

Ticari, Geliştirilmiş Çift-Fazlı Çelik Üretimi

Bilge DEMİR^{1,*}, Mehmet ERDOĞAN²

¹Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü, Karabük

²Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Ankara

Özet

Bu çalışmada ticari çift-fazlı çelik üretim yöntemleri incelenmiştir. Malzeme kullanan bütün endüstriyel alanlarda üreticiler, üstün özelliklere sahip hafif, dayanımı yüksek, şekillendirme kabiliyeti ve şekillendirme sonrası dayanımı iyi olan malzeme kullanmayı arzu ederler. Bu arzu, kullanıcılar açısından da geçerlidir. Özellikle otomotiv endüstrisinde taşıt ağırlığının azaltılması yakıt ve maliyet tasarrufu sağladığı için en büyük hedeflerden biridir. Enerji krizlerinin yaşandığı zamanlarda bu konu daha da ön plana çıkmaktadır. Yine bir enerji krizinin yaşanmaya başladığı yetmişli yıllardan itibaren yoğun araştırmaların neticesinde yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (YMDA veya HSLA) çeliklerinin yerine kullanılabilecek bu çeliklerden üretilen çift-fazlı çelikler geliştirilmiştir. Çift-fazlı çeliklerin klasik HSLA çeliklerinden oldukça üstün özellikleri sahip olmaları, oldukça ilgi çekmelerine sebep olmaktadır.

Anahtar Kelimeler: Çift-fazlı çelikler, Ticari Otomotiv Sac Çelikleri, Dual-phase steel, Ticari Çelik Sac Üretimi

Commercial, Advanced Dual-Phase Steel Productions

Abstract

In this study, commercial dual-phase steel production methods have been investigated. Manufacturers, in area's of industries which use materials, would like to use advanced materials having light weight, higher strength, formable and higher strength after forming. This situation also valid for user. Particularly in automotive industry, to decrease vehicle weight is vital target due to provide energy saving and cost reducing. In time of the energy crises, this subject is coming fore very much. From early 1970's when an energy crisis was also be experiencing, afterward high density working, dual-phase steel which could be instead of HSLA, has been explored and produced from Low Alloy High Strength (HSLA) as a new tape steel. Having better properties from HSLA, dual-phase steel has very much draws attention.

Keywords: Dual-phase steel, Automotive Sheet Steel, Commercial sheet steel production

* e-mail: bdemir@karabuk.edu.tr

1. Giriş

Demir-çelik üreticilerinin yanında, kullanıcıları ve ülke yönetimleri de önemine binaen Çift-fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalarını desteklemişlerdir. Bu destekçi grubun başında bir çok alanda olduğu gibi gelişmiş ülkeler Amerika ülkeleri, Japonya, Çin Kore ve çok yaygın bilinen dünya çapında otomotiv üreticileri Toyota, GM, Chrysler, Hyundai ayrıca Bethlehem steel, Nippon steel, Coros steel, Arcelor-Mittal gibi çelik üreticileri gelmektedir. Halen birçok yeni çeşidi geliştirilmiş olmasına rağmen, çift-fazlı çelikler dayanım-süneklik ve fiyat-performans yetenekleri ile en çok kullanılan geliştirilmiş çelik grubunu oluşturmaktadır.

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

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

Çift-fazlı çelikler üzerine yapılan çalışmalar 1970'li yıllarda başlamış olmasına rağmen [4], 1975'te Hayami ve Furukawa [5]; Rashid [6]'in yaptığı çalışmalar ile tanınmıştır. Çift-fazlı çelikler halen Amerika, Japonya ve Avrupa'da değişik otomobil parçalarının (kaporta sacı, jant vb.) imalatında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır.

Çift-fazlı çeliklerin dayanımları büyük oranda martensit fazı hacim oranı (MHO) ve %C içeriğine bağlıdır. Martensitin olabildiğince sert olması gereklidir. Bunun yanında süneklik ise ferrit fazı hacim oranı ve özelliklerine bağlıdır. Ferritin en önemli aranan özelliği ise saf (katı eriyik atomları ve çökelekler gibi etkenlerden arınmış) olmasıdır. Terazi kuralı gereğince faz hacim oranlarının ayarlanarak istenilen mekanik özelliklerin elde edilebilmesi çift-fazlı çelikler için önemli bir avantajdır [1,2].

İdeal çift-fazlı çelik özellikleri için, ticari çift-fazlı çeliklerde en fazla %0.3C ve %15-25 MHO arzu edilir. Soğutma sonrasında ikinci fazı oluşturan martensit haricinde beynit, perlit veya kalıntı östenit gibi fazların oluşması ideal çift-fazlı çelik özelliklerinin elde edilememesine sebep olur. Dolayısıyla ideal çift fazlı-çelik özelliklerini sağlamak için kimyasal kompozisyonun yanında üretim şartlarının ve ısıl işlem rotalarının belirlenmesi gereklidir [3,8-12].

Çift-fazlı çelik üretim ısıl işleminin esasını kritik sıcaklıklarda (ferrit+östenit bölgesi, A₁-A₂ sıcaklıkları arası) tavlama+su verme oluşturmaktadır. Farklı ısıl işlem rotaları izlenerek üretilen farklı başlangıç mikro yapılarından farklı faz morfolojilerine ve farklı sıcaklıklarda kritik tavlama yapılarak da farklı MHO'na sahip çift-fazlı çelikler üretilebilir. Buda mikroyapı-mekanik özelliklerin ayarlanması açısından çok önemli bir avantajdır [1].

Ticari çift-fazlı çelikler genellikle üç şekilde üretilirler [3]:

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

Her üretim şeklinin diğerine göre avantaj ve dezavantajı olmakla birlikte sıcak hadde şartlarında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim şekillerine göre önemli bir oranda maliyet tasarrufu sağlamaktadır. Ayrıca sıcak haddeleme sonrası yapılması gereken pek çok işlemi ortadan kaldırmaktadır. Bu üretim şeklinde fabrika üretim şartlarının, çeliğin kimyasal kompozisyonunun ve proses değişkenlerinin ideal çift fazlı-çelik özelliklerinin elde edilebilmesi için ayarlanması gerekmektedir. Bununla birlikte ticari çelik sacların arzu edilen özellikleri (yüzey temizliği, uniform özellikler vb.) için sürekli tavlama hatlarında (STH veya CAL, Continuous annealing line) üretim tercih edilir. Sürekli tavlama hatları 30-40 yıldır saçak daldırma ile galvanizlenmiş çelikler, ince levhalar, yönlendirilmiş elektrik çelikleri, paslanmaz çelik saclar ve yaklaşık 20 yıldır da çift-fazlı çelik sac üretiminde kullanılmaktadır [10].

2. Ticari Çift-Fazlı Çelik Üretim Yöntemleri

İdeal çift-fazlı çelik yapısının üretilmesinde kimyasal kompozisyon ile birlikte üretim aşamaları ve fabrika üretim şartları, sertleşebilirlik-tavlama-soğuma profili arasındaki ilişkiden dolayı çok önemlidir. Her fabrikanın üretim şartlarına göre normal çift-fazlı çelik yapısı ve özelliklerini elde edebilecek şekilde alaşım elementi miktarlarını tespit etmesi gerekmektedir. Üretim şartları hassas olan bir fabrika daha az miktarda alaşım elementi kullanarak üretimini gerçekleştirebilir. Ancak üretim şartları hassas olmayan bir fabrikanın daha fazla alaşım elementi kullanması gerekmektedir [3,9,11]. Üretim yöntemlerine göre, genel olarak kullanılan kimyasal kompozisyonlar Tablo 1.'de gösterilmiştir [21].

Tablo 1. Tipik ticari çift-fazlı çelik kompozisyonları [1,21]

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

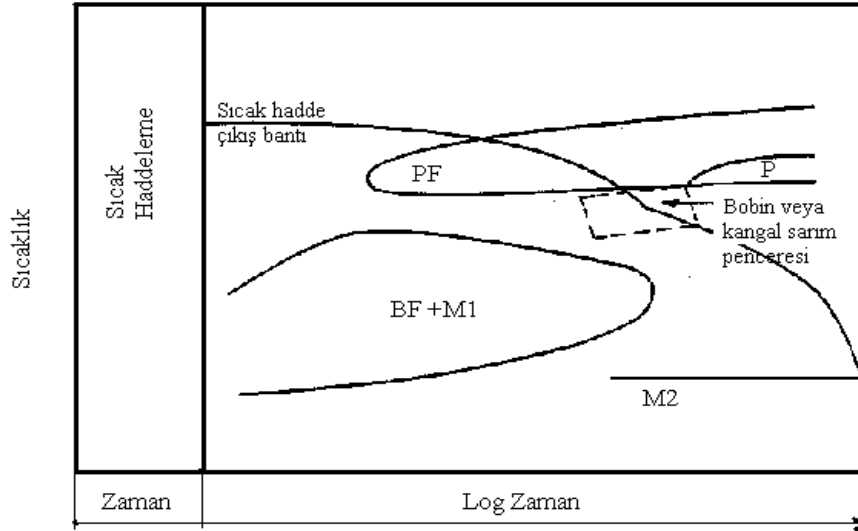
2.1. Sıcak Haddeleme Sırasında Üretim

Sıcak haddeleme sırasında çift-fazlı çelik üretimi diğer üretim yöntemleri ile kıyaslandığında daha ekonomik bir yöntemdir. Bundan dolayı ticari olarak tercih edilmektedir. Bu işlem sırasında diğer üretim yöntemlerinde yapılması gereken pek çok işleme gerek yoktur. Bu nedenle işçilik, enerji ve zamandan tasarruf sağlanmaktadır (Şekil 1) [3,9,11-20].

Sıcak haddeleme sonrasında malzemenin soğuma hızı, sade karbonlu çeliklerden normal çift-fazlı çelik yapısını üretebilmek için gerekli hızlarından çok düşüktür. Hadde sonrasındaki yavaş soğuma

hızlarında normal çift-fazlı çelik yapısının elde edilebilmesi için çeliğin uygun elementler ile alaşımlandırılması gerekmektedir. Önerilen alaşım elementleri C miktarının düşük olmasının yanında Mn, Cr, Si ve Mo'dur. Sıcak hadde sonrasında suda suverme uygulandığı takdirde daha düşük alaşım elementi ilavesi ile de çift-fazlı çelik üretimi gerçekleştirilebilir.

Sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretiminde, takip edilmesi zor olan CCT diyagramlarından faydalanılır [3,9,11,12]. Örnek bir üretim, prensip olarak Şekil 1.'deki CCT diyagramında gösterilmiştir [3]. Bugün Avrupa, Amerika ve uzak doğunun gelişmiş ülkelerinde çift-fazlı çelikler sıcak hadde ile üretilmektedir. Bu konuda yapılan çalışmalardan bir kısmı aşağıda belirtilmiştir.



Şekil 1. Sıcak haddeleme ile üretim yapan levha çelik fabrikasındaki çift-fazlı çelik üretiminin şematik olarak gösterimi [3]

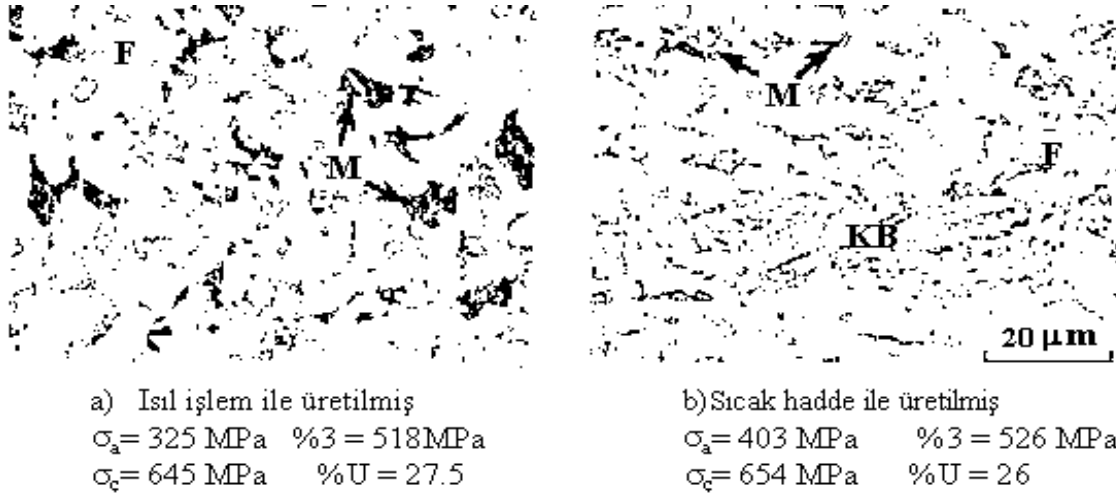
Avter R ve diğerleri[3], %0.06 C, %0.44-0.5 Cr, %0.8-0.97 Mn ve %0.31-0.50 Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelikten çift-fazlı çelik üretmek için bir çalışma yapmışlardır. Ürettikleri çift-fazlı çeliklerde beynit oluşumunu engelleyememişlerdir. Bununla birlikte ürettikleri çeliklerde martensit/beynit miktarı yüksek olanların normal çift-fazlı çelik özellikleri gösterdiğini bildirmişlerdir. Beynit oluşumunu engellemek için daha hızlı soğutma hızlarına ihtiyaç olduğu sonucuna varmışlardır.

Coldren ve Cornford [11], ingot malzemenen sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretebilmek için %0.065 C, %1-1.2 Mn, %0.9-1.1Mo ve %0.05Al kimyasal kompozisyonuna sahip çelik kullanmışlardır. Çalışmanın sonucunda yüksek miktarlarda martensit oluşan numuneler normal çift-fazlı çelik özellikleri göstermemiştir. Beklenenin aksine, ürettikleri çelikler %70-90 poligonol ferrit, %0-25 beynitik ferrit ve %10'un üzerinde martensit miktarlarında dahi çift-fazlı çelik özellikleri göstermiştir. Uygun soğuma şartları sağlandığında yukarıda belirtilen sonuçların alınabileceğini belirtmişlerdir. Ayrıca kalıntı östenit ile mekanik özellikler arasında belirgin bir ilişki kuramamışlardır.

Hansen ve Bramfit [22], %0.04-0.11C, %0.80-1.2Mn, %0.51-1.45Si, %0.05-0.65Cr, %0.27-0.62Mo kimyasal kompozisyonuna sahip çelikten kritik tavlama ısıl işlemi ve sıcak hadde sırasında olmak üzere iki farklı şekilde çift-fazlı çelik üretmişlerdir. Ürettikleri çift-fazlı çelikler akma dayanımları hariç benzer çekme özellikleri göstermiştir. Sıcak haddelenmiş çeliklerde akma dayanımı daha yüksek çıkmıştır. Artan akma dayanımının bir sonucu olarak akma oranı artmıştır. Buna sebep olarak bu

çeliklerin mikroyapısında tespit ettikleri poligonal ferrit ve martensit haricinde üçüncü fazı oluşturan küresel beyniti (küresel beynit: üst beynit yapıya benzediği için bu şekilde isimlendirilmiştir. Burada ifade edilen küresel beynit esasen iğnesel ferrit martensit kümelenmesidir) göstermişlerdir. Ayrıca, perlit oluşmadan martensit üretebilmek için bu işlemin küresel beynit oluşumuna da sebep olmakla birlikte, kangal sarımının 610°C'nin altında yapılması gerektiğini belirtmişlerdir. Ürettikleri çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin karşılaştırılması Şekil 2.'de gösterilmiştir.

Goel ve diğerleri [23], %0.15C, %1.5Mn, %0.5Si, %0.015P, %0.017S ve %0.02Al kullandıkları çalışmalarında, östenitin deformasyon miktarı ve soğuma hızının sıcak hadde ile üretilen çift-fazlı çeliklerin mikroyapı ve çekme özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Östenitin yüksek miktarlarında deformasyonun poligonal ferrit oluşması için gerekli limitleri arttırdığını belirtmişlerdir. Poligonal ferrit deformasyon sırasında oluşan dislokasyonlar üzerinde çekirdeklenip büyümektedir. Uyguladıkları üç farklı soğutma yönteminden (hava, buz ve kaynar su) kaynar su ile soğutmanın çift-fazlı çelik özellikleri için daha uygun olduğu sonucuna varmışlardır. Buz ortamında soğutma neticesinde östenitin yüksek miktarlardaki deformasyonunun mikroyapı ve çekme özellikleri üzerindeki etkisi belirsizleşmiştir.



Şekil 2. Mikroyapı ve mekanik özellikler (M= martensit, F=ferrit, KB= küresel beynit) [22], a) Kritik tavlama, b) Sıcak haddeleme

2.1.1 Erken üretim denemeleri ve kimyasal kompozisyonun modifikasyonu

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

Yüksek miktarlarda beynitik ferrit oluşmasına sebep olarak son haddeleme sıcaklığının yüksek olması ve östenitin düşük miktarlarda şekillendirilmesi gösterilmiştir [22]. Orijinal kompozisyonda yeterli hızda poligonal ferritin oluşması için yeniden kristalleşme sonrasında östenitin büyük miktarlarda şekil değiştirmiş olması gerekmektedir. Buradan yeterli ferrit oluşum hızına ulaşılması için kimyasal

kompozisyon değişikliklerinin gerekli olduğu ve böylece östenitin aşırı bir şekilde deforme edilmesine ihtiyaç kalmayacağı öne sürülmektedir [3,9].

2.1.2 CCT diyagramlarının kullanımı ve soğuma penceresi

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

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

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

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

Sıcak haddeleme ile çift-fazlı çelik levha üretimi, CCT diyagramları kullanılarak Şekil 1.'de sistematik olarak gösterilmiştir. Şekilde görülen beynit ve ferrit bölgeleri arasındaki geçiş bölgesi ve perlit oluşumu gerçekleşmeden poligonal ferrit oluşumunun başlayıp bittiği bölge, soğuma penceresi olarak ifade edilmektedir [9,11,12,24].

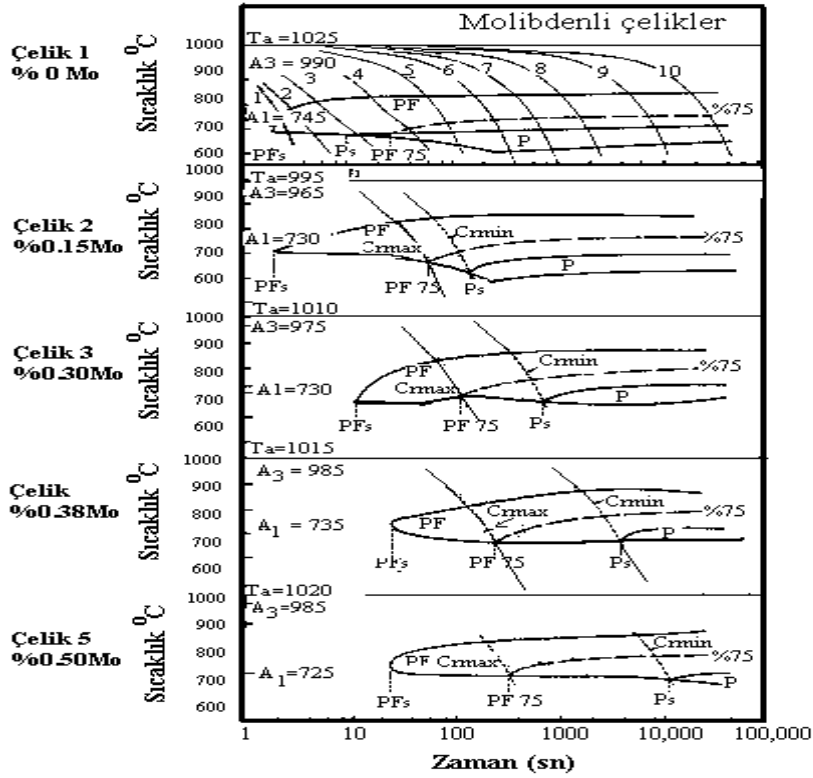
Dönüşüm penceresi; yeterli miktarda (%80-85) poligonal ferrit oluşumunun gerçekleştiği kritik soğuma hız aralığı olarak ifade edilmektedir [9,11,12,24]. Bu pencere aralığı son hadde sıcaklığı veya kompozisyon farklılaşmalarının sebep olduğu CCT diyagramındaki yatay hareketlerin izin verilebilir limitlerini tanımlayan bir kompozisyon penceresi olarak da ifade edilebilir. Pencere ne kadar büyük olursa, son hadde sıcaklığı ve ısıdan ısıya kompozisyon farklılıkları o kadar tolere edilebilir. İdeal çift-fazlı çelik özelliklerini elde edebilmek için uygun büyüklükte bir soğuma penceresine ihtiyaç vardır. Dolayısıyla sıcak hadde sırasında çift-fazlı çelik üretmek için çeliğe soğuma penceresini genişleten alaşım elementleri ilave edilmesi gereklidir. Pencereyi genişleten en önemli alaşım elementi Mo'dur (Şekil 3). Bunun yanında Cr, Mn ve Si gibi alaşım elementlerinin soğuma penceresi üzerindeki etkileri pek fazla

değildir (Şekil 4). Bu alaşım elementlerinin esas etkileri östenitin sertleşebilirliğini arttırmalarıdır [9,11,12,24]. Ayrıca, Si poligonal ferrit oluşumunu teşvik eden bir alaşım elementidir. Si, Mn ve Mo'in soğuma penceresi üzerindeki etkileri Şekil 4.'de görülmektedir [9].

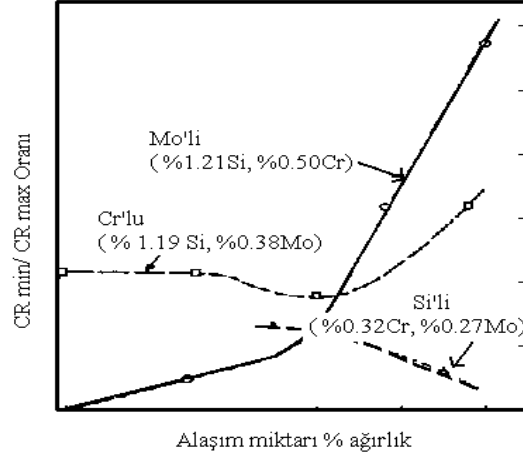
Sonuç olarak söylemek gerekirse aşağıda belirtilmiş olan özellikleri gösteren CCT diyagramları ile çift-fazlı çeliklerin sıcak hadde ile üretimlerinin geliştirilmesi mümkün olabilir. Bu özellikler olması gereken pencere boşluğunu tanımlayan özelliklerdir [12,24].

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

Coldren ve Eldis [9], CCT diyagramlarından faydalanarak Mn-Mo-Cr-Si'li çeliklerden çift-fazlı çelik üretimi ve kimyasal kompozisyonun modifikasyonu üzerine çalışmışlardır. Yukarıda belirtilen sınırlar içinde sıcak hadde ile çift-fazlı çelik üretimi için %0.04-07C, %0.8-1Mn, %1.2-1.5Si, %0.4-0.5Cr, %0.33-0.38Mo, %0.02Al ve minimum oranlarda P ve S kimyasal içeriğine sahip çelik önermişlerdir.



Şekil 3. Mo'li çeliklerin CCT diyagramlarının üst kısmı. Nominal temel kompozisyon: %0.05C, %0.9Mn, %1.2Si, %0.5Cr. PF: poligonal ferrit, P:perlit, Cr_{max} ve Cr_{min}: çift-fazlı çelik mikroyapısını elde edebilmek için gerekli minimum ve maksimum soğuma hızları [9]



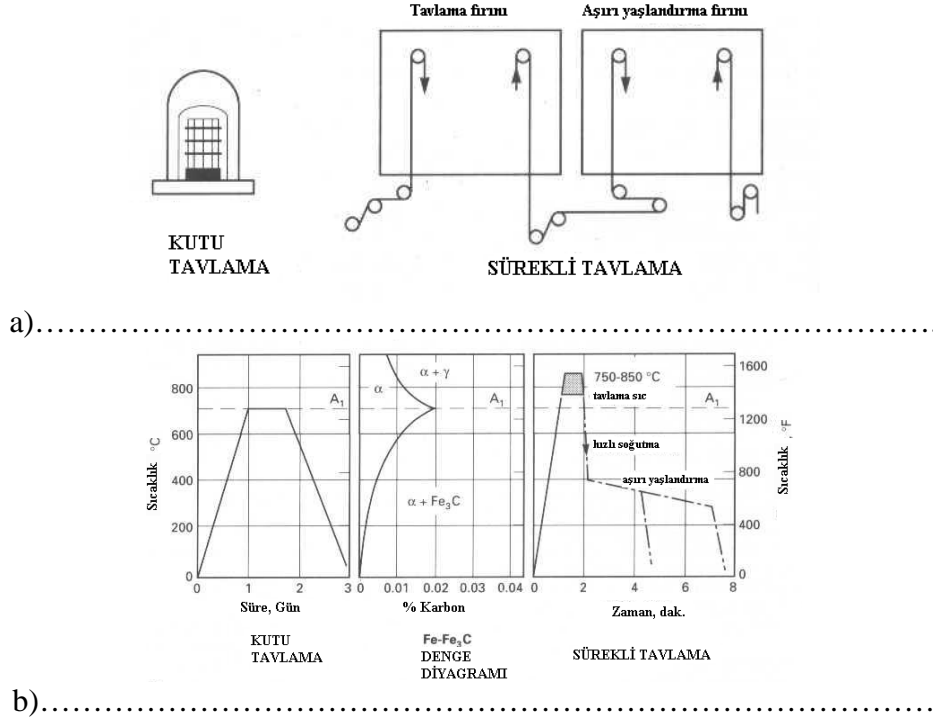
Şekil 4. Si, Mn ve Mo'in soğuma penceresi üzerindeki etkileri [9]

2.2. Sürekli Tavlama Hatları (STH) ve Çift-Fazlı Çelik Üretimi

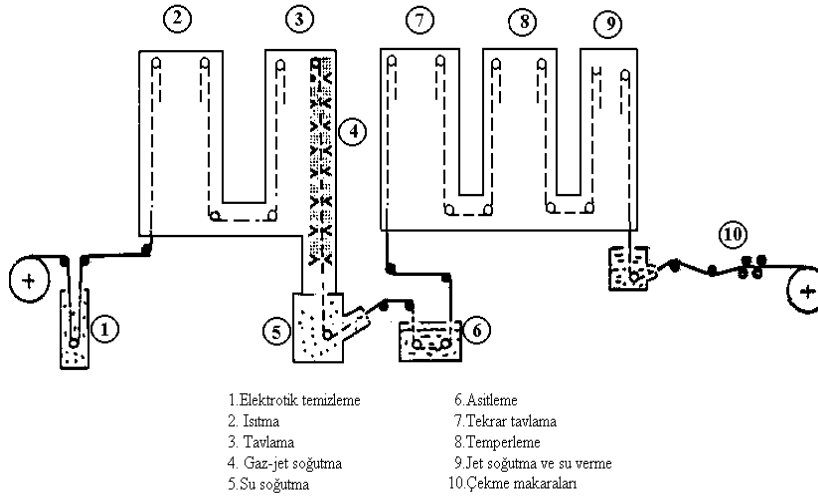
Ticari çelik saclar soğuk haddeleme sonrasında yeniden kristalleşmiş ferrit üretmek için genellikle sürekli ve kutu tavlama işlemlerine tabi tutulurlar [10]. Şekil 5.'de görüldüğü gibi, çelik saclar kutu tavlama işleminde kapalı bir fırın ortamında kangal (bobin) olarak günlerce sürebilecek tavlama işlemine tabi tutulabilirler [10,21,24]. Sürekli tavlama kutu tavlama ile farklı olarak çelik sac, şerit halinde yüzey temizleme, tavlama, soğutma ve aşırı yaşlandırma gibi bölümleri içeren STH'larından geçirilir. Örnek olarak Şekil 6.'da, Betlehem firmasının kullandığı STH sistemi şematik olarak gösterilmiştir. Sürekli tavlama hatlarında aşağıda belirtilen çelik sac çeşitlerinin üretimi yapılabilir [25,26]

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

Sürekli tavlamanın kutu tavlama göre pek çok avantajı vardır. Özellikle yapışma ve korozyon direnci ile ilişkilendirilen boyama performansı sac yüzeyinin temizliğine bağlıdır. Elektrolitik temizleme ve modern tesislerdeki fırçalama işlemini takiben yüksek tavlama sıcaklıkları, genellikle bu işlemler yapılmayan kutu tavlama göre daha temiz bir yüzey elde edilmesini sağlar. Sürekli ve kutu tavlama ile üretilen çelik sacların yüzeylerindeki karbon kirlenmelerinin karşılaştırılması Şekil 7'de gösterilmiştir [10].

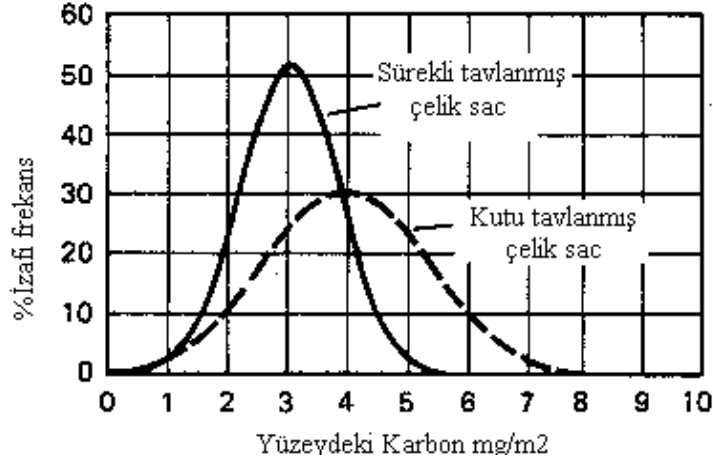


Şekil 5. a) Kutu ve sürekli tavlama işlemlerinin şematik gösterimi, b) Termal profilleri (kutu tavlama olduğu gibi sürekli tavlama sıcaklığı 675°C gibi düşük bir sıcaklık olabilir. Bununla birlikte kritik şekillendirme ürünleri için tavlama sıcaklığı 750-850°C arasında değişmektedir) [10]



Şekil 6. Betlehem çelik firmasının Burn Harbur Çelik Fabrikasında kullanılan STH sisteminin şematik gösterimi [25]

Sıcaklık kontrolü kutu tavlama göre sürekli tavlama daha kolay ve hassastır. Bu nedenle sac bobinin bütün kısımlarında daha üniform özellikler elde edilebilir. Bu durum tavlama sıcaklığına bağlı olarak çökelme ile sertleştirilmiş (HSLA), toparlanma tavlama uygulanmış ve çift-fazlı çelikler için arzu edilen çok önemli bir avantajdır. Pradhan [26], 420 MPa akma dayanımına sahip çeliklerin akma dayanımının bobinin farklı yerlerinden alınan numunelerle yapılan çekme deneyleri sonucunda kutu tavlama 22MPa ve sürekli tavlama 10MPa olarak değiştiğini bildirmiştir.



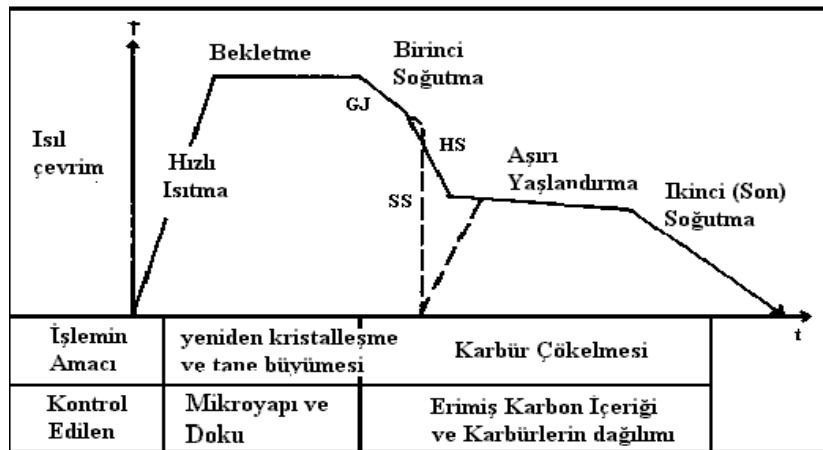
Şekil 7. Sürekli ve kutu tavlama ile üretilen çelik sacların yüzeylerindeki karbon kirlenmelerinin (kontaminasyonlarının) karşılaştırılması [10]

2.2.1 Sürekli tavlama işlemin tanımlanması

Modern STH hatları kombine işlemleri içerir [10,25-29]. Soğuk haddelenmiş çelik şerit sac lar giriş kısmında kimyasal yada elektrolitik temizleme ve sırasıyla; 675-850°C’de tavlama ve bu sıcaklıklarda yaklaşık bir dakika tutma sonrasında hızlı soğutma ve son olarak da aşırı yaşlandırma işlemlerine tabi tutulur. Tipik STH termal profilleri Şekil.8.’de gösterilmiştir [27]. Oldukça kısa olan STH ısıtma ve tavlama süresi; sünekliği iyi ve derin çekme için uygun dokuya sahip yeniden kristalleşmiş ve taneleri az bir miktar büyümüş mikroyapıyı üretir. STH işlemleri ile; yeniden kristalleşme sırasında karbonun çökmesi, bu çökmenin sünekliği arttıracak şekilde uygun pekleşme katsayısı ‘n’ ve % uzama değerleri için ince ve homojen bir dağılım göstermesi amaçlanmaktadır.

2.2.1.1. Tavlama ve bekletme aşaması

Soğuk haddelenmiş yapı yeniden kristalleşir. Tutma sıcaklığı ve süresine bağlı olarak bir miktar tane büyümesi görülebilir. Tavlama sıcaklıkları genellikle A₁ sıcaklığının üzerindedir. A₁ sıcaklığının altındaki 675°C gibi düşük sıcaklıklar genellikle ticari sınıflarda, 850°C’ye yaklaşan yüksek sıcaklıklar ise çekme sınıfı (DQ), derin çekme (DDQ) ve özel söndürülmüş (DQSK yada DDQ) kalitelerinde kullanılır [10,25].



Şekil 8. Sürekli tavlama hattı tipik profilleri, GJ: Gaz-jet soğutma, HS: Hadde soğutma, SS: Suda suverme [27]

2.2.1.2 Yavaş soğutma

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

2.2.1.3. Birinci soğutma

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

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

2.2.1.4. Gaz jet ve su-sprey soğutma

Bu işlemde N_2-H_2 gaz karışımı kullanılır. Soğuma hızı yaklaşık olarak 5-30°C/sn arasındadır. Yüksek enjeksiyon oranları sağlanabilen yüksek hızda gaz-jet-soğutma ile (H-GJC) 100-200°C/sn arasında soğutma hızı sağlanabilir. Ayrıca, azot-atomize su karışımı (ACC) spreylemede 100-400°C/sn arasında soğutma hızlarına ulaşılabilir [10,25,29].

2.2.1.5. Su verme

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

Suda su verme metodunun ana özellikleri şöyledir [29]:

1. Yüksek soğuma hızı (yaklaşık 1000°C/sn) aşırı yaşlanma zamanı (yaklaşık 1dk.) ve hat uzunluğunu kısaltır.
2. 230-1500 MPa çekme dayanımına sahip oldukça geniş bir sınıf aralığında yüksek dayanımlı çelik

saclar, kontrollü su verme sıcaklığıyla (T_3) kolayca üretilir.

2.2.1.6. Hadde soğutma yada hadde su verme

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

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

2.2.1.7. Aşırı yaşlandırma işlemi

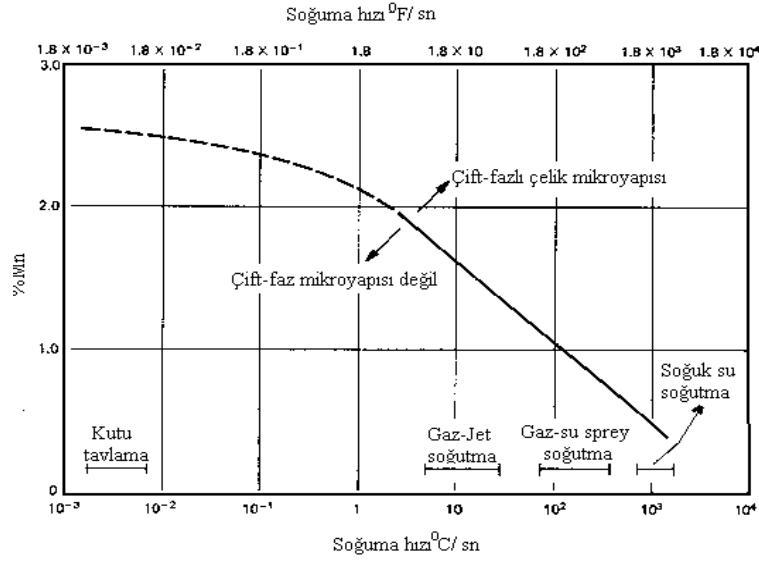
Bu işlem malzemenin süneklik ve yaşlanma direnci özelliklerini geliştirir. İşlem sırasında ferrit-perlit çeliklerinde perlit harici ferritin karbon oranı 10ppm'den az miktarlara kadar düşürülebilir. İşlem sıcaklığı ilk başlangıç soğutma sıcaklığı, soğutma hızı ve malzeme cinsine bağlı olarak değişmekle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

2.2.1.8. Son soğutma

Aşırı yaşlandırma işleminden sonra malzemenin yaklaşık $2^{\circ}\text{C}/\text{sn}$ 'lik çevre şartlarında soğutulmasıdır. Bazı STH'da 150°C 'den sonra suda soğutma da yapılmaktadır [10,29].

2.2.2 STH'da çift-fazlı çelik üretimi

Çift-fazlı çeliklerin STH'da üretimi kritik sıcaklıklarda (ferrit+östenit bölgesi) tavlama sonrasında östenitten martensite dönüşümü sağlayacak şekilde hızlı soğutma ($\sim 6-1000^{\circ}\text{C}/\text{sn}$) işlemlerinden oluşur [10,25-34]. Östenitten martensite dönüşümde kritik bir sertleşebilirlik seviyesi gereklidir. Sertleşebilirliği etkileyen en önemli alaşım elementi Mn'dır. Mn (veya Cr, Mo) miktarı azaldığı takdirde sertleşebilirlik düşecektir. Burada uygun sertleşebilirliği elde edebilmek için soğuma hızının artırılması yeterli olacaktır [10,21,25,27,32]. Mn içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısının oluşumu Şekil 9'da verilmiştir [10].



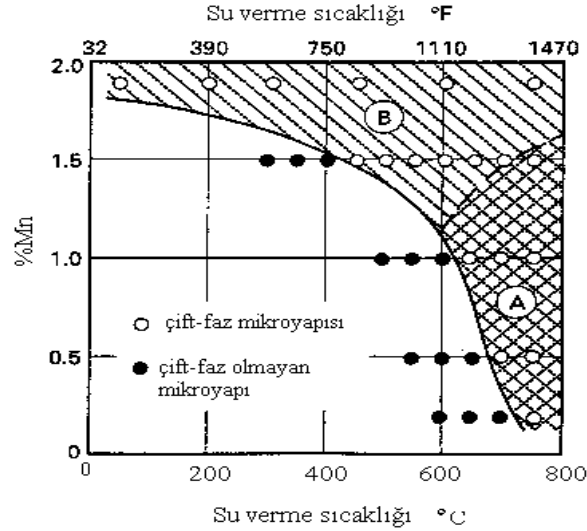
Şekil 9. Mn içeriği ve soğuma hızına bağlı olarak çift-faz mikroyapısının oluşumu [10]

2.2.2.1. Kritik Sıcaklıklardan Suda Su Verme

STH'da üretilen çift-fazlı çelikleri düşük ve yüksek sertleşebilirliğe sahip olmak üzere ikiye ayırabiliriz. Düşük sertleşebilirliğe sahip çelikler (%0.3-1Mn) için en uygun üretim şekli kritik sıcaklıklardan suda suvermedir. Aşırı yaşlandırma işlemi ferrit içerisindeki erimiş karbon miktarını azaltır. Aşırı yaşlandırma 400°C'de yapılırsa süneklik maksimum değere, 260°C'de yapıldığında artık sertleşme (bake hardening) değeri maksimum değere ulaşabilir. Bu işlem akma noktasının belirginleşmesine sebep olur. Tekrar sürekli akma davranışının kazanılması için temper haddemesi gereklidir [10,33,34]. Su verme sıcaklığı, karbon ve Mn miktarı ile değişen MHO'na bağlı olarak 400-1200 MPa arasında çekme dayanımları elde edilebilir. Bu tip çift-fazlı çeliklerde akma oranı (AO): 0,7, $\bar{\epsilon}$ (soğuk çekme katsayısı ve dikey anizotropi katsayısı) değeri normalden düşüktür [36]. $\bar{\epsilon}$ değeri sıcak bobin sarım şartları ile bir dereceye kadar ayarlanabilir. Ayrıca tavlama sıcaklıklarının yüksek tutulması gereklidir [10,27].

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

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



Şekil 10. Çift-fazlı çelik üretilebilmesi için Mn miktarı ve su verme sıcaklığı arasındaki ilişki A) Temperleme gereklidir, B) Temperleme gerekli değildir [27]

2.3. Kutu Tavlama

Sürekli ve kutu tavlama arasındaki açık olan en önemli fark tavlama ve soğutma profilleridir (Şekil 5). Kutu tavlama sırasında pek çok bobinin oluşturduğu kütlelerin tavllanması ve soğuması için birkaç gün geçebilir. Tavllanmış tane boyu iridir ve yavaş soğuma, karbonun tamamen çözünmesini sağlar. Bobinin bütün kısımlarının üniform bir şekilde tavllanması ve soğutulması oldukça zordur. Bununla birlikte mükemmel bir süneklik sağlanabilmektedir [10,21]. Günümüzde artık pek kullanılmamaktadır.

2.3.1 Kutu tavlama ile çift fazlı çelik üretimi

Sürekli tavlama ile çift-fazlı çelik üretimine benzetmekle birlikte tavlama süresi çok uzun (kritik sıcaklıkta tutma süresi ~3 saat) ve soğuma hızı (~3-20 °C/saat) çok düşüktür. Yavaş soğuma hızlarından dolayı kutu tavlama ile çift-fazlı çelik üretimi için sürekli tavlama oranla alaşım elementlerinin daha fazla miktarlarda kullanılması gerekir (Tablo 1). Kutu tavlama ile üretilen çift-fazlı çeliklerde arzu edilen sertleşebilirliği elde edebilmek için önemli miktarlarda Si ve Cr içeren %2,5 Mn'lı çelikler kullanılır [10,21,24,35]. Yüksek miktarlarda Mn kullanılması maliyetleri arttırdığı için bu işlemin en büyük dezavantajlarından birisidir [24,35].

2.4. ERDEMİR Sürekli Tavlama Hatları (CAL, STH)

ERDEMİR sürekli tavlama hatları (STH) 1993 Yılında Nkk Corporation (NKK), Mds Mannesman Demag Sack Gmbh (MDS), Selas S.A. (SELAS) ve Mitsubishi Electric Corporation (MELCO) konsorsiyumu tarafından kurulmuştur. Şekil 11.'de şematik olarak görüldüğü gibi birinci soğutma yöntemlerinden suda soğutma sistemi içermemektedir. Son soğutma işlemi için ise gaz-jet soğutma sistemi vardır. Aşağıda belirtilen kalitelerde çelik sac üretimi yapılabilmektedir:

A) Fabrika çelik sacları

- Ticari kalite (CQ)
- Çekme kalitesi (DQ)
- Derin Çekme kalitesi (DDQ)
- Ekstra derin çekme kalitesi (EDDQ)

B) Yüksek dayanımlı çelik saclar (çekme dayanımları : 350, 400, 500,0600, 800, 1000, 1200, 1500 MPa)

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

Bu çelik saclar aşağıdaki dayanımlandırma mekanizmaları ile üretilebilir:

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

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



Şekil 2.16.Şekil 11. ERDEMİR sürekli tavlama hatlarının şematik gösterimi

3. Genel Değerlendirme

Bu çalışmada mevcut ticari çift-fazlı çelik üretim yöntemleri metalurjik bilimsel verileri ile ele alınmış olup Türkiye bilim ve endüstri alanlarına önemli bir katkı sağlayacağı düşünülmüştür.

4. Kaynaklar

- [1] B Demir, Phd thesis, Gazi University
- [2] Hayami S. and Furukawa T., "A Family of High Strength , Cold Rolled Steels", *in Microalloying 75, Session 2A, Vanitec*, pp: 78-87, London, (1975)
- [3] Avtar R., Jha B.K., Sexane A., Dwivedi V.S., Patnaik B.B., Banerjee B. and Srinivasan S., "An as Hot Rolled Approach to Production of Molybdenum and Chromium Microalloyed Dual Phase Steels", *Transactions, ISIJ*, V: 26, pp: 822-828, (1986)
- [4] Grange R.A., "Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermochemical Processing", *Proceedings 2nd. (Int. Conf. on Stregth of Metals and Alloys), ASM*, pp: 861-876, Cleveland,(1970)
- [5] Hayami S. and Furukawa T., "A Family of High Strength Cold Rolled Steels" *Proceedings of Micro-Alloying (Internatinal Symposium on HSLA),*, pp: 311-320, Washington D.C, (1975)
- [6] Rashid M.S., "Gm 980x-A Unique High Strength Sheet Steel with Superior Formability", *SAE, Preprint 760206*, (1976)
- [7] Rashid M.S., "Relationship Between Steel Microstructure and Formability", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME*, pp:1-29, Newyork, (1977)
- [8] Davies R.G. and Magee C.L., "Phyiscal Metallurgy of Automotive High Strength Steels", *Structure and Properties of Dual-Phase Steels, Ed. By. R.A. Kot and J.W. Morris AIME,*, pp: 1-19, Newyork, (1979)
- [9] Coldren A.P., and Eldis.T., "Using CCT Diagrams to Optimize the Composition of an as-Rolled Dual Phase Steels", *Jornal of Metals*, v: 4, no:4, pp:41-48, March, (1980)
- [10] Pradhan R., "Continous Annealing of The Steel", *ASM Handbook*, fifth printing, pp: 56-66, (1997)
- [11] Coldren A.P., and Corford A., "Devalopment and Mill Trial of as-Rolled Dual Phase Steel", v: 4, no: 9, pp: 205-228, mer 3, (1997)
- [12] Crosbi G.A. and Baker A.J., "Controlled Rolling Simulation in Microalloyed Steels", v: 4, no: 8, pp: 433-455, mer 4
- [13] Nabil A. and Chin C., "Deformation Cracteristics of Dual Phase Steel", *Materials and Processing For The Factory of The Future*, *ASM Pekia* Chapter, March, (1989)
- [14] Anelli A. and Masconzoni A., "Towards an as-Rolled Dual Phase Steel", *Proc. Conf.* V:4, no: 1, pp: 47-57, Liverpool, (1981)
- [15] Repas P.E., "Physical Metallurgy of Dual Phase Steels", *Working and Steel Processing Conf. XVII, AIME*, pp: 277-305, Newyork, (1979)
- [16] Crawley A. F., Shehata M.T. and Ruddle G.E., "Microstructures, Properties and Roolling Mill Requirements For Some As-Hot-Rolled Dual Phase Steels", *Canadian Metallurgical Guarterly*, vol.22, No: 4, pp: 485-494, Canada, (1983)
- [17] Park S.H., Ro K.S. and Kwon O., "Microstructures and Mechanical Properties of Hot Rolled

- Dual Phase Steels For Automobile Wheels'', *Int. Symp. on Low Carbon Steels for the 90's*, Ed. by Asfahani and Tither, *The Minerals, Metals & Materials Soc.*, pp: 355-364, (1993)
- [18] S.J. Kim, C.G. Lee, T.H. Lee and S. Lee, "Effects of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of high-strength hot-rolled steel plates containing Cu, Cr and Ni", *ISIJ*, vol: 40, pp: 692-698, (2000)
- [19] Thomas G., "Improved Properties of HSLA and Dual Phase Steels by Controlled Rolling and Direct Quenching", *Physical Prop. of Direct-Quenched Steels Ed. by Taylor K.A., Thompson S.W. and Fletcher F.B., The Minerals, Metals & Materials Soc*, pp: 265-277, (1993)
- [20] Furukawa T., Tanino M., Morikawa H. and Endo M., "Effects of Composition and Processing Factors on The Mechanical Properties of As-Hot-Rolled Dual-Phase Steels", V:4, No:2, *Transactions ISIJ*, vol: 24, pp: 113-121, (1984)
- [21] Speich G.R., "Dual Phase Steels", Heat Treating, *ASM Handbook*, fifth printing, pp: 424-429, (1997)
- [22] Hansen S.S. and Bramfitt B.L., "Hot Strip Mill Processing of Dual-Phase Steels", *int. Conf. on Steel Rolling, Sci. and Tech. of flat Rolled Products, ISIJ*, vol: 4, no: 7, pp: 1297-1308, Tokyo (1980)
- [23] Goel N.C., Ram Avtar, Rai G. and Ramaswamy V., "Effect of Variables on The Evolution of Dual Phase Microstructures in a Plain C-Mn-Si Steel", *Steel India*, vol: 6, no:2, October, (1983)
- [24] Chengji L.I., Watt D.F., Purdy G.R. and Crawley A.F., "Influence of Processing Route and Chemistry on Structure and Properties of Fe-C-Mn Dual Phase Steels", pp: 5.153-5.163, (1981)
- [25] Pradhan R. and Melcher E.D., "Characteristic of High Strength Cold Rolled Sheet Steels Produced by Continuous Annealing", *International Congress and Exposition*, Feb.27/Marc2, (1984)
- [26] Pradhan R., "Metallurgical Aspect of Quenched and Tempered Dual Phase Steels Produced via Continuous Annealing", *Journal of Metals*, vol: 36, pp: 291-317, (1984)
- [27] Matsudo K. Osuma K. and Kurikawa K., "Metallurgical Aspects of The Development Continuous Annealing Technology At Nippin Kokan", pp: 3-36,
- [28] "Bake Hardening Cold Rold Steel Sheet Having Dual Phase Structure and Prosee for Manufacturing it", *U.S.A. Patent*, Patent No: 5123969, Jun/ 23, (1992)
- [29] Matsudo K., "The Nkk-CAL Process, a Continuous Annealing Process for Cold Rolled Strip"
- [30] Kishida A., Ohta N., Takasaki J. and Obara T., "Development and Operation of The World's first Multipurpose Continuous Annealing Line", *seaisi Quarterly* July pp: 54-66, (1982)
- [31] Chen H.C., and Cheng G.H., "Effect of Martensite Strength on The Tensile-Strength of Dual Phase Steels", *Jour. of Materials Science*, vol: 24 pp:1991-1994, (1989)
- [32] "Cold Rolled Dual Phase Structure Steel, Sheet Having and a Method of Manufacturing The Same" *Usa Patent*, no: 4615749, Oct/7, (1986)
- [33] Gupta I. and Chang P.H., "Effect of Compositional and Processing Parameters on The Variability of Tensile Strength of Continuously Annealed Water Quenched Dual Phase Steels", *Journal of Metals*, vol: 36, pp: 263- 267, (1984)

- [34] Matsuoka T., Takashi M., Nozaki N. and Okada Y., "Development of Quenched and Tempered 760Mpa Grade Sheet Steels With Superior Formability ", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Ed. By. Davenport A.T., AIME*, pp: 229-244, (1977)
- [35] Bag A., Sharma A. and Rajan T.V., "Recent Advances in Technology of High Strength Dual Phase Steels", *Tool Alloy Steels*, pp: 315-319