü çok arttıracığı için "yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme" metodu kullanılır. Yani burada, deforme edilmiş östenitin yeniden kristalleştiği bölgede çalışılmaktadır. Mikroalaşım elemanları yeniden kristalleşme sıcaklığını yükselttikleri için, eğer deformasyon sıcaklığında düşük seçilmiş ise, yeniden kristalleşme hemen olmayabilir. Fakat dinlenme olayı, yani dislokasyonların alt tane sınırlarını oluşturması gündemdedir. Deformasyon süresince oluşan sonsuz sayıdaki alt taneler, geniş açılı tane sınırlarının çevrelediği gerçek tanelerden farksız bir konuma geçerler. İşlem sonunda tane boyutu (8-10) μm arasında tutulur. İşlemde, sıcaklık 900°C'nin üzerinde ancak ön haddeleme sıcaklığının altında olmak üzere deforme edilen östenitin yeniden kristalleşmesi sağlanır. (Metals Handbook , 1994)

Östenitleştirme sıcaklığı ve mikroalaşım elementlerinin çözünürlüğü ilk östenit tane boyutunu ve östenitin yeniden kristalleşmesini kuvvetli bir şekilde etkiler. Östenitleştirme sıcaklığına bağlı olarak, mikroalaşım elementleri ya tane küçültücü, ya da çökelti sertleştiricisi olarak etki ederler.

Haddede etken faktörler hadde sıcaklığı yanı sıra deformasyon derecesi, deformasyon süresi ve hadde geçişleri arası süredir. Yeniden kristalize olmuş tane boyutunu küçültmek yeniden kristalleşme için gerekli kritik değerin üzerinde deformasyon uygulaması ile mümkündür. Başlangıç östenit tane

boyutunun küçük olması (ön haddedeleme), deformasyonun düşük sıcaklıklarda yapılması ve malzeme gerinmesinin yüksek olması yeniden kristalleşmiş tane boyutunu inceltir. (Asil Çelik Teknik Yayınları,1994)

Eğer, hadde geçişlerinde, yeniden kristalleşme için yeterli zaman yok ise bu durumda, “dinamik yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme yapılır. Bu işlemde yeniden kristalleşme deformasyon sırasında başlar. 10 μ m gibi tane boyutuna erişebilmek için belirli bir indirgeme yüzdesi gerekir.

Düşük bitirme sıcaklığı ile dinamik yeniden kristalleşme sonucu ferrit tane boyutu (3-6) μ m seviyelerinde tutulabilir.

• Östenit-Ferrit Çift Faz Bölgesinde Deformasyon

Deformasyon ferritin kararlı olduğu sıcaklıklarda yapılması ile yüksek miktarda deforme edilmiş östenit tane sınır yüzeylerinde ferrit çekirdeklenir. Kendisinin deforme edildiği ferritte toparlanma ve/veya yeniden kristalleşme meydana gelir. Dönüşüm ürünü genelde;

-Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip, alt taneler içeren eş eksenli ferrittir. Deformasyon miktarındaki artış ile toparlanma artar ve deforme edilmiş ferritin yeniden kristalleşmesi ile alt tane hacmi artar.(Asil Çelik Teknik Yayınları,1994)

4. MİKROALAŞIM ELEMENTLERİ

Yüksek dayanımlı-düşük alaşımlı çelikler, çok geniş bir şekilde tanımlansalarda bu çalışmada sözü edilen grup, çok düşük miktarda (en fazla %0.2); karbür ve nitrür formunda alaşım elemanı içeren, dayanım ve diğer özellikleri dolaylı veya dolaysız kontrol altında tutulan çeliklerdir.

Termomekanik işlem sırasında alaşım elemanları;

- *Östenitleştirme sıcaklığında küçük östenit tane boyutunun sağlanması.
- * Yeniden kristalleşmiş tanelerin büyümesinin engellenmesi
- * Yeniden kristalleşmeyi önlemek ve/veya geciktirmek gibi görevleri yerine getirirler.

4.1 Mikroalaşım Elementlerinin Fonksiyonları

Mikroalaşım elemanları, mikroyapıyı dolayısı ile özellikleri şu şekilde etkilerler;

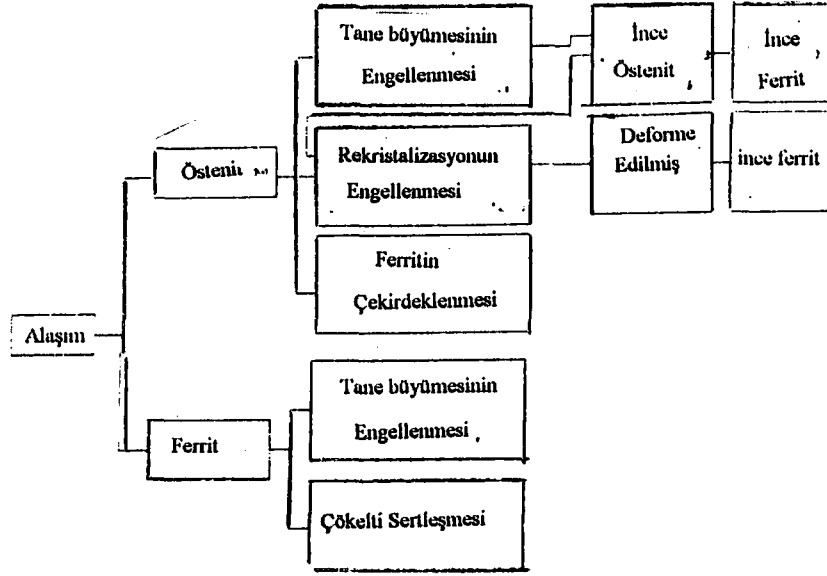
- a. Karbonitrür çökeltileri
- b. Katı çözelti.
- c. Nitrürlerin şekil alması sırasında katı çözeltiden azotun alınması.(Sage,1992)

4.1.1. Çökeltilerin Etkileri

Alaşım elemanlarının oluşturduğu çökeltiler tane sınırı hareketini ve yeniden kristalleşmeyi etkiler. Mikroalaşım bileşiklerinin partikülleri, östenitte çözünmeden kalmış ve soğumada artan fazla doyumun etkisi ile oluşan çökeltilerdir. Çökelme hızı plastik deformasyonun artması ile artar (= gerinim sonucu çökelme). Çözelti içerisindeki mikroalaşım elemanlarının östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi çok zayıftır.

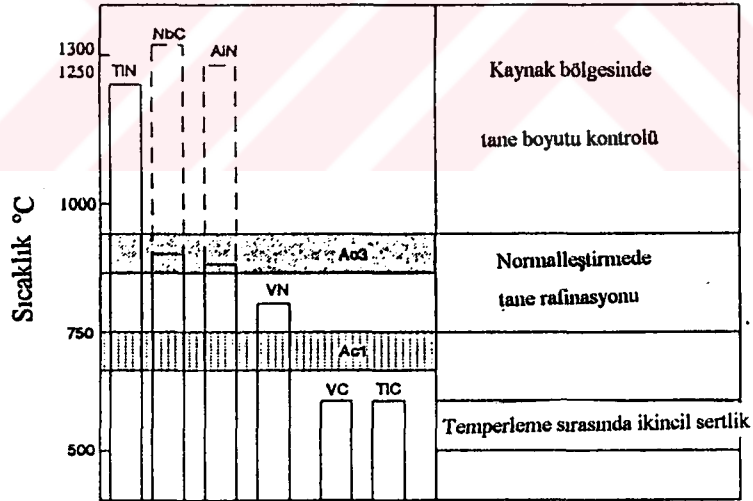
Mikroalaşım elementlerinin ikinci rolü östenit dışında çökelme sertleşmesi sağlamasıdır. Mikroalaşım elementlerine ve termomekanik işleme bağlı olarak, östenitte çözünmüş mikroalaşım elementlerinin sadece bir kısmı çökerir. Çözeltide kalanlar, dönüşümden sonra veya dönüşüm sırasında çökerirler.

Çökeltilerin çelik mikroyapısına etkisi Şekil 4.1.'de görülmektedir. (Sage,1992)



Şekil 4.1. Mikroalaşım çökeltilerinin çeliğin mikroyapısına etkisi.

Çökeltiler, östenit veya ferritin yeniden kristalleşme sıcaklığı ve çeliğin dönüşüm sıcaklığı ile ilişki içindedirler. Şekil 4.2'de ısıtma sırasında dönüşüm sıcaklığı ile nitrür ve karbür oluşum sıcaklığı arasındaki ilişki verilmiştir.



Şekil 4.2. Isıtma sırasında dönüşüm sıcaklığı ile nitrür ve karbür oluşum sıcaklığı arasındaki ilişki.(Sage,1992)

Pratik olarak, çeliğin soğuma hızı, dönüşümün ve çökeltilerin meydana gelmesini belirler. Daha yüksek soğuma hızı, çökeltilerin daha düşük

sıcaklıklarda oluşması demektir. Ayrıca soğuma hızı, çökeltilerin ferritte mi, yoksa östenitte mi oluşacağını gösterir.

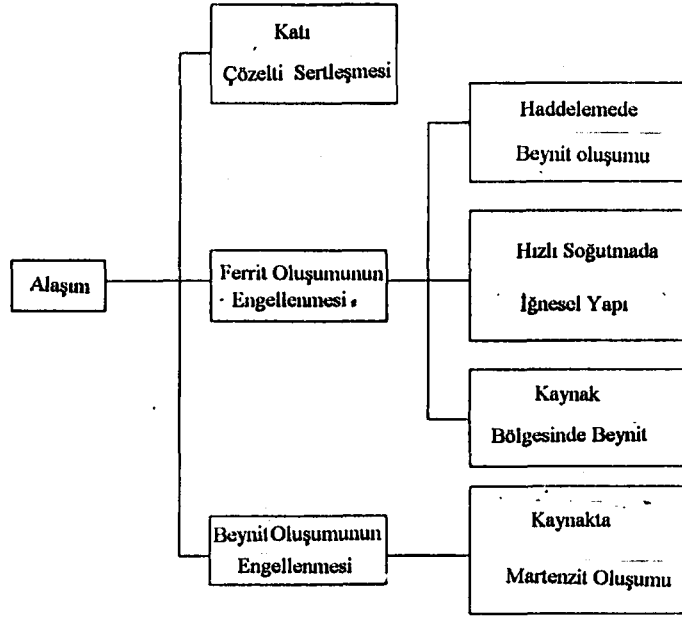
En yüksek sıcaklıkta, birden fazla alaşım elemanı tarafından oluşturulan karbür ve nitrür çökeltileri çelikte baskın bir etkiye sahiptirler.

Çünkü;

- a. Çeliğin soğuması sırasında bu çökeltilerin birleşik formu yapıyı etkileme şansına sahiptir.
- b. Nitrürlerin form alması veya düşük karbonlu çelikte karbürler, değişimi düşürecek ve diğer mikroalaşımların oluşturduğu karbür ve nitrür formlarının daha düşük sıcaklıkta oluşmasını sağlayacaktır.
- c. Düşük sıcaklıklarda yalnız başına karbür ve nitrür oluşturmuş alaşımlar daha yüksek sıcaklıklarda karbonitrür şeklinde form alabilir.
- d. Oluşan nitrürler ile katı çözeltideki azot azalır. Böylece azotun kırılganlık ve sertleşebilirlik üzerine etkisi azaltılmış ve/veya kaldırılmış olur.

4.1.2. Çözeltideki Mikroalaşım Elementlerinin Etkisi

Çözeltideki mikroalaşımlar mikroyapının ve özelliklerinin belirlenmesinde etkin rol oynarlar. Ferrit kafesinin dayanımını arttırmalarının yanında, dönüşüm sıcaklığını düşürürler ve ferrit veya beynit oluşumunu engellerler. Bütün alaşımlar beynit oluşumunu engellerler ve sertleşebilirliği tüm yapı boyunca dağıtırlar. Katı çözelti oluşturan mikroalaşım elemanlarının yapıya etkisi şekil 4.3.'te özetlenmiştir. (Sage, 1992)



Şekil 4.3.Katı Çözelti İçerisindeki Mikroalaşımların Etkisi

4.2. Mikroalaşım Elementlerinin Kullanımı

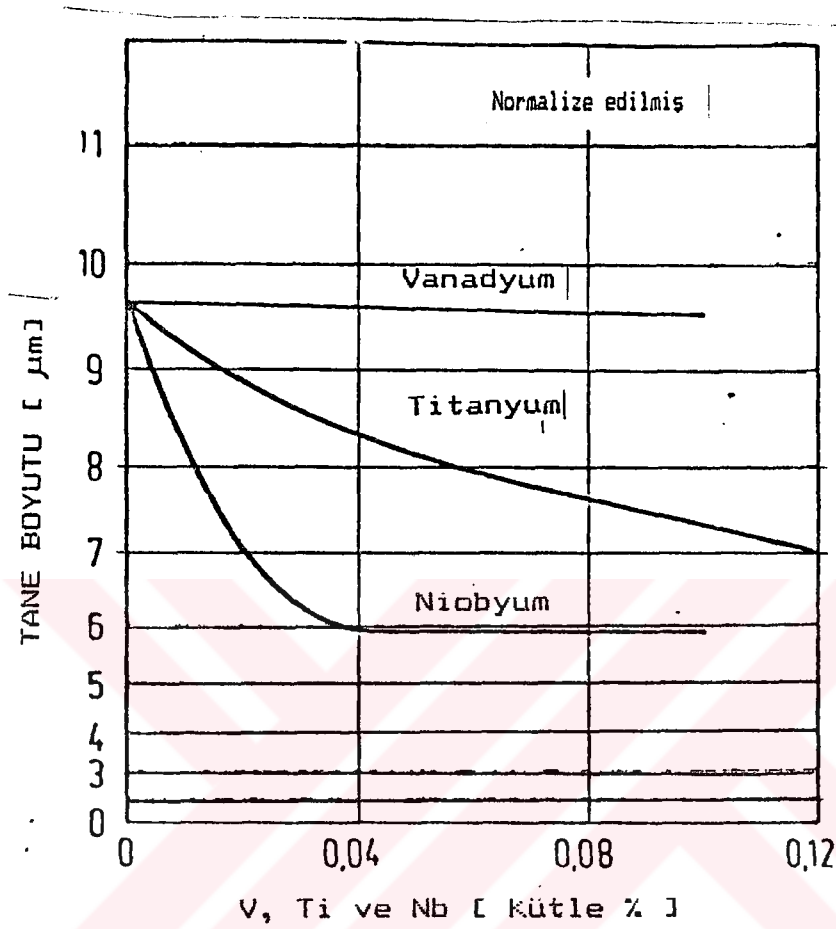
4.2.1. Östenit Tane Boyutunun Engellenmesi

Çelik haddelenirken, östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde varlıklarını sürdürebilen çökeltiler, tane sınırlarında bulunarak, dönüşümde ince tane boyutuna olanak sağlarlar. mikroalaşım elemanları son ferrit boyutuna iki şekilde etki ederler;

- Östenitlemede tane büyümesini engellerler.
- Kontrollü haddeleme sırasında yeniden kristalleşmeyi engellerler.

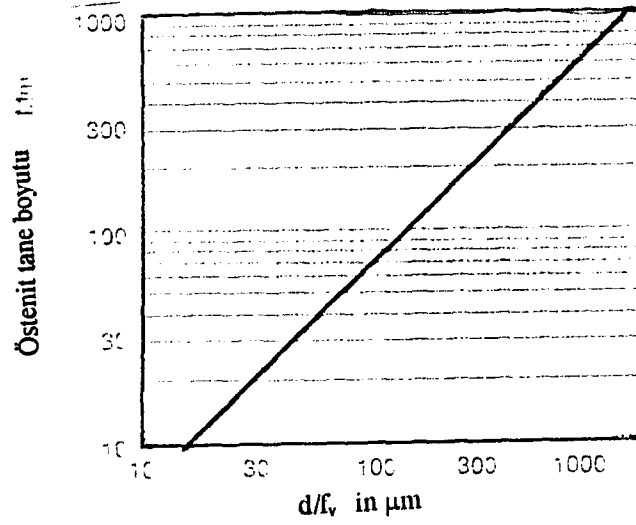
Titanyumnitrür, normal işlem koşullarında varlığını sürdürebilen bir çökeltidir. Yeniden kristalleşmeli haddelemde tane boyutunu kontrol için kullanılır. Alüminyumnitrür ve niobyumkarbonitrür normal işlem şartlarında yüksek sıcaklıklarda çözelti içerisinde. Bilindiği gibi, çözelti içerisindeki elementlerin östenit tane boyutunun engellenmesine etkisi yok denecek kadar azdır. Eğer çelik hızlı bir şekilde ısıtılırsa bu alaşım elementleri çözelti dışında

kalırlar ve haddeleme sırasında belirli bir zaman tane boyutunu kontrol altında tutma görevi görürler. Şekil 4.4.'de Nb, V ve Ti'un tane boyutuna etkisi görülmektedir. (Çeviker, 1991)



Şekil 4.4. Mikroalaşım elemanlarının tane boyutuna etkisi.

Vanadyum, yüksek çözünürlüğüne bağlı olarak tane boyutu etkisi göstermez. Bu elementlerin bileşikleri, boyutlar ve hacimsel miktarları üzerinden östenit tane boyutuna etki ederler. (Şekil 4.5). Sabit çökelti miktarında küçülen çökelti boyutu ile östenit tane boyutu küçülür. Östenitten oluşan ferrit tane de, haddelemede uzamış östenit tane eninin ortalama yarısına kadar büyür. Son ferrit boyutunu küçültme deformasyon sonrası ani soğutma ile mümkündür. (Asil Çelik Teknik yayınları, 1994)

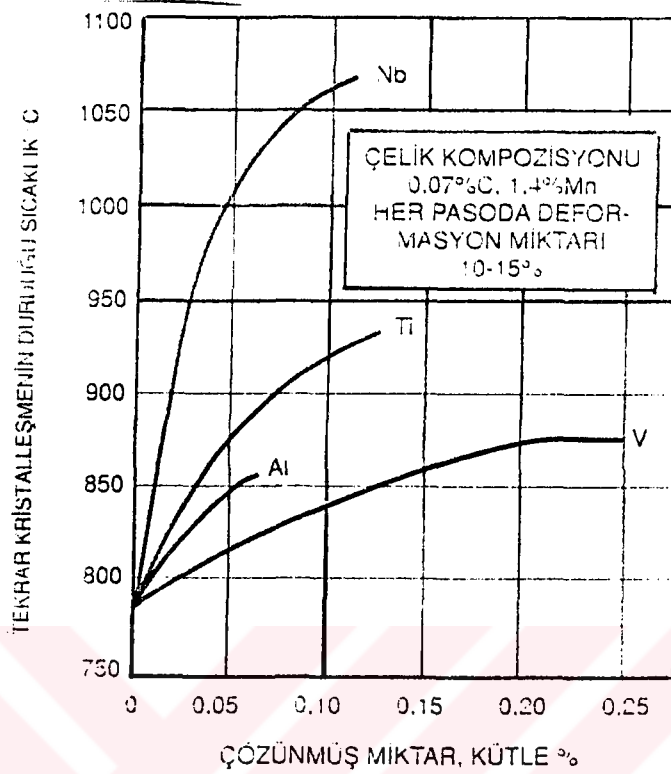


Şekil 4.5. Karbonitrür çökelti boyutu (d) ve hacimsel miktarının (f_v) östenit tane boyutuna etkisi.

4.2.2. Östenitin Yeniden Kristalleşmesinin Engellenmesi

Özellikle sıcak deformasyon şartlarında, östenit tanesinin yeniden kristalleşmesinin engellenmesi ile oldukça efektif bir ferrit tane inceltmesi elde edilir. Bu nedenle deformasyonun östenitin yeniden kristalleşmediği bir sıcaklık aralığında yapılması tercih edilmelidir. Böylece deformasyon sonucu uzayan östenit içerdiği yüksek derecede yapısal hatalar nedeniyle, dönüşüm başlangıcında, ferrit oluşumu için daha fazla çekirdeklenme yörreleri içerir. Oluşan yüksek ferrit tane yoğunluğu, ince tane oluşumuna yol açar.

Mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşmesine etkisi 4.6'da gösterilmiştir.(Asil Çelik Teknik Yayınları)

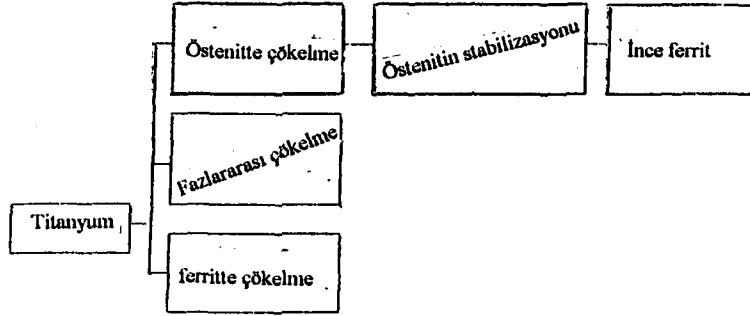


Şekil 4.6. Mikroalaşım elementlerinin östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığına etkisi.

Alaşım elemanlarının tümü (Alüminyum da dahil), artan miktarlarla yeniden kristalleşmenin durduğu sıcaklığı yükselterek östenitin yeniden kristalleşmesini geciktirirler. En etkili alaşım elemanı niobyumdur. Tipik sıcak işlem sıcaklıklarında, düşük miktarlarda bile östenit içi çözünen niobyumun geciktirici etkisi oldukça yoğundur. (Asil Çelik Teknik Yayınları, 1994).

4.3. Önemli Mikroalaşımların Rolü

Titanyum: Şekil 4.7'de titanyumun etkisi şematik olarak gösterilmiştir. Titanyum oldukça yüksek sıcaklıklarda TiN halindedir ve bu çökeltiler haddeleme sırasında (işlem, östenitin yeniden kristalleşmesinin üzerinde yapıldığı zaman) östenitin tane büyümesini etkili şekilde engelleyicidirler. TiN partikülleri, kaynaktan etkilenen bölgede tane kontroli için gereklidir.



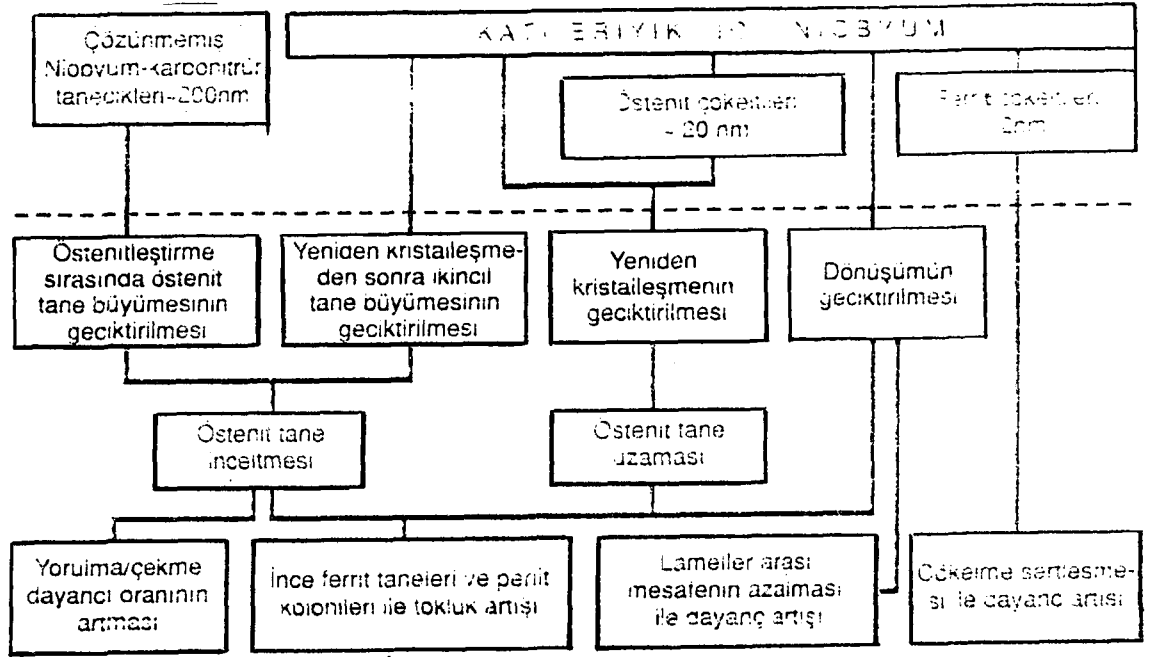
Şekil 4.7. Titanyumun HSLA çelik yapısına etkisi.(Sage,1992)

TiN yüksek sıcaklıklarda (çeliğin katılaşmasının hemen üstünde) form alır. Böylece partiküller hemen şekil almaya ve büyümeye eğimlidirler. Bu durumdan sakınmak için, çelik katılaşmadan sonra 25-35°C/dakika soğuma hızı ile aniden soğutulmalıdır. Soğutma hızında, sürekli dökümde verilen oranlar geçerlidir, fakat ingot dökümde partiküllerin uygun büyüklükte tutulması zordur. Titanyumlu çeliklerde, yeniden kristalleşmeli haddeleme ile başarılabilen tane rafinasyonu, niobyumlu çelikler kadar değildir, ancak yinede çoğu amaçta denktir.

Titanyum, karbürler ile düşük sıcaklıkta form alır ve bu çökelme sertleşmesi için kullanılır. Bu metod uzun yıllar kullanılıp, titanyum katkısının kontrol altında tutulmasının zorluğu üreticileri başka metodlara yöneltmişlerse de, son yıllarda vakum teknolojisinin gelişmesi ile yeniden gündeme girmiştir. Titanyum, nitrür formunda oldukça güçlüdür ve çözünen azotun alınması için önemlidir. Ancak bu amaçla kullanılması tehlikelidir. Büyük TiN partikülleri, şayet şartlar yerinde değilse yüzey kalitesini bozar. (Sage, 1992).

Niobyum: HSLA çeliklerde niobyumun etkisi Şekil 4.8'de şematik olarak özetlenmiştir (Çeviker,1991).Niobyum, karbür ve nitrür şeklinde form alır ve karbür formu çok önemlidir. Niobyumkarbür, pratikte, çelikte 1000°C'nin altında form alır ve östenitin yeniden kristalleşmesini engelleyici etki gösterir. Sonuçta, ince ferrit oluşturur.

Niobyum, tane küçültücü etkisinden dolayı, boru çeliklerinde ve diğer yapı çeliklerinde, bu özelliği dolayısı ile geniş kullanım alanı bulur.



Şekil 4.8. Mikroalaşım elementi “niobyumun” tüm mikroyapısal etkisi.

Kontrollü haddelemede niobyumun kullanımına bazı sınırlamalar getirilmiştir. Niobyumu Nb-karbür olarak kullanmak için, tamamını ısıtma sırasında çözeltiye almak gerekir. Bu şekilde niobyum, çökelti partikülleri oluşturabilir. Ancak bunu gerçekleştirmek için oldukça yüksek sıcaklıklara çıkmak ve beklemek gerekir. Eğer niobyumkarbür çözeltiye alınmaz ise büyüme eğilimindedir ve bu durumda yeniden kristalleşmeyi engellemede yetersizdir. Yüksek sıcaklıklara çıkıp, çözeltiye almak demek ise, masrafın artması demektir.

Niobyumun diğer bir karakteristik özelliğide ferrit oluşumunu engellemesidir. Bu, hızlı soğutmada oldukça önemlidir. Çünkü, yüksek çekme dayanımı ve sertlik sağlamak için gerekli iğnesel yapı formuna bu şekilde ulaşılır. Diğer taraftan, niobyumun bu etkisi (dönüşüm üzerine), kaynak işlemine olumsuz etki eder. Çünkü, kaynak bölgesi içinde iğnesel ferrit üretilir ve düşük karbonlu çelikleri dışarda tutarsak, bu toklukta düşmeye neden olur. (Sage, 1992).

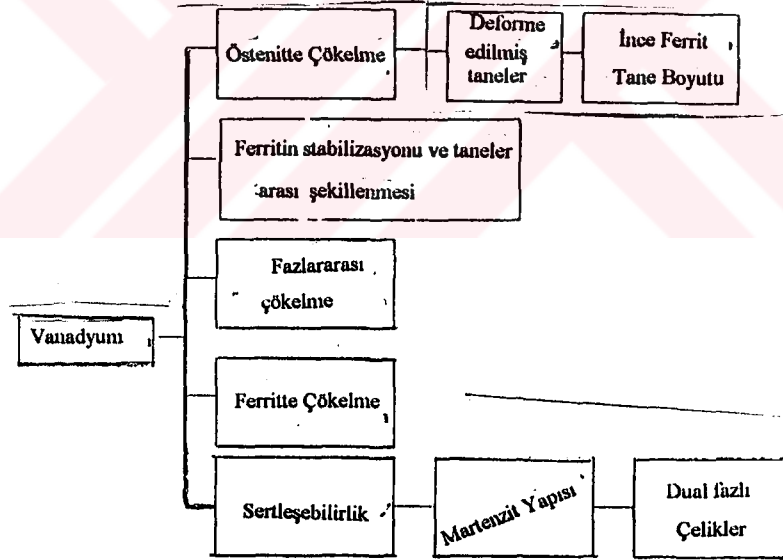
Vanadyum: Vanadyumun etkisi Şekil 4.9’da özetlenmiştir. Vanadyum nitrür ve karbür şeklinde oluşturduğu çökelti, titanyum ve niobyumdan daha düşük sıcaklıklarda şekil alır. Vanadyum, tane boyutunu kontrol etmek için titanyum

ve niobyum kadar yaygın kullanım alanı bulmaz. Daha yüksek karbonlu (0.4%) çeliklerde, şayet azot ,vanadyumnitrürde yüksek ise, çelik östenitik iken, form alır. Böylece haddelemede ve dövmede tane boyut kontrolünde kullanılabilir.

Ferrit içerisindeki vanadyumnitrür, alüminyumnitrür ile birlikte tane büyümesini engeller ve normalizasyondan sonra ince ferrit oluşmasını sağlar. Kontrollü haddelemeden önce normalize edilmiş çeliklerde, yüksek dayanımlı boru hatlarında vanadyumkarbonitrür haddeleme sırasında çökelir ve yüksek dayanım sağlar.

Normalizasyon sırasında ise, vanadyum büyük oranda çözelti içindedir ve normalizasyon sıcaklığından soğutmada çökelir, böylece ferritin tane büyümesini engeller.

Vanadyum, diğer mikroalaşımların tersine ferriti stabilize eder. Fakat ferrit oluşumunu engellemez. Bu kaynak işleminde çok önemlidir. Çünkü, östenit tane sınırlarında (veya içinde) ferritin formasyonu gelişir. Bu mikroyapı, kaynak bölgesinin tokluğunun yükselmesini sağlar. Bu açıdan vanadyum, beynitik yapı oluşturan niobyumdan çok farklıdır.



Şekil 4.9. Vanadyumun dönüşüme ve mikroyapıya etkisi

Fosfor: Fosfor, ferrit içinde etkili bir katı çözelti sertleştiricisidir. Ayrıca korozyon dayanımını da artırır. Fosfor, düşük seviyelerde (< 0.05 %P) östenit tane sınırlarında meydana gelen segregasyonların yol açtığı kırılganlığa yol

açar. Fosforun bakır ile birlikte kullanımı, korozyon dayanımında önemli ölçüde avantaj sağlar.

Azot: HSLA çeliklerde azot kullanımı %0.02 seviyesindedir. Ancak bazı uygulamalarda %0.005 ile sınırlandırılmıştır.

Vanadyumlu çeliklerde azotun ilavesi önemlidir. Çünkü, çökeltme sertleşmesi etkinliğini artırır. V-azot çeliklerinde oluşan vanadyumnitrürün, vanadyumkarbürü göre daha az östenit içi çözünürlüğe sahip olması, onun tane inceltici etkisini göstermesini sağlar. (Sage, 1992)

Alüminyum: Alüminyum nitrür şeklinde form alır. Yavaş çökmeye rağmen 900°C'nin üzerinde stabil çok az çökeltiye rastlanır. Alüminyum nitrür 1000°C'nin üzerinde çözünebilir. Eğer çelik hızlı ısıtılırsa (İndüksiyon ısıtma gibi) bu anda çözelti dışında belirli bir zaman kalacaktır. Böylece tane büyümesi engellenecek ve ince taneli ferrit oluşacaktır.

Bakır: HSLA çeliklerde yaklaşık %0.2 civarında bakır, atmosferik korozyon amacıyla kullanılır. Bu etki %0.05 P katılımı ile daha da artırılır. %0.5 seviyelerinde kullanılan bakır ferritte sertleşmeyi sağlayarak gerek düşük gerekse orta karbonlu çeliklerde dayanımı artırır. Bakırın %0.67'nin üzerinde kullanımı sonucu bakır, ferrit içinde sertleştirici etkisini gösterir.

Mangan: HSLA çelikleri ortalama %1.5 mangan içerirler. Manganın oluşan iğnesel ferritin tane boyutuna küçültücü etkisi bu miktara kadar etkilidir. Bu sebepten maksimum mangan miktarı % (1.3-1.7) arasında tutulur.

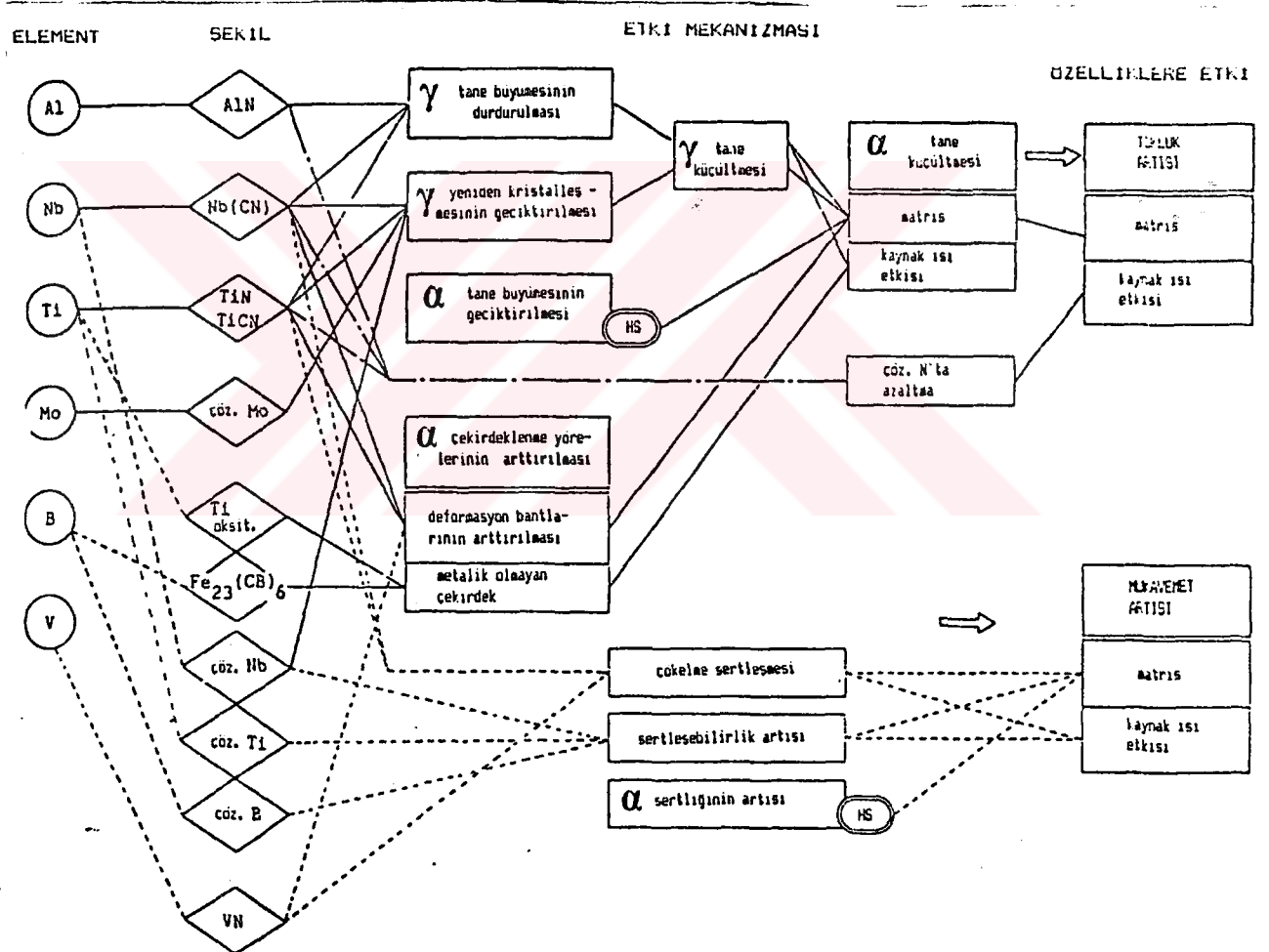
Silisyum: Silisyumun en önemli görevi, ergimiş çelik içerisinde deoksidan olarak kullanımıdır. Bu amaçla %0.35 civarında kullanılır. Silisyum, katı çözelti sertleşmesini sağlayarak akma dayanımında önemli artış sağlar. Kaynak edilen yapılarda ise %0.3 gibi tutulur. Daha fazla miktarlarda kullanımı toklukta ve kaynak edilebilirlikte düşmeye neden olur.

Karbon: Karbon miktarının artması ile perlit yapısının miktarı artar, aslında karbonun artması ile kaynak edilebilirlikte ve toklukta düşme olacaktır. Öte yandan akma dayanımında artış meydana gelir. HSLA çeliklerde karbonun maksimum kullanım miktarı sıcak haddeleme koşulları altında yaklaşık %0.2 dir. Daha yüksek karbon miktarlarında martenzitik veya beynitik yapı oluşması

söz konusudur. Otomotiv sanayisinde kullanılan dövme parçalarda sadece kontrollü soğutma mekanizması ile çalışıldığı için karbon miktarı %0.25 in üzerindedir. (Metals Handbook , 1994)

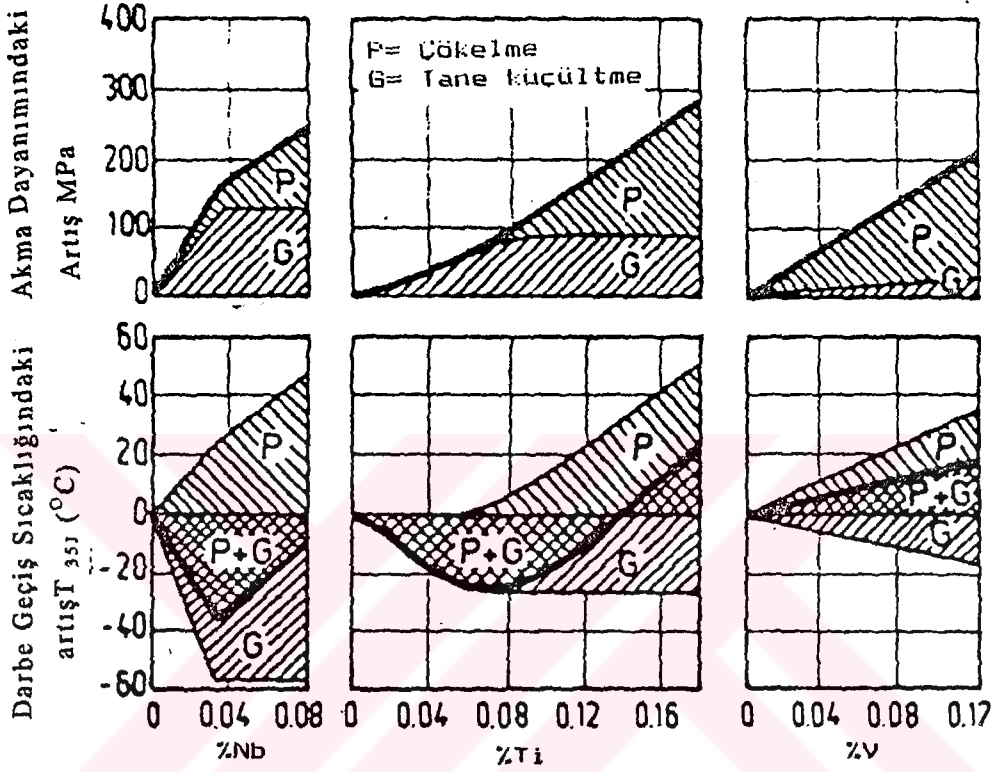
4.4. Mikroalaşım Elemanlarının Mekanik Özelliklere Etkisi

Mikroalaşım elemanlarının mekanik özelliklere etkisi şekil 4.10. da şematik özetlenmiştir(Çeviker,1991).HSLA çeliklerde niobyum, östenitte küçük çökelti oluşturur. Niobyum karbonitrürleri, östenitlemede kısmen çözünmeden kalır. Bu nedenle yüksek niobyum içeriği sınırlandırılmıştır. Niobyumun bu etkisi sayesinde deforme edilmiş östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesi geciktirilir ve tane boyutu küçültülür. Bu da, dayanım ve tokluğun birlikte artması anlamına gelir.



Şekil 4.10. Mikroalaşım elemanlarının ve hızlandırılmış soğumanın tokluk ve dayanıma etkisi.

Şekil 4.11.'de önemli mikroalaşım elemanlarından Nb, Ti, V'un akma dayanımına ve darbe geçiş sıcaklığına etkisi görülmektedir. (Çeviker,1991)

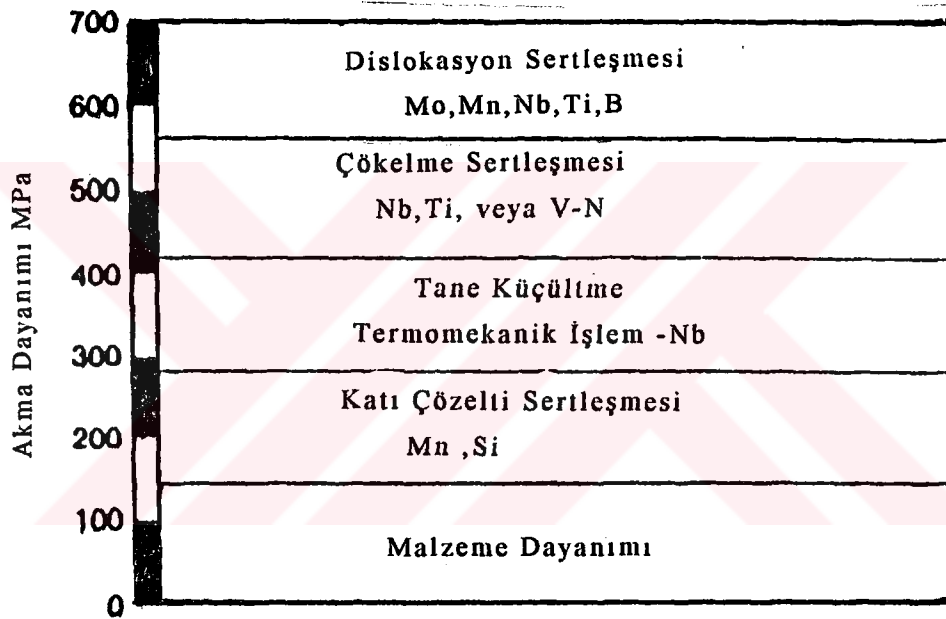


Şekil 4.11. Mikroalaşım elementlerinin darbe geçiş sıcaklığına ve akma dayanımına etkisi.

5. SERTLEŞTİRME MEKANİZMALARI

HSLA çeliklerde kullanılan sertleştirme mekanizmaları, katı ergiyik sertleşmesi, dislokasyon, çökelme sertleşmesi ve tane küçültmedir. Bu mekanizmaların etkisi birbirinden biraz farklıdır. Bilindiği gibi tane küçültme, hem dayanımı hem de tokluğu arttıran tek sertleştirme mekanizmasıdır.

Bu mekanizmaların tek başına oluşturdukları etki çok önemli değildir. Şekil 5.2'de bu mekanizmaların akma dayanıma etkisi görülmektedir. (Bakkaloğlu, 1994)



Şekil 5.1. Çeşitli mekanizmaların akma dayanımına etkisi.

5.1. Tane Boyutu Etkisi

Tane boyutunun küçültülmesi hem tokluğu hem de dayanımı arttıran tek sertleştirme mekanizmasıdır. Mikroalaşımli çeliğin östenitleştirilmesinden sonra uygulanan yüksek deformasyon miktarının amacı; bu sıcaklıkta oluşan östenit tane boyutunu küçültmektir. Yeniden kristalleşmiş östenit tanesinin son boyutu, başlangıçtaki tane boyutunun, deformasyon gerinmesinin, gerinme hızının, deformasyon sıcaklığının deformasyon süresinin ve tane sınırı hareketini

engelleyen ince partiküllerin dağılımının bir fonksiyonu olarak hesaplanmaktadır. Küçük ilk östenit tane boyutu, küçük yeniden kristalleşmiş tane boyutunu oluşturmaktadır.

Tane küçültme ile tokluk ve dayanımda artma, aynı anda sağlanmaktadır. Küçük tane üretmek için faktörler:

1. Östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini engellemek.
2. Yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi.
3. Ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma.
4. Ferrit tane büyümesinin geciktirilmesi.

Yapı ile özellikler arasındaki ilişki Hall-Petch bağıntısı ile hesaplanabilir.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot d^{-1/2}$$

σ_y = akma gerilmesi.

σ_0 = Tane sınırlı yapıda dislokasyon hareketi için gerekli sürtünme gerilmesi.

k = sabit

d = Ferrit tane boyutu

Östenitleştirme sırasında, ince dağılmış çökelti partikülleri östenit tane sınırı hareketini engeller ve tane büyümesini önlerler. Fakat yüksek sıcaklıklarda ve/veya uzun sürelerde partiküller çözünür ve/veya kabalaşır. Çökelti boyutu ve hacminin östenit tane çapına etkisi aşağıdaki eşitlik ile hesaplanabilir.

$$D = A(P/f_v)$$

D : Östenit tane çapı (μm)

A : Sabit

P : Çökelti çapı (μm)

f_v : Çökelti partiküllerinin hacim oranı (hacim %)

Tane küçültme genellikle, östenitin haddelenmesi ile elde edilir. Tane küçültme, ferrit çekirdeklenme oranının maximuma çıkarılması ile mümkündür. Deformasyon sonucunda birim hacimde oluşmuş tane yüzeyi (S_v) östenitten ferrite dönüşüm sırasında çekirdeklenme bölgeleri olarak davranırlar. S_v değeri yeniden kristalleşme sıcaklığının altında, artan indirgeme ile, ilk küçük östenit

tane boyutu ve östenit tanesinde bulunan deformasyon bantları ile artar. S_v değeri;

$$S_v = S_v(GB) + S_v(IPD)$$

$$S_v = 0.429 N_{LR} + 2.571 N_{LZ} - N_{LT} + (NDB / \sin \theta)$$

S_v = Birim hacimdeki toplam etkili yüzey alanı (mm^2/mm^3)

$S_v(GB)$ = S_v 'ye katkıda bulunan tane sınırı (mm^2/mm^3)

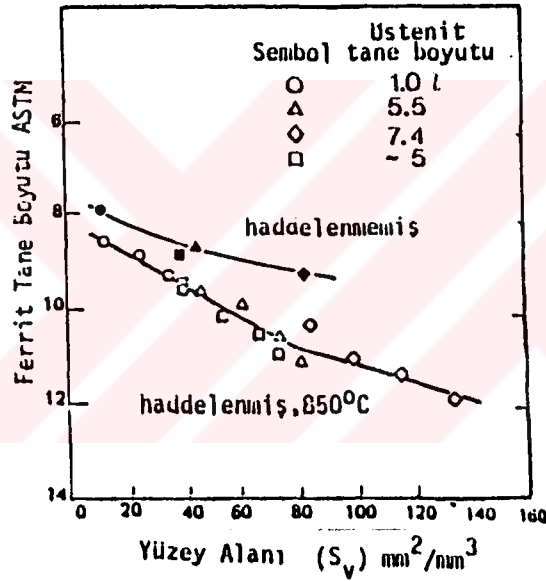
$S_v(IPD)$ = S_v 'ye katkıda bulunan tanelerarası planar hatası (mm^2/mm^3)

N_{LR} , N_{LZ} , N_{LT} = Birim hacim uzunlukta tane sınırı kesim sayısı.

NDB = Birim alanda IPD sayısı (mm^2/mm^3)

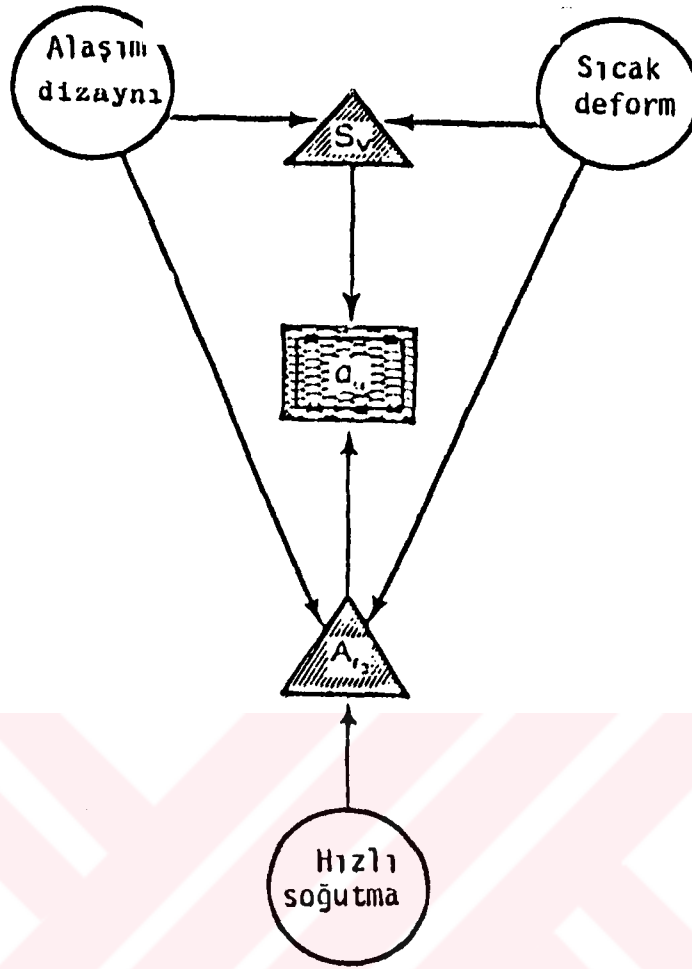
Q = IPD ve levha kalınlık yönü arasındaki açı

Şekil 5.2'de ferrit tane boyutunun östenit tane yüzey alanına bağlı değişimi görülmektedir. (Çeviker, 1991)



Şekil 5.2. Nb'lu çelikte etkili östenit yüzey alanının (S_v) ferrit tane boyutuna etkisi

Tane küçültmede etkili olan diğer bir faktör de hızlı soğumadır. Mikroalaşımlama, kontrollü soğutma ve sıcak deformasyonun tane küçültmeye ve çökelme sertleşmesine etkisi 5.3'te görülmektedir. Östenit konumunda maximum S_v , mikroalaşımlama ve sıcak deformasyonun birlikte uygulanması ile elde edilir. (Çeviker, 1991)



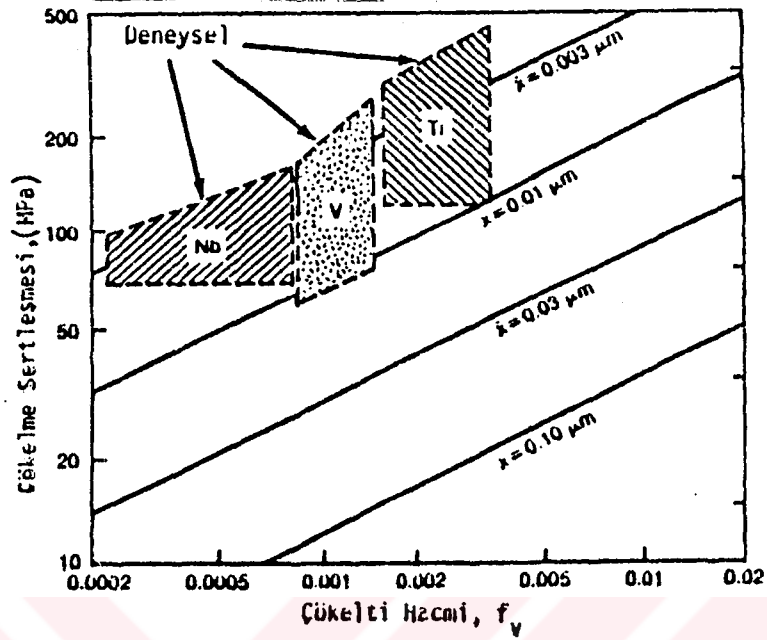
Şekil 5.3. Mikroalaşımlama, kontrollü soğutma ve sıcak deformasyonun tane küçültmeye ve çökelti sertleşmesine etkisi.

5.2. Çökelti Sertleşmesi

Çökelti sertleşmesi tane rafinasyonundan sonra en çok istenen sertleştirme mekanizmasıdır. Yüksek sıcaklıklarda şekil almış çökelti, tane büyümesini engelleseler de, büyük ve geniş boşluklu olduklarından dolayı sertleşmede etkili değildirler. (Leslie, 1982).

Mikroalaşım elementlerinin oluşturduğu (temelde karbonyürler; değişen C/N oranıyla, saf karbür ve nitrür arası kübik yüzey merkezli kafes yapısına sahip bileşikler) oluşum sıcaklıklarına bağlı olarak tip, boyut ve dağılımları açısından büyük farklılıklar gösterir. Şekil 5.4.'te çökelti sertleşmesinin çökelti boyutuna

(x) ve hacmine bağımlı değişimi gösterilmiştir.(Asil Çelik Teknik Yayınları,1994)



Şekil 5.4. Çökelti sertleşmesinin çökelti boyutuna (x) ve hacmine bağımlı değişimi

Östenitleştirmeden sonra sıcak işlem sırasında, metalik matrixte çökeltilerin oluşumu sözkonusudur.

- İlk östenit tane boyutunu kontrol eden, östenitleştirme sırasında çözünmemiş, 150-200 nm boyutlu, öncelikle niobyum/titanyumun oluşturduğu azot ağırlıklı (Nb/Ti(CN)) bileşiklerdir.
- Sıcak deformasyon sırasında yüksek gerinme sonucu oluşan çökeltiler östenitin yeniden kristalleşmesini engellerler.
- Dönüşüm sırasında oluşan çökeltiler, ferritin mikroalaşım elementlerini çözünürlüğünün östenite nazaran ortalama on misli daha az olması nedeniyle oluşur.
- Ferrit ve iğnesel ferrit gibi dönüşüm ürünlerinde düşük sıcaklıkta çökelti görülür. Bu geç çökelti soğuma veya sacın sarılması sırasında olur.

Yüksek sıcaklıkta, gerinme ve dönüşüm sonucu oluşmuş çökelti metalik matrixle uyumlu değildirler. Bu çökelti yeniden kristalleşmeyi kontrol eder.

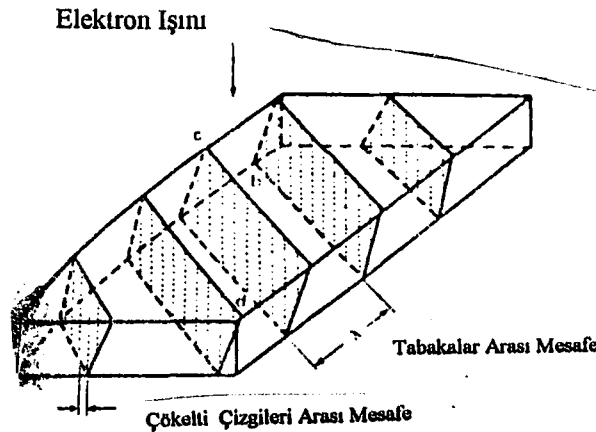
Düşük sıcaklıkta oluşmuş çökeltiler matris ile uyumludur. Uyumlu bu çökeltiler, çeliğin çekme dayanımını arttırmaktadır.

Aynı zamanda ferritte bulunan çökeltiler tane büyümesini engellemektedirler. Bu sıcak haddelenmiş sacların sarımı ve soğuması sırasında etkilidir. Çökeltilerin boyutu, sarım ve dönüşüm sıcaklığı ile kontrol edilir. Sarım sıcaklığı ne kadar düşük olursa, çökelti boyutuda o kadar küçük olur.

Niobyum, titanyum ve vanadyum ile alaşımlandırılmış çeliklerde çökelti sertleşmesi oluşmaktadır. Karbürlerin çözünürlüğünün genelde nitrürlerin çözünürlüğünden daha fazla olması yanısıra VC, diğer karbürlere nazaran aynı sıcaklıkta östenit içinde daha fazla çözünür, yüksek hacimde çökeltiler oluşturur ve daha fazla çökelti sertleşmesine neden olur.

Çökelti sertleşmesinin şiddeti, çökeltiler stokiyometrik bileşime sahip olduğu zaman maximumdur. Örneğin NbC'ü ele alırsak, çökeltilerin çok büyük bir miktarı stokiyometrik kompozisyonda elde edilir. Ancak birçok HSLA çelikte Nb/C oranı, bu orandan fazladır.

Çökeltiler üzerine yapılan çalışmalar, genelde fazlar arası çökeltiye üzerinedir ki, bu olayın birçok sistem içinde meydana geldiği gösterilmiştir. Faz dönüşümü sırasında (γ - α), karbür ve nitrürlerin çözünürlüğünde sürekli bir azalış vardır. Çökeltilerin çekirdeklenmesi ve büyümesi γ - α arayüzeyinde meydana gelir. Bu, normalde sürekli olmayan bir şekilde devam eder. (Şekil 5.5.) (Leslie, 1982)

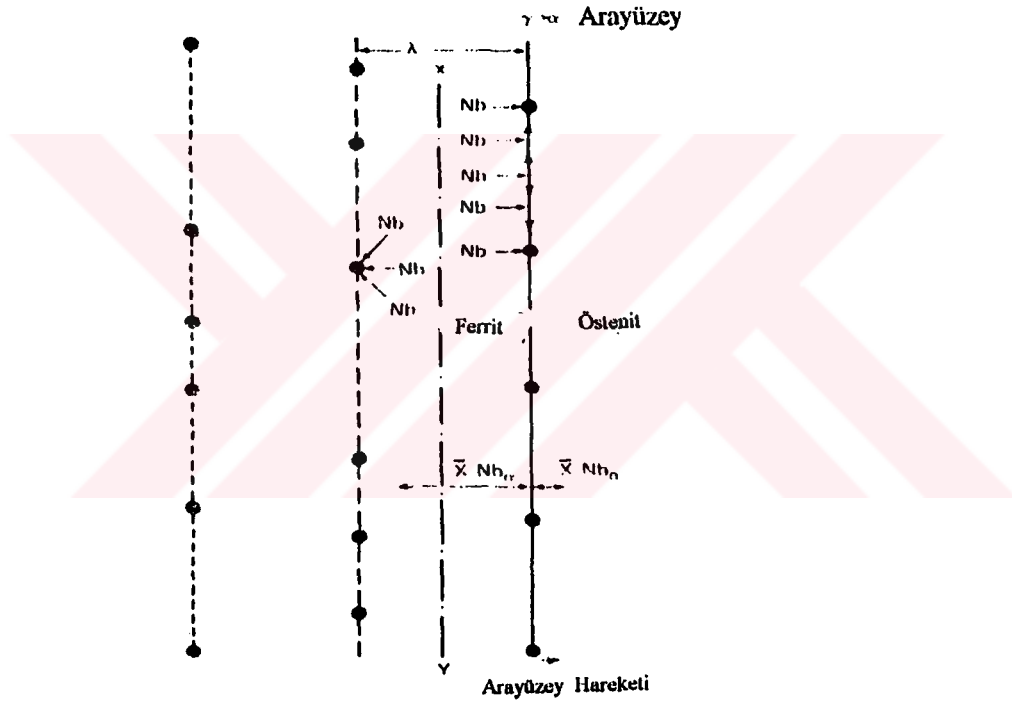


Şekil 5.5. Çökelti dağılımının üç boyutlu şematik diyagramı

Çökelti düzlemleri arası, soğuma oranının artması ile düşer. Partiküllerin gelişmesi Nb'un ferrit içine difüzyonu ile meydana gelir ve bu partiküllerin ferrit içine difüzyonu, östenit içine difüzyondan 100 kat daha hızlıdır. Nb karbürün fazlar arası çökmesi Şekil 5.6'da gösterilmiştir. (Leslie,1982)

Nb atomları XY hattında, çökeltilerin son sırası ile yeni γ - α arayüzeyi arasında hareket eder. Fazlar arası çökme, V, W, Mo, Ti ve Cr içeren çeliklerde de görülebilir.

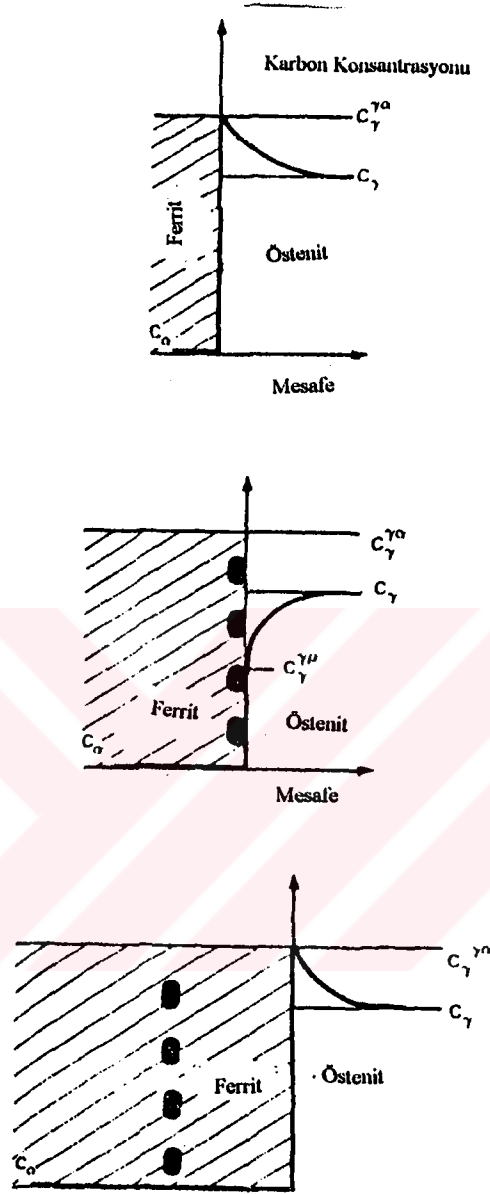
Davenport ve Honeycombe¹, tane sınırlarında karbür çekirdeklenmesine yardım eden östenit tane sınırlarında karbon birikmesini Gray ve Yeo modelinden modifiye etmişlerdir.



Şekil 5.6. Niob-karbürün fazlar arası çökme modeli.

¹ A.T. Davenport and R.W.K. Honeycombe, Proc. Soc (London) A322:191 (1971)

Östenit tane sınırlarında karbon içeriğinin azalması ile karbür partikülleri ferrite dönüşümü gerçekleştiren güçleri artırır.(şekil 5.7)



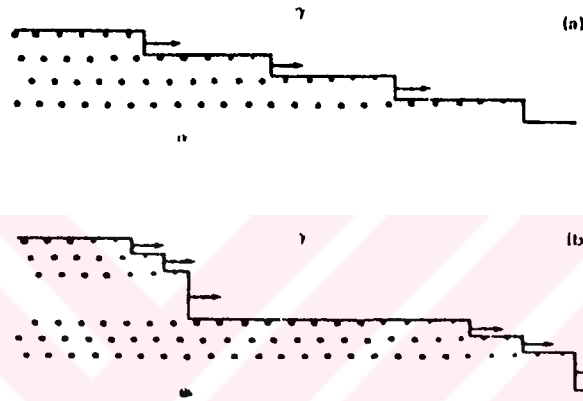
Şekil 5.7. Fazlar arası çökelmenin şematik modeli (Leslie ,1982)

- Östenit içindeki C konsantrasyonu ferrit -östenit tane sınırında artar.
- Karbür çekirdeklenmesi ferrit tarafındaki tane sınırında artar ve bu durumda, östenit içindeki C konsantrasyonu azalır. C'un östenitte azalması dönüşüm kuvvetlerini artırır.

HoneyCombe², östenitin deformasyonu sırasında γ - α arayüzeyinde karbür parçacıklarının çekirdeklenmesini yeniden incelemiştir. Bu ara yüzeyler içinde ferrit ve östenit arasında oryantasyon;

$$(111) \gamma // (110) \alpha, \langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha$$

Düzenli olarak aralıklı çökelti tabakaları, arayüzeyde çekirdeklenir ve ferrit içinde büyür. (Şekil 5.8) (Leslie, 1982)



Şekil 5.8. γ - α arayüzeyindeki karbürlerin çekirdeklenme ve gelişme mekanizması.

Tabakalar, üzerinde karbür çekirdeklenmesinin meydana gelmesi için hızlı hareket ederler ve muhtemelen uyumlu değildirler. Şekil 5.8'de görüleceği gibi tabaka uzunlukları genellikle uniformdur, ve 5-10 nm arasındadır. Ancak bazen, Şekil 5.8 (b)'de olduğu gibi daha geniştir. Çekirdeklenme işlemi, şaşırtıcı biçimde uniform partikül tabakaları oluşturur ve östenit tanesi boyunca meydana gelir. Partiküller faz dönüşümünden hemen sonra ferrit içinde, veya fazlar arası çökeltme sırasında form alır (Leslie, 1982).

²R.W.K. Honeycombe met. Trans. A. 7A:915 (1976)

6- TERMOMEKANİK İŞLEM SIRASINDA ÖSTENİTİN DEFORMASYONU

Termo-Mekanik-İşlem (TMİ), plastik şekil verme ve ısıtma işleminin uyumlu bir kombinasyonudur. Bu işlemde, ilk yapıda, daha doğrusu belirli bir reel yapıda plastik şekil vermeyle meydana gelen kafes hatalarından yararlanılır. Bu yöntemle, alışılmış tarz ısıtma işlemi ya da şekillendirme sıcaklığından yapılan soğutma ile ısıtma işlemine nazaran, konstrüksiyon parçalarında ve takımlarda çok daha yüksek dayanım, tokluk, sürekli dayanım ve aşınma dayanımı elde edilir. Mekanik özellikler için etkin olabilecek mekanizmalardan (dislokasyon sertleşmesi, katı çözümleri sertleşmesi, tane sınırı sert, çökelme sertleşmesi) optimal olarak yararlanabilmesi ve malzemeden beklentilerin farklı oranlarda müştereken en iyi oranlarda karşılanabilmesi için, malzeme bileşiminin ve (TMİ) termomekanik işlemin birbiriyle uyum içerisinde olması gerekir. Çeliklere uygulanan termomekanik işlemler A.B.D.'de üç grupta toplanmıştır.

I. Sınıf Termomekanik İşlem: Bu işlemde deformasyon östenitin kararlı olduğu A_3 sıcaklığının üstündeki sıcaklıklarda yapılarak su verilerek martenzit dönüşümü sağlandığında **YÜKSEK SICAKLIK TERMOMEKANİK İŞLEMİ (YSTİ)** olarak adlandırılır. Bu tarz işlemin, mevcut şekillendirme teçhizatlarına çok iyi uyumu olduğundan, yaprak yay, beton çeliği, yüksek dayanımlı çelikler (kontrollü haddeleme ve kontrollü soğutma) ya da kalıpta dövme parçaları gibi çok geniş kullanım alanı mevcuttur ve yaklaşık olarak tüm alaşımsız ve alaşımlı çeliklerde uygulanabilir. (Topbaş, 1993)

Deformasyon A_1 sıcaklığının altındaki kararsız östenit bölgesinde gerçekleştirilirse, bu işlem **DÜŞÜK SICAKLIK TERMOMEKANİK İŞLEM (DSTİ)** olarak adlandırılır.

Her iki işleminde uygulanabilmesi için çeliğin kararsız östenit bölgesinin geniş olması yani TTT diyagramında östenit-perlit dönüşüm eğrilerinin sağa doğru kaymış olması gerekmektedir. (Kayalı, 1995)

II. Sınıf Termomekanik İşlemler: Östenitin dönüşümü sırasında şekillendirmenin yapıldığı ikinci grupta TMİ yöntemlerinde ,perlit kademesi sahasında ,ara kademe veya martenzit kademesinde şekillendirme söz konusudur. Şekillendirme olayının kombinasyonu ile dönüşüm, şekillendirilmeyen malzemeye göre daha hızlı meydana gelir.

III. Sınıf Termomekanik İşlemler: Bu grupta işlem ılık işlem olup östenit, martenzit veya ferrit-perlit yapısına dönüştükten sonra çeliğe, A_1 sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta ($0.3 T_m < T < 0.5 T_m$) deformasyon uygulanır.

Çeliklerin termomekanik işlemleri sırasında uygulanan deformasyonda, çeşitli mekanik işlem yöntemleri uygulanabilmektedir. Haddeleme, uzun profil ve yassı ürünlerin termomekanik işlemlerin sıcaklık kontrolü yapılarak yaygın olarak kullanılmakta ve bu işlem bölüm 3'te detaylı olarak değinildiği gibi KONTROLLÜ HADDELEME olarak adlandırılmaktadır.

Kontrollü haddelemede ana konu son dönüşmüş yapının durumudur. Tüm işlem boyunca östenit tanelerinin şekil ve boyutunun değişimindeki amaç, işte bu son ince taneli yapıya ulaşmaktır. Yapıyı kontrol altında tutmak için gerekli 3 şart:

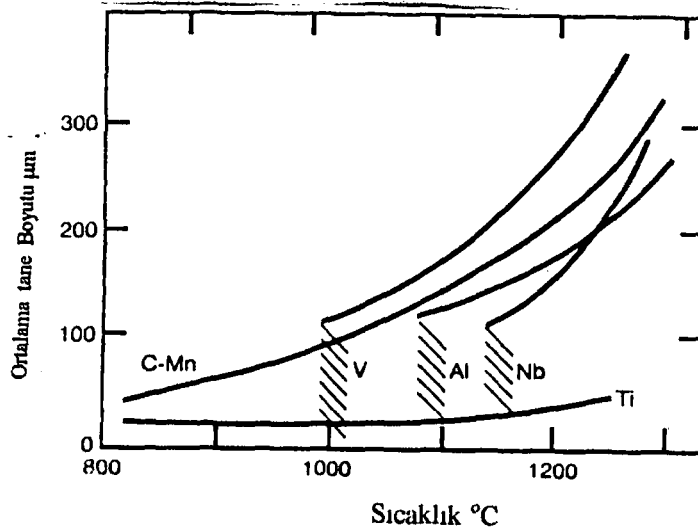
- Tavlama boyunca tane büyümesinin kontrolü
- Statik ve/veya dinamik yeniden kristalleşme ile tane rafinasyonu
- Yeniden kristalleşme olmaksızın, deformasyon ile uzamış taneler elde etmek (Kaspar et al, 1986)

6.1. Tavlama Sırasında Tane Büyümesi

Sıcak haddeleme öncesi yapılan tavlama sırasında çeliğin tane büyümesinin kontrollü, ince taneli bir yapıya ulaşmada termomekanik işlemin, önemli birinci adımıdır.

Östenit içinde farklı karbür ve nitürlerin çözünürlükleri Şekil 3.4'te gösterilmektedir. Görünen odur ki karbürler ve nitürler çözünürlüğü yüksek VC ile çok stabil TiN arasında çözünürlüğe sahiptirler. Çeliğin ısıtılması sırasında çökelen disperse olmuş karbonitrürler tane büyümesini engellerler.

Mikroalaşımlı çeliklerde, östenitik yapıyı elde etmek için yüksek sıcaklıklara çıkmak gerekir. Bu durumda tane büyümesi ile karşılaşılabilir. (Şekil 6.1) (Kaspar et al, 1986)



Şekil 6.1. Farklı mikroalaşımlı çeliklerde östenitin tane kabalaşması

Yüksek sıcaklıklarda stabil olan bileşikler tane büyümesinin engellenmesinde çok daha etkindirler. Ancak, bu alaşım elemanlarının, bu şekilde kullanılması anormal tane büyümesine yol açabilir. İnce yapıya sahip matris içinde bir kaç tanesinin büyümesi bu anormal tane büyümesine neden olur.

6.2. Östenit Tanesinin Deformasyonu

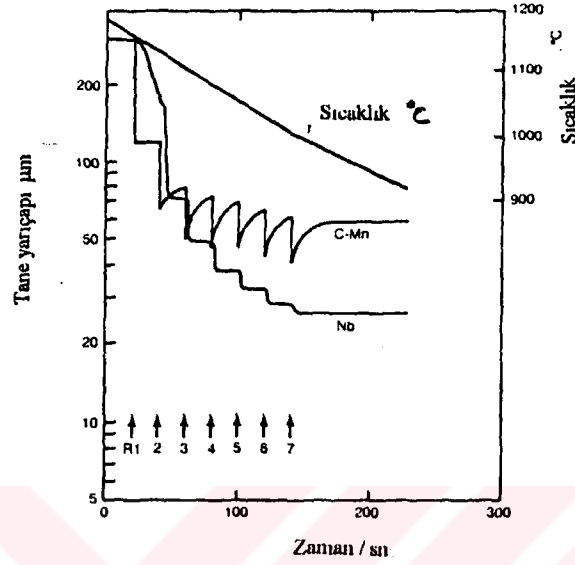
Tavlamadan sonra östenitin deformasyonu kontrollü haddeleme bölümünde değinildiği gibi bir çok basamağa bölünmüştür. Yüksek sıcaklıklarda, diğer bir basamağa geçmeden, yeniden kristalleşme tamdır. Yeniden kristalleşmenin ardından, çökelti partiküllerinin varlığına, zamana ve sıcaklığa bağlı olarak tane büyümesi olur. Düşük sıcaklıklarda yeniden kristalleşme kısmen veya tamamen engellenebilir. Çok düşük sıcaklıklarda ise deformasyon iki fazlı bölgede gerçekleşebilir. Bu sıcaklık miktarı çeliğin kompozisyonuna ve işlem değişkenlerine bağlıdır.

6.2.1. Östenitin Yeniden Kristalleşmeli Deformasyonu

Her deformasyon adımı ile birleşik, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi, farklı çelikler için çalışılmış ve mikroyapı, deformasyon sıcaklığı, deformasyon

basamaklarının sıklığı, gerinme miktarı ve tane sınırlarındaki ince partiküllerin bir fonksiyonu olarak hesaplanmaya çalışılmıştır.

Başlangıçta ince östenit tanesi, yüksek gerinim ve düşük sıcaklık, sonuçta, ince yeniden kristalleşmiş tane için gereklidir. Şekil 6.2'de yeniden kristalleşmeli deformasyon için bir hesaplama görülmektedir. (Repas, 1988)

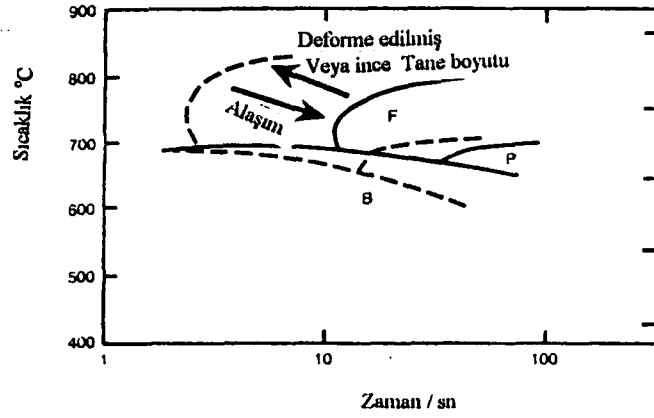


Şekil 6.2. C-Mn ve C-Mn-Nb çeliklerinde yeniden kristalleşmeli haddelemede tane boyutu hesabı.

6.3. Östenitin Dönüşümü

Mikroyapının kontrolünün son basamağı deformasyondan sonra oda sıcaklığına soğutmadır. Bu dönüşüm CCT diyagramları (Continuous-Cooling-Transformation) ile izlenebilir. Oldukça kolay görünmesine karşın, soğutma hızından, yeniden kristalleşmemiş östenitin deformasyonunun büyüklüğünden, yeniden kristalleşmiş östenitin tane boyutundan ciddi bir şekilde etkilenir. Şekil 6.3'te CCT diyagramında östenitin durum ve kompozisyonunun dönüşüm üzerine etkisi gösterilmektedir.

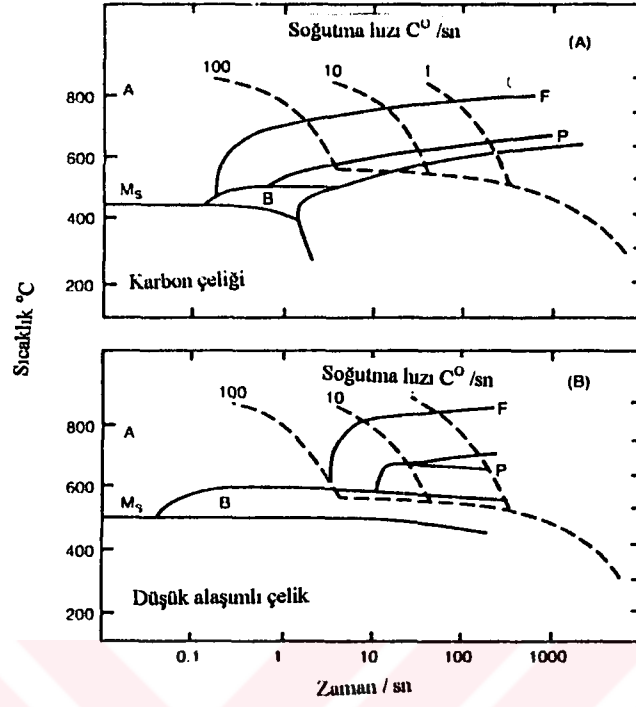
Alaşım elemanları, östenitin dönüşümünü düşük sıcaklıklara kaydırırlar. Bunun sonucunda daha ince ferrit tanesi elde edilir. Alaşım elemanlarının bu etkisi karşısında, östenitin, yeniden kristalleşme sıcaklığının altında deformasyonu ve östenit tane boyutunun rafinasyonu, dönüşümü hızlandırma eğilimindedirler.



Şekil 6.3. Sürekli soğuma-dönüşüm diyagramı üzerine, alaşım içeriğinin ve östenitin durumunun etkisi.

Soğuma hızı dönüşümü etkileyen bir diğer önemli parametredir. Yüksek soğuma hızları dönüşümü düşük sıcaklıklara kaydırır ve dönüşümün tam anlamı ile olabilmesi için daha az zamana ihtiyaç vardır. (Şekil 6.4)

Son çalışmalar göstermiştir ki, kesintili hızlandırılmış soğutmalı plakalar, iki aşamalı soğutma proseslerinden daha yüksek dayanım, tek aşamalı soğutmada daha yüksek tokluk vermektedirler. Direk soğumayı izleyen temperleme veya kesintili soğutma ile kendi kendine temperleme beynitik veya martenzitik yapıyı elde etmek için kullanılır. (Repas,1988)



Şekil 6.4. Karbon çeliği ile düşük alaşımlı çelik arasındaki dönüşümdeki farklılıkların şematik gösterimi. (Repas , 1988)

7. TERMOMEKANİK İŞLEM SIRASINDA ÖSTENİTİN YENİDEN KRİSTALLEŞME DAVRANIŞI

Plastik şekil değiştirme sonunda malzemelerin enerji içeriği önemli ölçüde artar, yeni yapının durumu artan dengesizlik yönünde gelişir. Biriken enerji esas olarak şekil değişimi sırasında, yoğunlukları 10^{5-6} 'dan 10^{8-10} mm/mm³ değerlerine yükselmiş olan diskokasyonların elastik gerilim enerjisidir. Bu durumda yeterli bir aktivasyon sağlanırsa, önce kristal kusurlarının düzenlenmesi ve kısmen yok olması ile enerjide bir düşme (toparlanma); sonra da enerji bakımından zengin dislokasyonların yoğunluğunun şekil değiştirme öncesindeki değerine dönmesi ile yeni tane oluşumu (yeniden kristalleşme) görülür. Söz konusu olaylar için atomların küçük yer değişimleri (kafes parametrelerinin kesirleri mertebesinde) yeterlidir. Bu bölümde sözü edilen, sıcak deformasyon sonrasında ve/veya sırasında, östenitin yeniden kristalleşme davranışlarıdır. (Bargel et al, 1980).

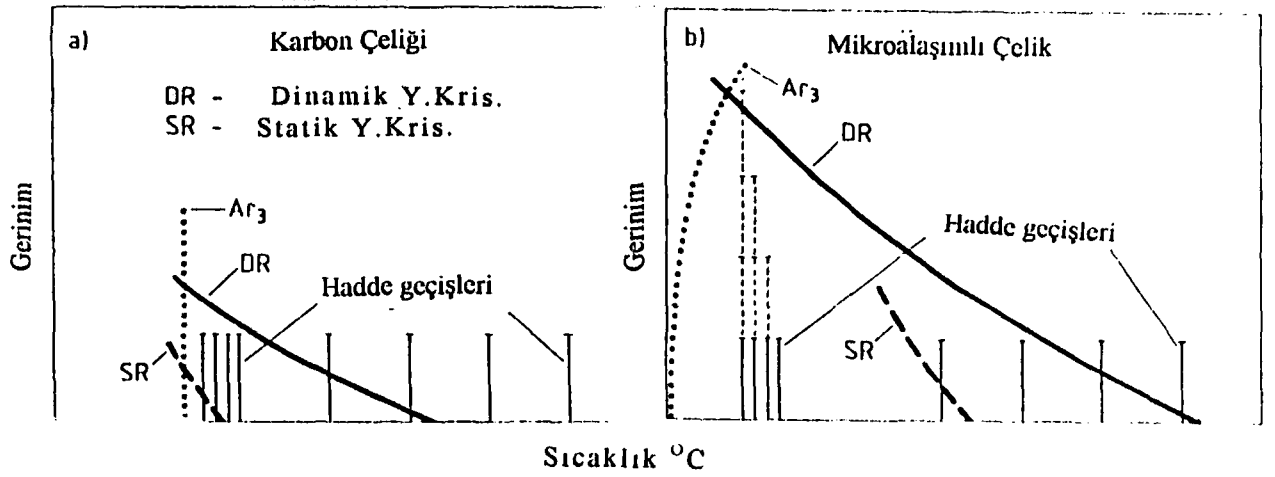
7.1. Östenitin Yeniden Kristalleşmesi

Sıcak deformasyon koşullarına bağlı olarak, statik, dinamik veya metadinamik yeniden kristalleşme sonrası orjinal taneler elde edilir.

Deformasyondan sonra, yeni tanelerin hem çekirdeklenmesi hem de büyümesi yer alırsa buna "statik" yeniden kristalleşme sebep olur.

Eğer çekirdeklenme ve tane büyümesi, deformasyon sırasında oluyorsa bu "dinamik" yeniden kristalleşme diye adlandırılır. Metadinamik yeniden kristalleşme ise her iki durumda da geçerlidir. (Kaspar et al, 1986).

Mikroalaşım elemanları ile yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi sonucu, yalın karbonlu çeliklerle-mikroalaşımlı çelikler arasında oluşan farklılık Şekil 7.1'de ki gibi bir durum yaratır. İşlemde hem alaşımsız hemde mikroalaşımlı çelik için, aynı gerinme miktarlarında 4 ön, 4 tanede son bitirme haddeme işlemi yapılmıştır.



Şekil 7.1. a) Yalın karbonlu çelik

b) Mikroalaşımlı çelik

Sol tarafta Ar_3 sıcaklığı, gerinim-sıcaklık koordinatları içinde östenitin sınırını çizer.

DR (Dinamik Yeniden Kristalleşme) ve SR (Statik yeniden kristalleşme) çizgileri, östenitin statik ve dinamik yeniden kristalleşme oranını sınırlar.

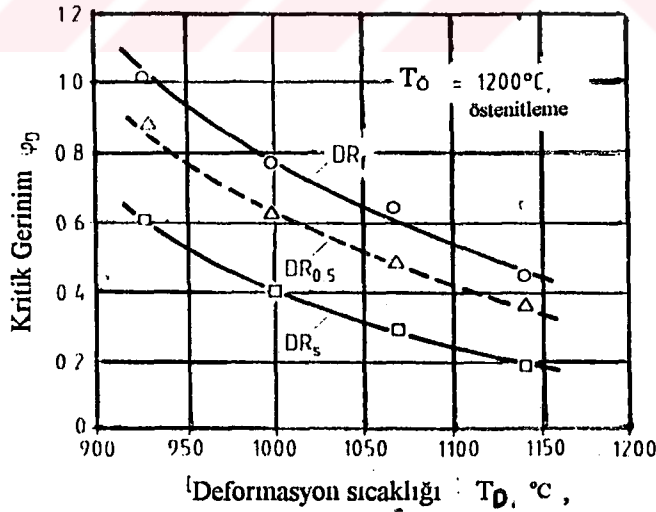
Alaşımsız çelikte (Şekil 7.1(a)), yüksek sıcaklıkta deformasyon östenitin hızlı dinamik yeniden kristalleşmesini beraberinde getirir. Bu tip çeliklerde her bitirme haddesinden sonra, statik yeniden kristalleşme tam olarak oluşur ki bu, dönüşümden önce östenitin tane rafinasyonunu sağlar.

Mikroalaşımlı çelikte (Şekil 7.1(b)) ilk olarak, yeniden kristalleşmemiş östenit miktarı Mn'in Ar_3 sıcaklığını düşürmesinden dolayı alaşımsız çeliğe göre çok fazladır. İkinci olarak, alaşım elemanlarından dolayı yeniden kristalleşme engellenir ve böylece DR/SR çizgilerinin daha yüksek sıcaklıklarda ayrılması sağlanır. Bu şekilde, östenit her ön haddelemeden sonra statik olarak yeniden kristalleşirken, düşük bitirme sıcaklıklarında statik yeniden kristalleşme görülmez. (Kaspar et al, 1986)

Dinamik Yeniden Kristalleşme: Konvensiyonel sıcak haddeleme şartları altında, dinamik yeniden kristalleşmenin görünümü oldukça yüksek sıcaklıklarda mümkün olacaktır. Orta düzey sıcaklıklarda görülmesi ise pek mümkün değildir.

Çünkü, dinamik yeniden kristalleşmeyi başlatabilmek için gerekli kritik gerinim toplanmadan, genellikle statik yeniden kristalleşme, hadde geçişleri arasında, deformasyon alt yapısını kaldırarak müdahale eder. Düşük sıcaklıklarda, östenitin dinamik yeniden kristalleşmesi hadde geçişleri arasındaki zaman, statik yeniden kristalleşmenin kuluçka zamanı ile karşılaştırıldığında, oldukça kısa ise yani, statik yeniden kristalleşme için yeterli zaman yoksa gerçekleşebilir. Böyle bir durumda, statik yeniden kristalleşme olaya müdahale edemez. Dinamik yeniden kristalleşme için oldukça yüksek gerinim toplanması gerekir. (Şekil 7.1.(b)).

Dinamik yeniden kristalleşmenin başlayabilmesi için (DR_s), gerekli kritik gerinim ve dinamik yeniden kristalleşmenin tamamlanması (DR_F), %50 yeniden kristalleşmiş hacimsel miktar ($DR_{0.5}$) Şekil 7.2'de, (0.04 %Nb) alaşımlı çelik için, deformasyon sıcaklığının fonksiyonu olarak verilmiştir. Dinamik yeniden kristalleşme ile statik yeniden kristalleşme arasındaki fark; dinamik olarak yeniden kristalleşmiş taneler içinde, dislokasyon alt yapısının gelişimi ile sonuçlanan eş zamanlı deformasyon tarafından belirlenir. Bu dislokasyon alt yapısı, tane büyümesi durana kadar, tane sınırı göçünü sağlayan itici kuvveti azaltır. Dinamik yeniden kristalleşme, sürekli büyüme-sınırlı çekirdeklenmeden daha çok, sınırlı büyüme-sürekli çekirdeklenme işlemi tarafından ilerletilir. (Kaspar et al 1986)



Şekil 7.2. Deformasyon sıcaklığına bağlı kritik gerinim.

DRs:Dinamik Rekristalizasyon başlangıcı

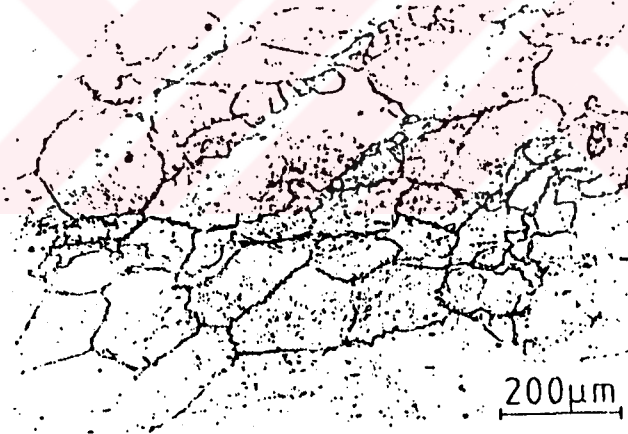
DR_{0.5}:%50 hacimsel miktar (yeniden kristalleşmiş)

DR_f:Dinamik Rekristalizasyon bitişi

T₀:Östenitleme Sıcaklığı

Dinamik yeniden kristalleşme oldukça yüksek biçimde senkronize değildir. Bu durum şu şekilde açıklanabilir; dinamik olarak kristalleşmiş taneler ani bir şekilde son stabil östenit tane boyutuna (dDR) ulaşırlar. Bu tane boyutu, rekristalize olan miktar arttıkça değişmez.

Dinamik yeniden kristalleşme sırasında beklenen tane büyümesi, daha önceden, bir veya daha çok yeniden kristalleşmiş çok ince östenit taneleri içinde yer alabilir. Bu durum şayet deformasyon şartları (daha yüksek sıcaklık, düşük gerinim miktarı gibi) değişmiş ise meydana gelir. Bu tip durumlarda yeni deformasyon şartlarına karşılık gelen, yüksek çekirdeklenme yoğunluğu altında, stabil ölçülerden (dDR) daha küçük metastabil taneler üretilir. Metalografik çalışmalar göstermiştir ki, çekirdeklenme büyük oranda tane sınırlarında belirli bölgelerde meydana gelmektedir. (Şekil 7.3) (Kaspar et al, 1986)

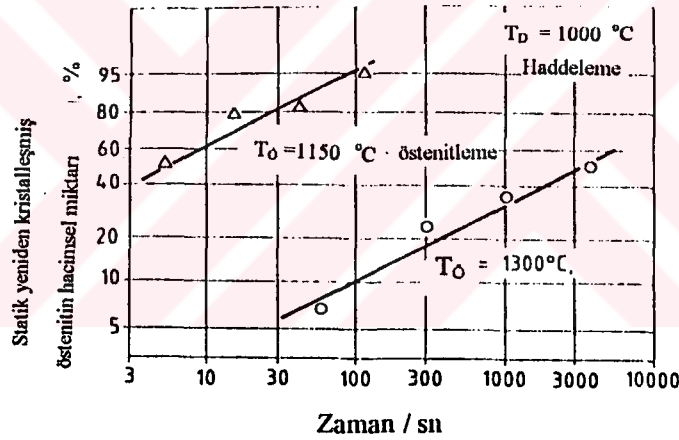


Şekil. 7.3. Mikroalaşım (0.19 %V) çelikte tane sınırlarında dinamik yeniden kristalleşme

Eşit deformasyondan sonra, dinamik ve statik yeniden kristalleşmiş tane boyutları karşılaştırıldığında birincinin daima daha küçük tane yapısına sahip olduğu görülmüştür.

Statik Yeniden Kristalleşme: Her bir deformasyon basamağını takip eden statik yeniden kristalleşmenin kinetiği; östenitin durumunun (birincil östenit tane boyutu, deformasyon parametrelerinin (sıcaklık, gerinim oranı ve hızı) kompleks bir fonksiyonudur. İlave edilen mikroalaşım elemanları yeniden kristalleşmeyi ya durdurur ya da geciktirir. Mikroalaşım elemanlarının katı çözelti içerisinde aşırı doymuş olarak bulunması yeniden ısıtma sıcaklığına bağlıdır.

Daha yüksek yeniden ısıtma sıcaklığı demek, mikroalaşım elemanlarının daha fazla katı çözeltide aşırı doymuş olarak bulunması demektir. Bu durum yeniden kristalleşme zamanının uzaması ile sonuçlanır (Şekil 7.4). (Kaspar et al, 1986)

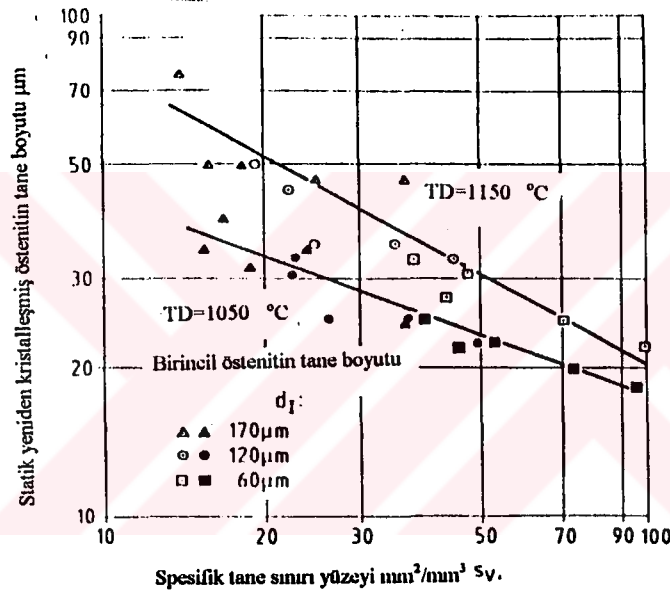


Şekil 7.4. Mikroalaşımlı çelikte (0.06 %V, 0.04 %Nb) yeniden ısıtma sıcaklığının statik yeniden kristalleşme üzerine etkisi

Dinamik yeniden kristalleşmenin tersine, statik yeniden kristalleşme için çekirdeklenmenin, son tane boyutunu belirleyen kontrol işlemi olduğu kabul edilir. Çekirdeklenme, termodinamik olarak en uygun bölgelerde belirli bir kuluçka zamanından sonra başlar. Statik yeniden kristalleşmede çekirdeklenme periyodu, deforme edilmiş yapının iyileşme isteğinden dolayı oldukça kısadır ki bu yeniden kristalleşmemiş yapı içinde kalan çekirdeklenme için kuluçka

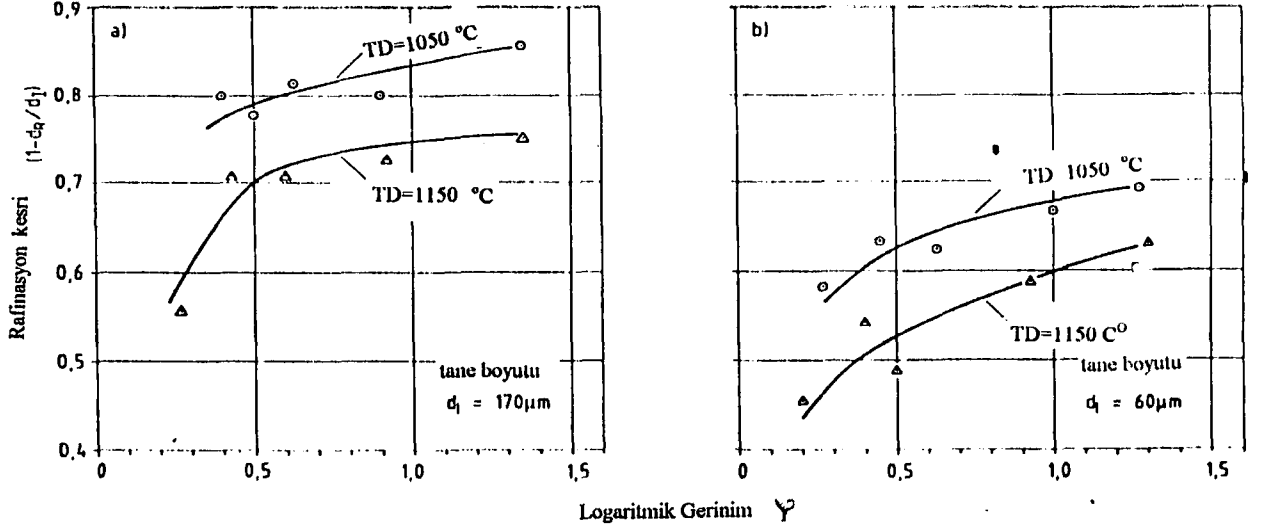
zamanını uzatır. Bu çekirdeklenme prosesinin erken bitmesi ile sonuçlanır. Potansiyel çekirdeklenme bölgelerinin sayısı, yeniden kristalleşmiş yapının formunu belirleyen bir kontrol parametresi olarak kabul edilir.

Yeniden kristalleşme çekirdeği, tercihen uzamış tane sınırlarında ve deformasyon bantlarının ara yüzeyinde yer alır. Bu durum niye iki farklı deformasyon sıcaklığında (T_D), birincil tane boyutundan bağımsız olarak, birincil östenitin spesifik tane sınır yüzeyi ile, yeniden kristalleşmiş östenit tane boyutu arasında basit bir uyumun olduğunun göstergesidir. (Şekil 7.5) (Kaspar et al,1986)



Şekil 7.5. Mikroalaşımlı çelikte, statik rekristalize olmuş östenit tane boyutu ile, spesifik tane sınır yüzeyi arasındaki ilişki.

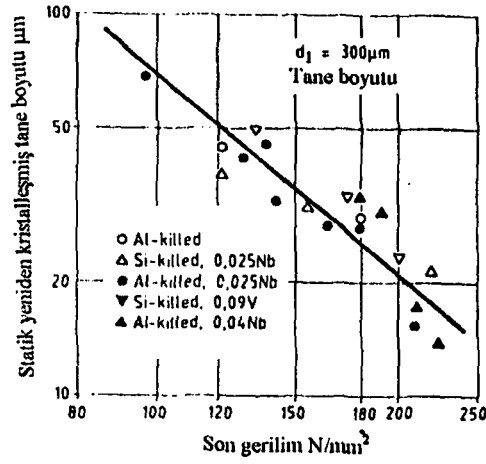
Mikroalaşım elemanlarının statik yeniden kristalleşme üzerine etkisinden dolayı, sade karbonlu çeliğe göre, mikroalaşımlı çelikte çok daha küçük tane boyutuna erişilir. Tam bir yeniden kristalleşmeden sonra östenitin tane boyutu, sıcak deformasyon işlemine ve sıcak işlemden önceki östenitin durumuna bağlıdır. Birincil östenitin tane boyutu (d_1), deformasyon sıcaklığı (T_D) ve logaritmik gerinim (ϕ) nin kompleks etkisi, rafinasyon kesri $FR=1-d_R/d_1$ kullanılarak gösterilebilir. (Şekil 7.6). (Kaspar et al ,1986)



Şekil 7.6. Farklı iki sıcaklık ve birincil tane boyutu için logaritmik gerininin fonksiyonu olarak östenitin rafinasyon kesri

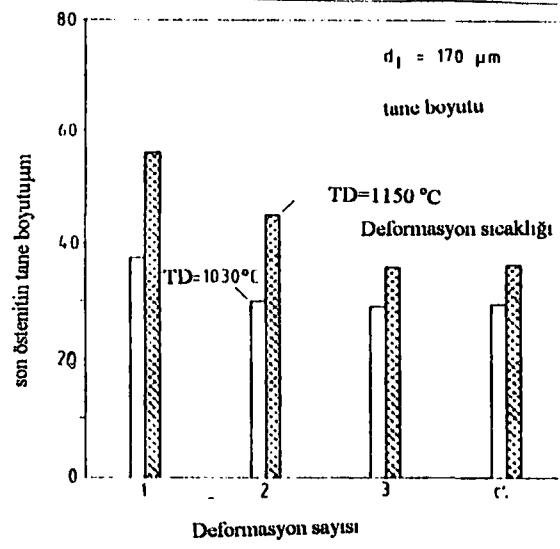
1050°C gibi bir sıcaklıkta FR değeri 0.6 ile 0.85 arasındadır. 1150°C gibi daha yüksek bir sıcaklıkta ise 0.5-0.75 arasında değişmektedir. Östenit tanesinin rafinasyonu özellikle, birincil büyük östenit tanesi ($d_1 = 170 \mu m$) için daha etkilidir. (Şekil 7.6.(a)). ϕ 'nin artması ile rafinasyon kesrinde artma meydana gelir. Fakat, yaklaşık 0.6 gibi bir değer bu parametrenin en etkin olduğu bölümdür. Gerinme hızındaki değişimin büyük bir etkisi yoktur. Bu durumda en önemli parametre olarak deformasyon sıcaklığı görülmektedir.

Yeniden ısıtma sıcaklığını yüksek seçmek ise, katı çözeltiye daha fazla alaşım elemanını almak demektir. Bu durumda yüksek yeniden kristalleşme durma sıcaklığı elde etmek tehlikesi vardır. Sonuç olarak, yeniden kristalleşmiş küçük östenit tanesini elde etmek için uygulanacak düşük deformasyon sıcaklığını sağlamak düşük yeniden ısıtma sıcaklığını uygulamakla mümkün olacaktır. Deformasyon sıcaklığının azalması ve artan gerinim ile birlikte, östenit tane boyutu düşer. Bu arada akma gerilmesi de artar. Maksimum akma gerilmesinin ölçülebilmesi mümkündür. Artan haddeleme gerilmesi ve düşen deformasyon sıcaklığı ile çekirdek sayısı artar. (Şekil 7.7) (Kaspar et al ,1986)



Şekil 7.7. Son gerilmenin bir fonksiyonu olarak statik olarak yeniden kristalleşmiş östenit tane boyutu.

Birbirini takip eden deformasyon testlerinde, düşen son deformasyon sıcaklığı ve deformasyon adım sayısının artması ile östenit tane boyutunun düşmesi bir süreklilik göstermiştir. Tekrarlı yeniden kristalleşme etkisini, düşük deformasyon sıcaklığı etkisinden ayırmak için, izotermal testler uygulanmıştır. Sonuçta; Birbirini takip eden deformasyon-yeniden kristalleşme yerine, düşük bitiş deformasyon sıcaklığının seçilmesi gerektiği gözlenmiştir. (Şekil 7.8) (Kaspar et al, 1986)



Şekil 7.8. İzotermal, her deformasyon basamağından sonra tam rekristalize olmuş, çoklu deformasyon testlerinden sonra, iki farklı sıcaklıktaki deformasyon sıcaklığının östenit tane boyutuna etkisi. (Kaspar et al ,1986)

7.2. Östenitin Yeniden Kristalleşmesinden Sonra Tane Büyümesi

Östenitin yeniden kristalleşmesi ile oldukça yüksek bir enerji ortadan kalkar. Aslında, yeniden kristalleşme sırasında meydana gelen tane göçünün doğrultusu ile tane büyümesi arasında fark vardır. Bu itici gücün farklı olmasından kaynaklanır. Yeniden kristalleşme sırasında, tane sınırları, sınırların konvex tarafındaki yüksek dislokasyon yoğunluğu ile gerilmiş malzeme içine göç eder. Diğer taraftan, yeniden kristalleşmeden sonra tane büyümesi sırasında gerinim yoktur ve sınırların konkav tarafı üzerinden iç kısma hareket vardır.

Sade karbonlu bir çelikte, yeniden kristalleşmeden sonra deformasyon sıcaklığına bağlı olarak, tane boyutunda dikkate değer bir artma meydana gelir. Bu durum mikroalaşım olmadığı zaman söz konusudur. Örneğin, Nb alaşımlı çelikte, %70 deformasyon, 1050°C' de 30 dakika bekleme sonunda tane büyümesi görülmemiştir. (Kaspar et al, 1986)

7.3. Östenitin Yeniden Kristalleşmesi Ve Karbonitrür Çökmesi

Mikroalaşımlı çeliklerde çökelti formundaki elementler (Nb, V, Ti) yeniden kristalleşmenin geciktirilmesinde rol oynarken, aşırı doymuş katı çözeltideki alaşımlar, çökme sertleşmesine öncülük ederler.

Düşük sıcaklıklarda sıcak deformasyon sırasında yeniden kristalleşme gerinim azalması sonucu oluşan çökelti tarafından engellenir.

Diğer taraftan,

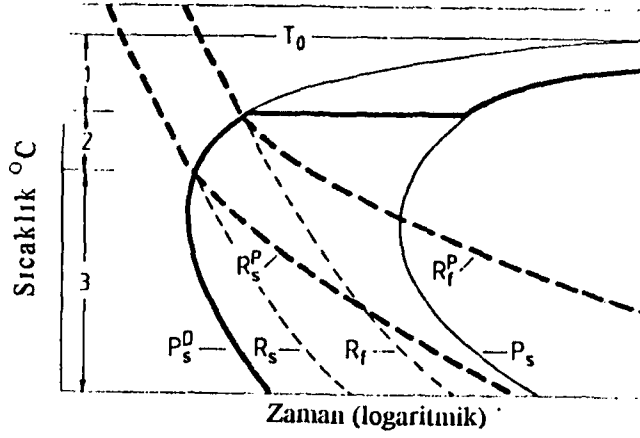
R_N Yeniden kristalleşme çekirdeklerinin yarıçapı

r çökelti yarıçapı

f_p Çökelti hacimsel miktarı, olmak üzere;

$3f_p/2r < 2/R_N$ iken sıcak deformasyon koşullarında mikroalaşımlı çelikte bu çökelti oluşmayacaktır. yeniden kristalleşme ile karbür ve nitrür çökelti arasındaki etkileşim iki yoldandır. Çökme reaksiyonu, yeniden kristalleşmemiş östenit içinde hızlanırken, yeniden kristalleşme ,östenit alt tanelerindeki

çökelti tarafından geciktirilir. Gerinim azalması sonucu çökelme ile, yeniden kristalleşme arasındaki ilişki Şekil 7.9'da gösterilmiştir. (Kaspar et al ,1986)



Şekil 7.9. Şematik RPTT diyagramı

RPTT Recrystallization / Precipitation/Temperature/Time
(Rekristalizasyon/Çökelme/Sıcaklık/Zaman)

Diyagramda;

T_0 : Çökelti çözünürlük sıcaklığı

R_s ve R_f : Çökelme etkisi olmaksızın yeniden kristalleşme başlama ve bitiş

R_s^P ve R_f^P : Rekristalizasyon başlangıç ve bitiminin çökelti tarafından engellenmesi.

P_s : Rekristalize östenit içinde çökelme başlangıcı

P_s^D : Deforme edilmiş östenit içinde çökelti başlangıcı

Diyagramı üç bölüme ayırmak mümkündür.

Bölüm 1: Yeniden kristalleşme, çökelme başlamadan tamamlanmıştır, yeniden kristalleşmiş östenit içinde çökelme, P_s eğrisi boyunca olur.

Bölüm 2: Çökelme yeniden kristalleşme tamamlanmadan oluşur ve sonunda ertelenir. (R_f^P eğrisi) Bazı yeniden kristalleşmemiş östenitten dolayı çökelme P_s^D eğrisi boyunca başlar

Bölüm 3: Çökelme yeniden kristalleşmeden önce başlar ve böylece yeniden

kristalleşmenin hem bitişı hem de başlangıcı ertelenir. (R''_s ve R''_f (Kaspar et al 1986)).



8. MİKROALAŞIMLI ÇELİKLERDE MEKANİK ÖZELLİKLER VE STANDARDİZASYON

Dual fazlı çelikler, iğnesel ferritik yapılı çelikler ve ferritik-perlitik yapılı çelikler en önemli HSLA çelik türleridir. Bunlardan da ferritik-perlitik olanlar en yaygın kullanım alanı bulanlardır. Ticari olarak elde edilebilen ferritik-perlitik HSLA çeliklerin akma dayanımı 700 MPa'a kadar olabilir. Bu özellik farklı kompozisyonlar ve işlemler ile değiştirilebilir.

Titanyum-vanadyum-niobyum, temel üç alaşım elemanlarıdır. Diğer alaşım elemanları işlem kapasitesine ve beklenen özelliklere bağlı olarak eklenebilir.

Mikroalaşımli çeliklerden beklenen en önemli özellikler, dayanım , tokluk ve kaynak edilebilirliktir. (Metals Handbook, 1994)

8.1. Dayanım

Mikroalaşımli çeliklerde dayanım modifiye edilmiş Hall-Petch bağıntısı ile açıklanabilir.

σ_y ve σ_o = Sabit

$$\sigma = \sigma_o + \sigma_{SSS} + \sigma_{ISS} + \sigma_{PPT} + \sigma_{DSL} + \sigma_{SVB} + \sigma_{SPH} + k_y d^{-1/2}$$

σ_{SSS} = Yer alan katı eriyik sertleşmesi

σ_{ISS} = Arayer katı eriyik sertleşmesi

σ_{PPT} = Çökelme sertleşmesi

σ_{DSL} = Dislokasyon sertleşmesi

σ_{SVB} = Altyapı sertleşmesi

σ_{SPH} = İkinci faz sertleşmesi

d = Ferrit tane boyutu

Bağıntıdan da anlaşılacağı üzere, çeşitli sertleştirme mekanizmalarının herbirinin katkısı vardır. Bu mekanizmaların etkisi bölüm 5, şekil 5.1'de şematik olarak gösterilmiştir. Bilindiği gibi, küçük ferrit tane boyutu ve çökelme sertleşmesi, dayanımı arttırmaktadır. Katı eriyik sertleşmesinin etkisi çökelme

sertleşmesine göre daha azdır. Çökelme sertleşmesi derecesini belirleyen soğuma hızı, sıcaklık ve ürün kalınlığına bağlıdır. Kalın ürünler için sıcaklık birinci faktördür. (Metals Handbook,1994)

HSLA çeliklerinin gösterdiği yüksek dayanım özelliği, kullanılacak malzeme boyutlarının küçültülebilmesi olanağını sağlamakta, bu ise ağırlıkta azalmaya neden olmaktadır.

Tipik bir HSLA çeliği ile karbon esaslı bir çelikte dayanım özelliklerinin karşılaştırılması aşağıda verilmiştir.

Özellik	HSLA çeliği	Karbon Esaslı ASTM A-7 Çeliği	Çelikler ASTM A-36 Çeliği
Akma noktası (MPa)	350	230	250
Dayanabileceği minimum gerilme (MPa)	490	450-500	400-560
Uzama (%)	19	21	20

8.2. Tokluk

Mikroalaşımlı çeliklerin darbe tokluğu ve kırılmaya karşı direnci genellikle Charpy V-darbe tokluk deneyi ile belirlenir.

Birçok yapı çeliği SGGS (sünek-gevrek-geçiş-sıcaklığı) denilen kritik bir sıcaklığa indirildiğinde süneklikten-kırılganlığa bir geçiş davranışı sergiler. Bu sıcaklık çeliğin plastiklik özelliğini kaybettiği sıcaklık olarak bilinir. Bunun altında çelik gevrek kırılma davranışı gösterir. (SSGS) genellikle aşağıdaki eşitlik ile açıklanır. (Çeviker,1991)

$$ITT = T + \Delta T_{SSS} + \Delta T_{ISS} + \Delta T_{PPT} + \Delta T_{DSL} + \Delta T_{SPH} - k \cdot d^{-1/2}$$

Bu eşitlik Hall-Petch bağıntısının modifiye edilmiş şeklidir.

ITT= Sünek-gevrek geçiş sıcaklığı

ΔT_{SSS} = Katı eriyik sertleşmesinin darbe geçiş sıcaklığına etkisi

ΔT_{ISS} = Arayer katı eriyik sertleşmesinin darbe geçiş sıcaklığına etkisi

ΔT_{PPT} = Çökelmenin darbe geçiş sıcaklığına etkisi

ΔT_{DSL} = Dislokasyon sertleşmesinin darbe geçiş sıcaklığına etkisi.

ΔT_{SPH} = İkinci faz sertleşmesinin darbe geçiş sıcaklığına etkisi.

Bazı çeliklerde başlangıç süreksizliği (örneğin: çatlak) belirli bir boyuta erişmiş ise geçiş sıcaklığı oldukça yüksek sıcaklıklara kayar. Eğer böyle bir süreksizlik yok ise -75°C gibi olabilir.

Kaynak yapılarında, keskin çentiklerin olabileceği düşünülerek gevrek kırılma ayrı bir önem kazanır. Bu tip durumlarda eğer şu şartlar var ise gevrek kırılma mümkündür.

- Sıcaklık, SGGS'nin altında bir değerde ise
- Belirli bir çatlak boyutu mevcut ise
- Yükleme değerleri yüksek ise

SGGS sıcaklığının altında, yapıda bulunan artık gerilmenin üzerinde durmak gerekir. Kaynak sonunda yapıdaki bu gerilme orijinal akma dayanımının %80'ni oluşturabilir. Bunun anlamı malzeme üzerine uygulanabilecek gerilme orijinal akma dayanımının %20'si kadar olmalıdır.

SGGS sıcaklığında ve/veya biraz üstünde gevrek kırılmanın başlayabilmesi için bölgesel bir plastik deformasyon gereklidir ve artık gerilme daha az zararlıdır.

Tokluğu arttıran tek sertleştirme mekanizması tane boyutunun küçültülmesidir. Vanadyumlu çeliklerde (vanadyumun tokluğa etkisi negatif), darbe tokluğu, normalizasyon veya yeniden kristalleşmeli kontrollü haddeleme ile geliştirilir.

Niobyum ise tokluğa en fazla pozitif yönde etki eden alaşım elemanıdır. Östenit içindeki çözünürlüğü düşük olduğundan deforme edilmiş östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini geciktirir ve tane boyutunu küçültür. Niobyum, genelde konvensiyonel kontrollü haddelirmede kullanılan bir alaşım elemanıdır. (Metals Handbook, 1994)

8.3. STANDARDİZASYON

Mikroalaşımlı çelikler (İnce taneli yapı çelikleri) TS 10321'de (Haziran 1992) verilmiştir ve esasları büyük ölçüde DIN 17102 ile uyum halindedir. Bu çeliklerin çeşitleri ve bileşimleri tablo 1'de ,mekanik özellikleri tablo 2'de verilmiştir. Tablo 1'de görüldüğü gibi ,minimum akma dayancına göre, 255-500 N/mm² arasında değişen sekiz değişik tip oluşmuştur.

TS 10321 'de bu çelikler FeE..olarak temel seri,WFeE..olarak sıcağa dayanıklı seri ,TFeE... olarak soğuğa dayanıklı seri ve EFeE...olarak soğuğa dayanıklı özel seri olarak 4 ana guruba ayrılmıştır.DIN 17102 'de, sembollerdeki Fe yerine St harfleri kullanılmaktadır.(Topbaş,1993)

Özel seri soğuk tok çelikler özellikle off-shore konstrüksiyonlarındaki çapraz kaynaklarda görülen teras tipi kırılmaları (lamellar tearing) ,önmek için geliştirilmişlerdir.Bu tip çeliklerde çok yüksek derecede kükürt temizliği,kalsiyum işlemleri modifiye sülfürler,ve gaz alma işlemi gibi ikincil metalurjik önlemlerle çok yüksek izotropik tokluk özelliği elde edilmiştir.

Tablo 1.TS 10321 'e göre ,ince taneli yapı çeliklerinin çeşitleri ve kimyasal bileşimleri.

Tablo 15 : TS 10321'e (Haziran 1992) göre, ince taneli yapı çeliklerinin çeşitleri ve kimyasal bileşimleri

Çelik türü Sembol	Matz No	C %	Si %	Mn %	P %	Bileşim (% Ağırlık)		Cr %	Cu %	Mo %	Ni %	Nb %	Ti %	V %	Nb+Ti+V %
						S %	N %								
1.0461	FeE 255	0.18	≤0.40	0.50-1.30	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0462	WFeE 255	0.18	≤0.40	0.50-1.30	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0463	TFE 255	0.16	≤0.40	0.50-1.30	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.1103	EF-E 255	0.16	≤0.40	0.50-1.30	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0486	FeE 285	0.18	≤0.40	0.60-1.40	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0487	WFeE 285	0.18	≤0.40	0.60-1.40	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0488	TFE 285	0.16	≤0.40	0.60-1.40	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.1104	EF-E 285	0.16	≤0.40	0.60-1.40	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0505	FeE 315	0.18	≤0.45	0.70-1.50	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0506	WFeE 315	0.18	≤0.45	0.70-1.50	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0508	TFE 315	0.16	≤0.45	0.70-1.50	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.1105	EF-E 315	0.16	≤0.45	0.70-1.50	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.05
1.0562	FeE 355	0.20	0.1-0.5	0.90-1.65	0.035	0.030	0.020	0.85	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.10
1.0565	WFeE 355	0.20	0.1-0.5	0.90-1.65	0.035	0.030	0.020	0.85	0.20	0.08	0.30	0.03	-	-	0.10
1.0566	TFE 355	0.18	0.1-0.5	0.90-1.65	0.030	0.025	0.020	0.85	0.20	0.08	0.30	0.05	-	-	0.10
1.1106	EF-E 355	0.18	0.1-0.5	0.90-1.65	0.025	0.015	0.020	0.85	0.20	0.08	0.30	0.05	-	-	0.10
1.0900	FeE 380	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8930	WFeE 380	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.08	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8910	TFE 380	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.08	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8911	EF-E 380	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.08	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8912	TFE 420	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8932	WFeE 420	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8913	EF-E 420	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8905	FeE 460	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	≤0.20	-	0.20
1.8935	WFeE 460	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8915	TFE 460	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8918	EF-E 460	0.20	0.1-0.6	1.00-1.70	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.20
1.8907	FeE 500	0.21	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.22
1.8937	WFeE 500	0.21	0.1-0.6	1.00-1.70	0.035	0.030	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.22
1.8917	TFE 500	0.21	0.1-0.6	1.00-1.70	0.030	0.025	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.22
1.8919	EF-E 500	0.21	0.1-0.6	1.00-1.70	0.025	0.015	0.020	0.30	0.20	0.10	1.00	0.05	-	-	0.22

TABLO 2. Mikroalaşımlı Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Temel seti	Sıcğa dayanıklı seri	Soğğa dayanıklı seri	Özel soğğa dayanıklı seri	Çekme dayanımı Rm1) mm 70< 85< 100 MPa	Akma sınırı Re 1) mm 16< 35< 50< 70< 85< 100 MPa	Uzama Lo=5d0 % >	Katlama mahdrel çapı 2,3,4) ⇒
FeE 255	WFeE 255	TFeE 255	EFeE 255	360-480	255 245 235 235 235 215	25	1a 1a
FeE 285	WFeE 285	TFeE 285	EFeE 285	390-510	285 280 275 265 265 245	24	1,5a 2a
FeE 315	WFeE 315	TFeE 315	EFeE 315	440-560	315 310 305 295 285 275	23	2a 2,5a
FeE 355	WFeE 355	TFeE 355	EFeE 355	490-630	355 350 345 335 335 315	22	2a 3a
FeE 380	WFeE 380	TFeE 380	EFeE 380	500-650	380 375 365 355 345 325	20	2,5a 3,5a
FeE 420	WFeE 420	TFeE 420	EFeE 420	530-680	420 410 400 390 385 365	19	2,5a 3,5a
FeE 460	WFeE 460	TFeE 460	EFeE 460	560-730	460 450 440 430 420 400	17	3a 4a
FeE 500	WFeE 500	TFeE 500	EFeE 500	610-780	500 480 470 460 450 430	16	3a 4a

- 1) Feandaria daba fazla kalınlıklar için de çekme dayanımı ve akma sınırları verilmektedir.
2) a - deney parçası kalınlığıdır. katlama açısı 180°, ⇒ Şekillendirme doğrultusunda, if Dik doğrultuda
3) 70 mm 'nin üzerindeki kalınlıklarda, mandrel çapı + 0,5a alınır.
4) Yalnızca ≥ 600 mm olan yassı mamuller içindir.

9- DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada , tablo 1'de kimyasal kompozisyonu verilen mikroalaşımlı çelikte, bir dizi haddeleme işlemleri yapılmış ,işlem parametrelerinden bir kısmı değiştirilerek yeniden kristalleşme davranışları incelenmiş ve çalışılan malzeme için istenilen özelliklere ulaşmada optimum koşulların belirlenmesine çalışılmıştır.Uygulanan termomekanik işlemler sonunda değişen mikroyapı JSM-T330 SEM ve optik mikroskopta incelenmiş mekanik özellikler için çekme deneyi testleri uygulanmıştır.

9.1. Kullanılan Malzemeler

Deneysel çalışmada kullanılan mikroalaşımlı çeliğe ait kimyasal kompozisyon ve başlangıç mekanik özellikleri tablo 3'de verilmiştir.Söz konusu çelik numuneler, Thyssen (Mannesmann) tarafından temin edilmiştir.

Tablo 3a). Mikroalaşımlı çeliğe ait kimyasal kompozisyon

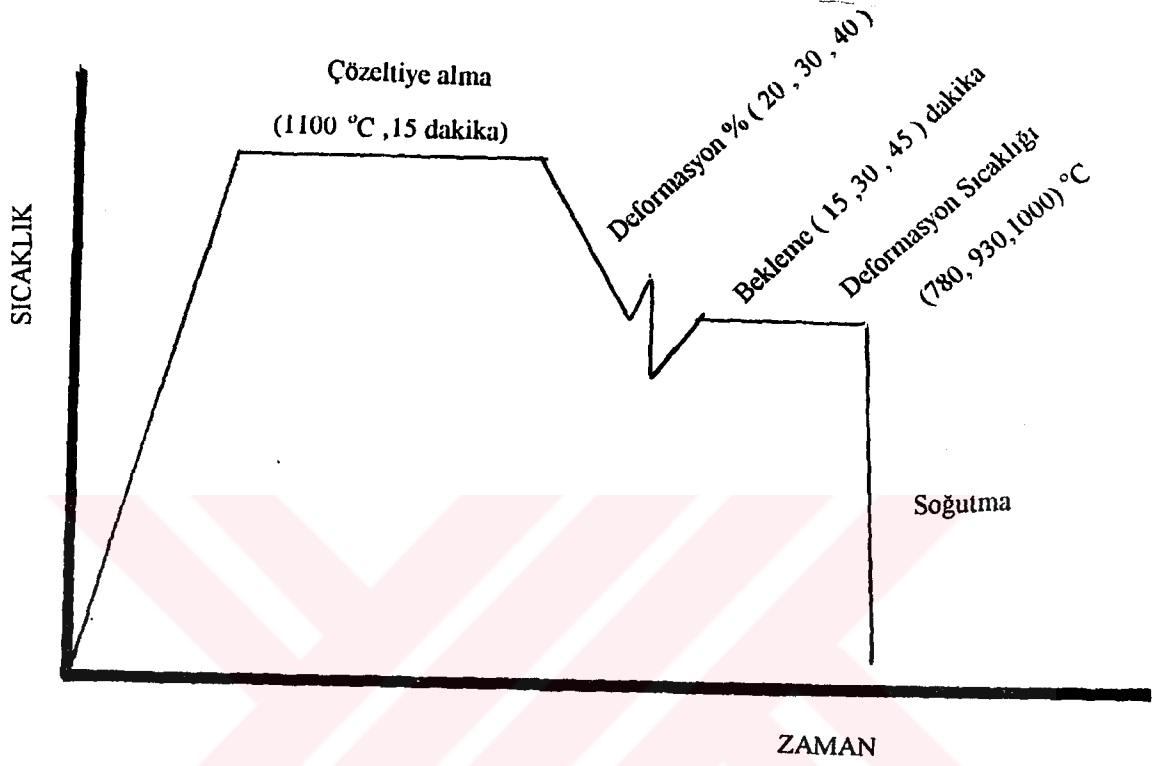
ELEMENT								
	C	Mn	Si	Nb	V	P	S	Al
(wt%)	0.10	1.23	0.20	0.034	0.059	0.010	0.009	0.041

Tablo 3b).Mikroalaşımlı çeliğe ait mekanik özellikler

Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayan. (Mpa)	Sertlik HRB	Çentik darbe tokluğu J/cm ²
560	480	84	270

9.2. Termomekanik İşlemler

Yapılan çalışmada uygulanan termomekanik işlemler şekil 9.1'de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 9.1. Termomekanik işlemin şematik gösterimi

(8.30x25x180)mm ebadındaki numunelerin hepsi 1100 °C 'de çözündürme tavlmasına alındı. Numuneler, bu sıcaklıkta 15 dakika bekletildikten sonra, deforme edilecekleri sıcaklığa fırın içinde soğutuldular.

İŞLEM 1- 1100 °C 'de çözündürme tavlmasına alınan 1,2 ve 3 numaralı numuneler fırın içerisinde deforme edilecekleri sıcaklığa (780°C) soğutuldular. 1 numaralı numunede %20 , 2 numaralı numunede %30 , 3 numaralı numunede ise %40

deformasyon miktarı ile çalışıldı. Numuneler deforme edildikleri sıcaklıkta, deforme sonrası 15 dakika bekletilip oda sıcaklığına havada soğutuldular.

İŞLEM 2- 4, 5 ve 6 numaralı numuneler 930 °C'de deforme edildiler. Her üç numunede de %40 deformasyon ile çalışıldı. Deforme edildikleri sıcaklıkta, 4 numaralı numune 15 dakika, 5 numaralı numune 30 dakika, 6 numaralı numune 45 dakika bekletildi. Daha sonra oda sıcaklığına havada soğutuldular.

İŞLEM 3. 7,8 ve 9 numaralı numuneler 1000 °C'de deforme edilip sırasıyla bu sıcaklıkta deformasyondan sonra 15,30 ve 45 dakika bekletildiler. Tüm numuneler oda sıcaklığına havada soğutuldular.

9.3. Çekme Deneyi Testleri

(8.30x25x180) mm. ebadındaki deney numuneleri, oda sıcaklığında yaklaşık 0.04mm./s gerinim hızında 10 tonluk Mohr-Federhaff AG çekme cihazında çekme testine tabi tutulmuşlardır.

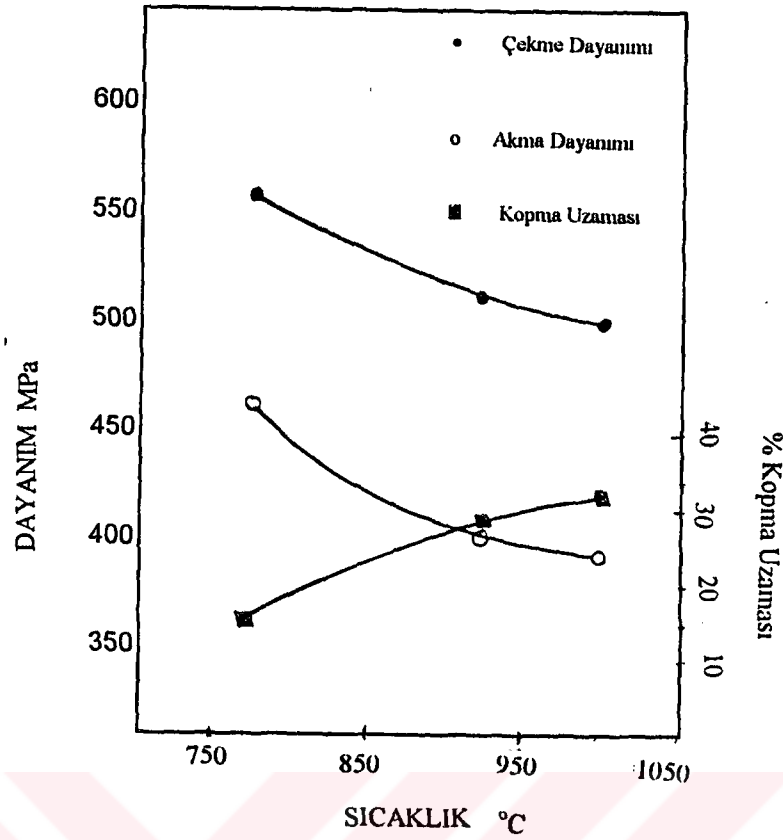
9.4. Mikroyapı

Metalografik çalışmalarda optik mikroskop ve SEM kullanılmıştır. Örneklerin çalışma için hazırlanmasında standart numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Örnekler döner disk üzerinde Cr_2O_3 solüsyonu ile parlatılmış, dağlama ayracı olarak %4'lük Nital kullanılmıştır.

9.5. DENEY SONUÇLARI

9.5.1. Çekme Deneyi Sonuçları Ve İrdelenmesi

Oda sıcaklığında yapılan çekme testleri ile termomekanik işlemler sırasında değişen işlem parametrelerinin mekanik özelliklere etkisi belirlenmeye çalışılmıştır. Şekil 9.2'de termomekanik işlem sırasında değişen haddeleme sıcaklığının söz konusu çelik için çekme özelliklerini nasıl etkilediği görülmektedir.



Şekil 9.2. Değişen son haddeleme sıcaklığının çekme özellikleri üzerine etkisi
Deformasyon derecesi: %40 , Bekleme süresi: 15 dakika

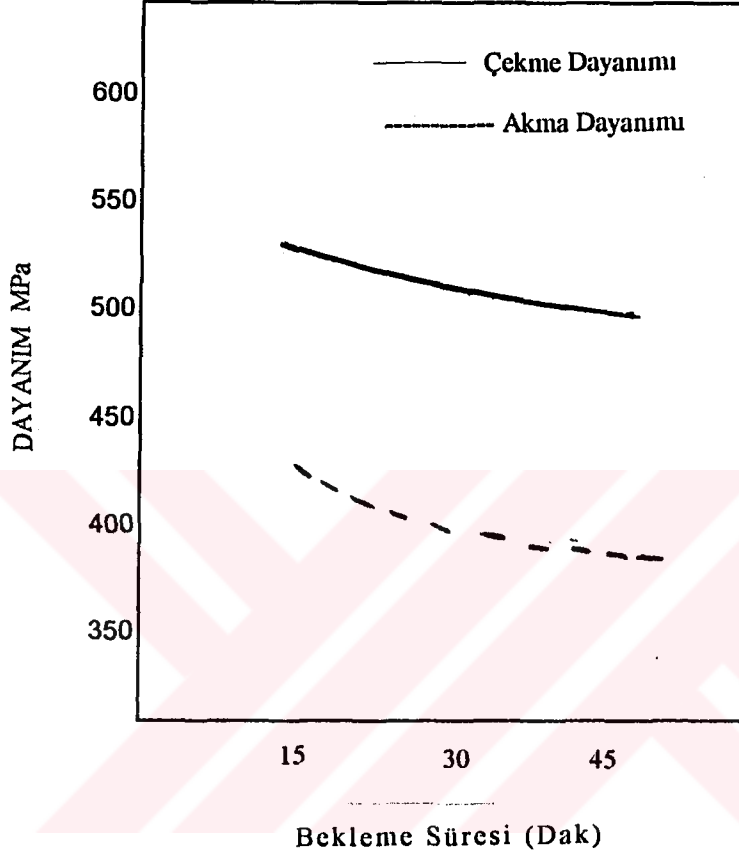
Şekil 9.2'den de görülebileceği gibi , tüm numunelere uygulanan çözündürme tavlama sıcaklığı ve deformasyon sıcaklığında bekleme süresi sabit kalma koşulu ile, düşen haddeleme sıcaklığı ile akma ve çekme dayanımı değerlerinde artma olmuştur. 1000°C gibi bir sıcaklıktan 780°C'ye düşen haddeleme sıcaklığı sonunda çekme dayanımı 500 MPa gibi bir değerden 560 MPa'a ulaşmıştır. Benzer şekilde akma dayanımı da 390 MPa'dan 460 MPa'ya artmıştır. Yeniden kristalleşme sıcaklığı altında yapılan deformasyon sonucu, östenit taneleri haddeleme yönünde uzarlar. Ayrıca, dislokasyon ve deformasyon bantları gibi yüksek hata yoğunluğuna sahip çok sayıda çekirdeklenme bölgeleri meydana gelir. Bu bölgeler ince bir dönüşüm mikroyapısı için ön şarttır. Fazla sayıdaki çekirdekler dönüşüm sonrasında ince taneli ferritin oluşmasını sağlarlar. Böyle bir yapıyı elde etmek için son bitiş haddeleme sıcaklığının östenitin yeniden kristalleşmediği bölgede yapılması

gerekir ki, çalışmada bu sıcaklık 780°C olarak alınmıştır. Bu sayede ince dönüşüm mikroyapısı yeniden kristalleşmemiş östenit tanesinden meydana gelir. Oluşan ince yapı ise beraberinde yüksek dayanım ve tokluğu getirir. Eğer son bitiş haddeleme sıcaklığı östenitin yeniden kristalleştiği sıcaklıkta yapılıyorsa, bu durumda deformasyon sonucu oluşmuş yüksek hata yoğunluğuna sahip bölgeler ortadan kalkacaktır. Sonuçta son dönüşüm yapısı yeniden kristalleşmiş östenitten ve / veya yeniden kristalleşmemiş östenitten meydana gelir.

Ancak, bu çalışmada olduğu gibi düşük seçilen son haddeleme sıcaklığı(780°C) sırasında deformasyon, östenit-ferrit çift faz bölgesinde olacağından, ferritin kendisinin de deforme edilmesinde söz konusudur. Dönüşüm ürünü yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip alt taneler içeren ferrittir. Östenit-ferrit bölgesinde çok düşük seçilen deformasyon sıcaklığı farklı boyutlu tanelerin oluşmasına ve yüksek dislokasyon yoğunluğuna neden olur. Bu durum özellikle tokluğu negatif etkiler.



Yeniden kristalleşmeli bölgede deformasyondan, sonra , haddeleme sıcaklığında bekleme süresinin dayanım üzerine etkisini belirlemek için numuneler deformasyon sıcaklıklarında farklı sürelerde tutulmuşlardır.(Şekil 9.3)



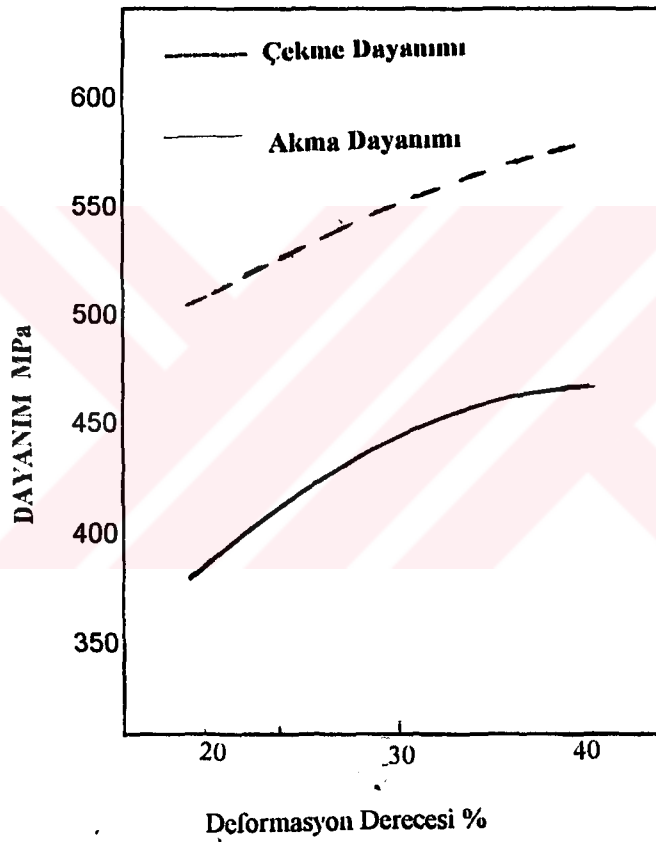
Şekil 9.3. Haddeleme sıcaklığında bekleme süresinin çekme özelliklerine etkisi
Deformasyon sıcaklığı: 930°C Deformasyon derecesi: %40

Haddeleme sıcaklığında bekleme süresi 15 dakikadan 45 dakikaya çıkarıldığı zaman, şekil 9.3'te de görülebileceği gibi çekme ve akma dayanımında azda olsa bir düşüş gözlenmiştir.

Artan bekleme süresi ile ,işlem yeniden kristalleşmeli bölgede yapıldığı için deforme edilmiş yapıda yeniden kristalleşen östenit miktarı artmakta ve ince dönüşüm yapısı için gerekli yüksek hata yoğunluklu bölgeler azalmaktadır.

Haddelemede son yapıyı etkileyen bir diğer faktör ise deformasyon derecesidir.Şekil 9.4'te deformasyon derecesine bağlı çekme özelliklerinin değişimi görülmektedir.%20'lik deformasyon derecesinden %40 gibi bir değere ulaşıldığında çekme dayanımında 510MPa'dan 560MPa 'a artış gözlenmiştir.

Deformasyon miktarının artması ile birlikte artan çekirdeklenme bölgelerinin sayısı ince taneli yapıyı beraberinde getirmektedir.

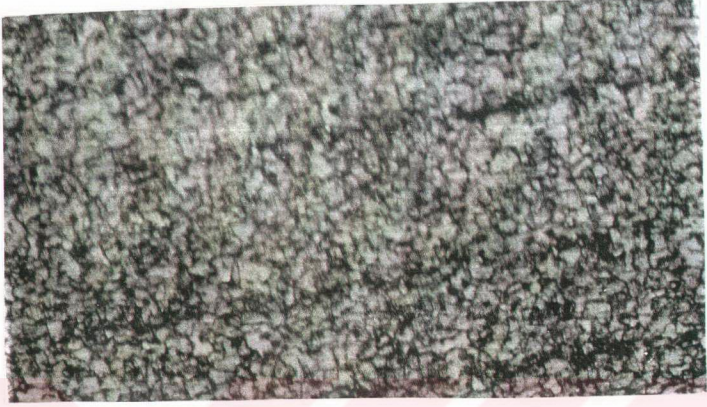


Şekil 9.4.Deformasyon derecesine bağlı dayanım değerlerinin değişimi
Deformasyon sıcaklığı :780°C Östenitleme:1100°C

9.5.2. Metalografik Çalışma Sonuçları

Deneysel çalışmalar sonucu elde edilen optik ve SEM elektronik mikroskopu görüntüleri, sırası ile haddeleme sıcaklığı, haddeleme sıcaklığında bekleme süresi ve deformasyon derecesinin fonksiyonu olarak şekil 9.5 ile 9.9 arasında verilmiştir.





Deformasyon derecesi :%40

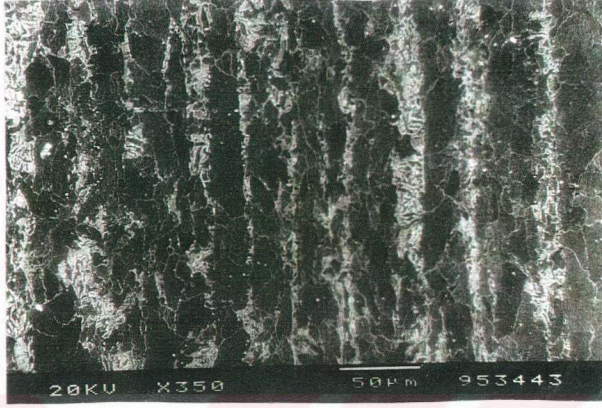
150X



Deformasyon derecesi:%20

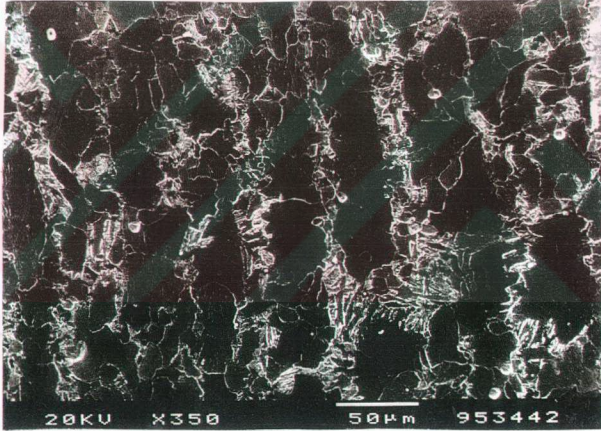
150X

Şekil 9.5. 780°C'de deformasyona uğramış numunelerin optik mikroskoptan alınmış mikroyapı görüntüleri.Östenitleme sıcaklığı:1100°C



Deformasyon derecesi :%40

350X



Deformasyon derecesi:%20

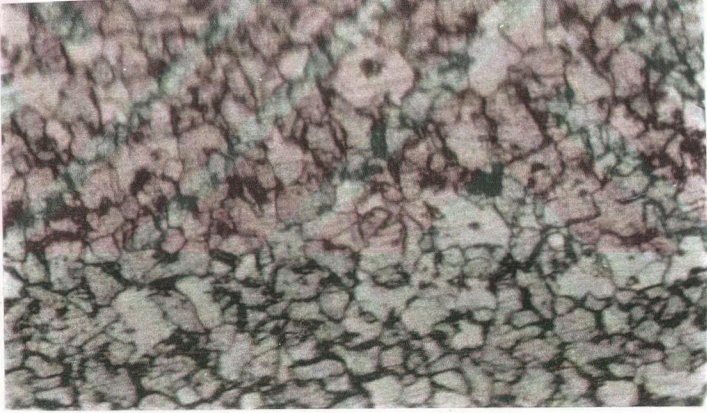
350X

Şekil 9.6. 780°C'de deformasyona uğramış numunelerin SEM'den alınmış mikroyapı görüntüleri.Östenitleme sıcaklığı:1100°C



Deformasyon sıcaklığında bekleme süresi:15 dakika

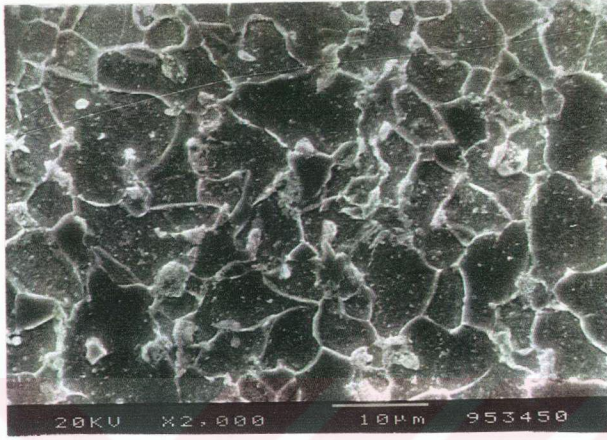
X 200



Deformasyon sıcaklığında bekleme süresi:30 dakika

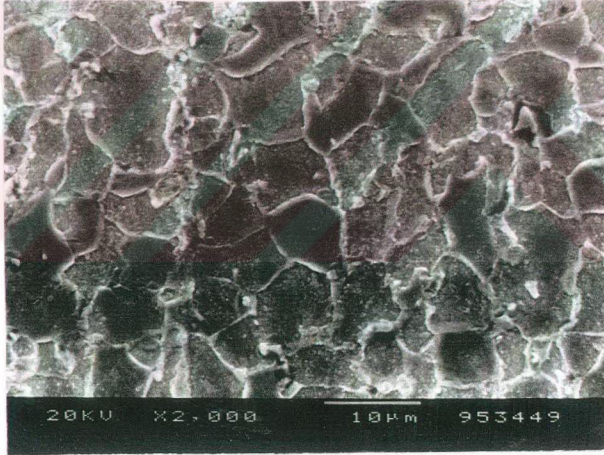
X 200

Şekil 9.7. 930 °C 'de deformasyona uğramış numunelerin optik mikroskoptan alınmış mikroyapı görüntüleri.Östenitleme sıcaklığı:1100 °C ,Deformasyon derecesi: %40



Deformasyon sıcaklığında bekleme süresi:15 dakika

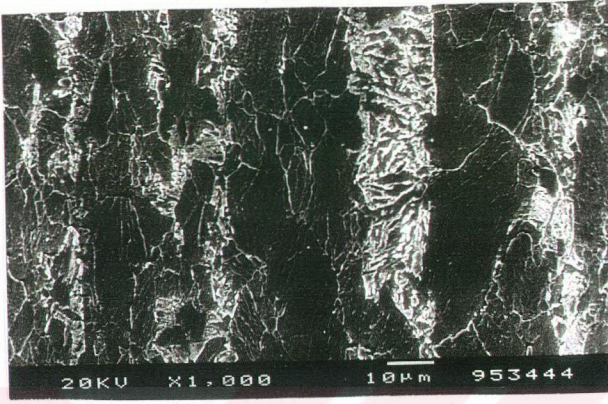
X 2000



Deformasyon sıcaklığında bekleme süresi:30 dakika

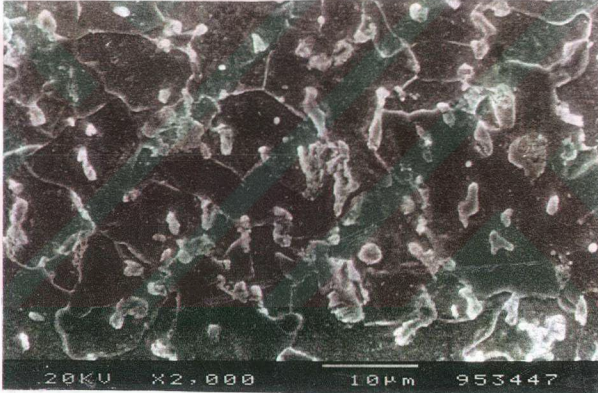
X 2000

Şekil 9.8. 930 °C 'de deformasyona uğramış numunelerin SEM'den alınmış mikroyapı görüntüleri.Östenitleme sıcaklığı:1100 °C ,Deformasyon derecesi: %40



Deformasyon sıcaklığı:780 °C

X 1000



Deformasyon sıcaklığı:1000 °C

X 2000

Şekil 9.9. Farklı sıcaklıklarda deforme edilmiş numunelerin SEM'den alınmış görüntüleri .Östenitleme sıcaklığı:1100 °C,bekleme süresi :15 dakika ,Deformasyon derecesi :%40

10.SONUÇLAR

*** Giderek yaygınlaşan kullanım alanları ile mikroalaşımli çelikler metalurjik dizaynları ve uygun termomekanik işlem kombinasyonları ile geliştirildikleri yapı çeliklerine göre çok daha yüksek dayanım ve tokluk gösterirler.

*** Deneysel çalışmalar göstermiştir ki,mikroalaşımli çeliklerin mekanik özelliklerini uygun termomekanik işlemlerle iyileştirmek mümkündür.

*** Mikroalaşımli çeliklerden beklenen optimum mekanik özelliklere ulaşabilmek için,kontrollü haddelemenin her safhasında mikroyapıyı kontrol altında tutmak gerekir.Termomekanik işlem parametreleri (deformasyon sıcaklığı,deformasyon derecesi ,deformasyon sıcaklığında bekleme süresi,soğutma hızı....) ile mikroyapı ve mekanik özellikler arasında doğrudan bir ilişki vardır.

*** Düşen bitirme haddelemesi sıcaklığı,artan deformasyon ve soğuma hızı ile ferrit tane boyutu küçülür.Küçülen tane boyutu ile birlikte dayanım ve tokluk artar.Hem dayanımı hem de tokluğu arttıran tek sertleştirme mekanizması tane küçültmedir.

*** Kontrollü haddeleme öncesi yapılan östenitleştirmede karbonitrürler serbest enerjilerine bağlı olarak çözünürler.Ön görülen sıcaklıklarda çözünmeyen çökeltiiler ön haddelemede etkili olarak tane büyümesini ,gerinme nedenli oluşan çökeltiiler ise yeniden kristalleşmeyi engellerler.

*** (α + γ) çift faz bölgesinde çok düşük sıcaklıklarda yapılan bitirme haddelemesinin tokluğa etkisi negatiftir.

*** Nihai yapıda arzulanan ince yapı ile ,östenit tane boyutu arasında bir ilişki söz konusudur.

*** Yapılan deneysel çalışmada ,kullanılan işlem değişkenleri gözönünde bulundurulduğunda optimum çekme özelliklerine ; 1100 °C 'de 15 dakika östenitleme,930 °C 'de deformasyon ve bunu takiben 15 dakika bekleme süresinde ulaşılmıştır.Sonuçta, 520MPa çekme dayanımı , 420MPa akma dayanımı ve %30 kopma uzaması değerleri elde edilmiştir.



KAYNAKLAR

- 1- Asil Çelik Teknik Yayınları ,1994.” Mikroalaşımlama “.Sayı:11
- 2- BAKKALOĞLU, A.,1994. 6.Uluslararası Makina Tasarım Ve İmalat Kongresi 21-23 Eylül,ODTÜ,ANKARA,TÜRKİYE. Mikroalaşımlı Çeliklerin Termomekanik İşlemleri Ve Özellikler Üzerinde Proses Parametrelerinin Ve Rekristalizasyonun Etkisi .S:263-267
- 3- BAKKALOĞLU ,A.1995.Metalurji 3 Ders Notları,” Özel Çelikler”
- 4- BARGEL,H.J.ve SCHULZE,G., 1980 .”WERKSTOFFKUNDE” .Çevirenler: GÜLEÇ,Ş. ve ARAN,A.“Malzeme Bilgisi Cilt 1”.TÜBİTAK, Marmara Bilimsel Ve Endüstriyel Araştırma Enstitüsü.Gebze:MBEAE Mtb.,1988, S:39-41
- 5- ÇEVİKER , I.,1991. Yüksek Lisans Tezi .Mikroalaşımlı Dövme Çeliklerde Mikroyapısal Karakterizasyon ve Mikroyapı -Mekanik Özellikler ilişkisi”
- 6- DEARDO, A.J.,1990. “New Developments In The Alloy Design Of Microalloyed And Other Modern HSLA Steels”.Proceeding Of The Second Int. Conference On HSLA Steels ,October 28th-November 2nd Beijing ,CHINA
- 7- KASPAR,R.,AndPAWELSKI,O.,1986.Materials Technology “.Austenite Grain In The Process Of Thermomechanical Treatment “.S:199-206
- 8- KAYALI, S.E.,1995.8.Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Bildiriler Kitabı Volumel/Cilt1 .Kontrollü Haddeme ve Termomekanik İşlemler .6-9 Haziran, S:695-699
- 9- LESLIE ,W.C.,1982. “The Physical Metallurgy Of Steels”.University Of Michigan,İnternational Student Edition .S:189-210
- 10- METALS HANDBOOK, 1994.Properties And Selections,Volume:1 Tenth Edition , ASM International publ.S: 398-410

11- REPAS ,P.E.,1988.Metallurgical Fundaments For HSLA Steels."Microalloyed HSLA Steels Proceeding Of Microalloying."ASM Int.Publ.pp 3-14

12- SAGE ,A.M.,1990." An Overview Of The Use Of Microalloys In HSLA Steels With Particular Reference To Vanadyum And Titanyum."Proceeding Of The Second International Conference On HSLA Steels October 28th -November 2nd, 1990,Beijing CHINA

13- TOPBAŞ, M.A., 1993 . "Endüstri Malzemeleri Cilt:1".S.84-117



ÖZGEÇMİŞ

TARIK TOPATEŞ

28/02/1969

- 1980 - 1986 : DÜMLUPINAR LİSESİ , MERSİN
- 1987 - 1991 : YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ , METALURJİ
MÜHENDİSLİĞİ BÖLÜMÜ - LİSANS
- 1991 - 1992 : YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ , FEN BİLİMLERİ
ENSTİTÜSÜ , İNG. HAZIRLIK PROGRAMI
- 1992 - 1995 : YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ , FEN BİLİMLERİ
ENSTİTÜSÜ METALURJİ MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM
DALI - YÜKSEK LİSANS