

Hyper Duplex Stainless Steels and Their Weldability

Uğur ÖZDEMİR^{1,*}  Tayfun FINDIK¹  Can YILMAZ² 

¹Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 06500, Yenimahalle/ANKARA

²Gedik Kaynak A.Ş., 34906, Pendik/İSTANBUL

Graphical/Tabular Abstract

Article Info:

Review article

Received: 28.12.2022

Revision: 15.01.2023

Accepted: 05.03.2023

Highlights

- N Solubility.
- Intermetallics.
- Application Areas.

Keywords

Hyper Duplex Stainless Steels
Weldability
Mechanical Properties
Ferrite
Austenite

In this study, a comprehensive review of hyper duplex stainless steels and their weldability has been carried out. Due to the fact that this future-promising material is relatively new and its application areas are very limited for now, there are only a handful of studies on its welding, which has been the source of motivation for this review.

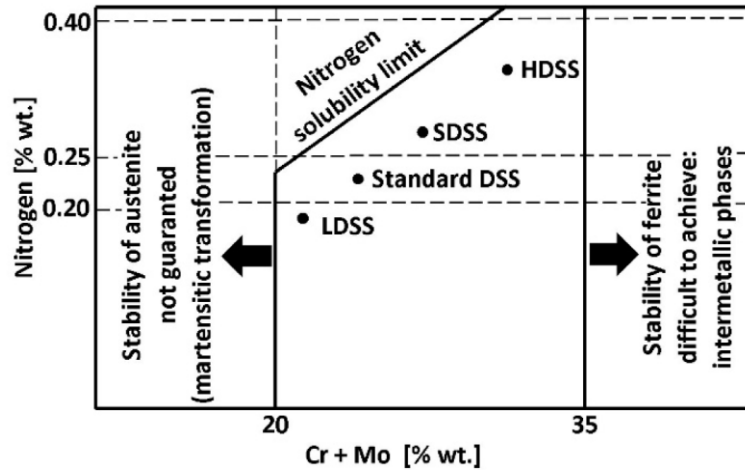


Figure A. Graph of N dissolution limit and corresponding duplex stainless steel grades in wt% Cr+Mo

Purpose: It is predicted that the use of hyper duplex stainless steels, which is one of the new material groups emerging with the developing needs, will increase in the near future with its application areas. The weldability of these materials is important, including the current application areas. This review aims to bring together the studies that have been done in this field so far.

Theory and Methods: In this study, especially the welding parameters used in hyper duplex stainless steels and the intermetallic phases that may occur, welding methods and welding with dissimilar metals are examined and explained in detail.

Results: Hyper duplex stainless steels are susceptible to the precipitation of intermetallic phases, carbides and nitrides in high-temperature service, heat treatment and welding processes due to increased alloying elements. Still, the addition of N and W largely prevents this susceptibility. In order to prevent the formation of intermetallic phases that may occur in the welding process, it is necessary to keep the heat input in the range of 0.2-1.5 kJ/mm depending on the material thickness, not to perform pre-annealing and post-weld heat treatment and to apply a maximum interpass temperature of 100 °C.

Conclusion: It is concluded that hyper duplex stainless steels have superior mechanical and especially corrosive properties compared to the austenitic and other duplex stainless steels it surpasses, and exhibit good weldability properties using certain welding methods and paying attention to the necessary parameters in the welding process.



Hyper Duplex Stainless Steels and Their Weldability

Uğur ÖZDEMİR^{1,*} Tayfun FINDIK¹ Can YILMAZ²

¹Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, 06500, Yenimahalle/ANKARA

²Gedik Kaynak A.Ş., 34906, Pendik/İSTANBUL

Abstract

Hyper duplex stainless steels (HDSS), which are the most advanced products of the duplex stainless steel class, containing ferrite and austenite phases in high densities, still have a very niche and limited application area due to their cost and production process complexity. However, it is expected that the application areas will expand and its field of use will become widespread within the scope of developing technology and diversifying needs. The widespread use of this fairly new product group also depends on its machinability and weldability properties. Fusion welding methods can change the thermal history of the material and therefore the α/γ balance in duplex stainless steel. Therefore, friction stir welding method along with some arc welding with low heat input are the methods applied for joining hyper duplex stainless steels. In this study, hyper duplex stainless steels are introduced, their production methods, fields of use, and advantages are mentioned, and previous studies are evaluated by giving information about suitable welding methods and weldability.

Makale Bilgisi

Derleme makalesi
 Başvuru: 28.12.2022
 Düzeltme: 15.01.2023
 Kabul: 05.03.2023

Keywords

Hyper Duplex Stainless Steels
Weldability
Mechanical Properties
Ferrite
Austenite

Anahtar Kelimeler

Hiper Dupleks Paslanmaz Çelikler
Kaynaklanabilirlik
Mekanik Özellikler
Ferrit
Östenit

Öz

Ferrit ve östenit fazını yüksek yoğunluklarda içerisinde bulunduran dupleks paslanmaz çelik sınıfının en gelişmiş ürünleri olan hiper dupleks paslanmaz çelikler (HDSS), yüksek maliyeti ve üretim süreci kompleksliği nedeniyle dar bir kullanım alanı vardır. Ancak gelişen teknoloji ve çeşitlenen ihtiyaçlar dâhilinde kullanım alanlarının genişlemesi ve kullanımının yaygınlaşması beklenmektedir. Oldukça yeni olan bu ürün grubunun kullanımının yaygınlaşması işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlik özelliklerine de bağlıdır. Füzyon kaynak yöntemleri, malzemenin termal geçişini ve dolayısıyla dupleks paslanmaz çelik özelinde α/γ dengesini değiştirebilmektedir. Bu yüzden düşük ısı girdisi ile bazı ark kaynakları ile beraber sürtünme karıştırma kaynak yöntemi de hiper dupleks paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde uygulanan yöntemlerdir. Sunulan bu çalışmada, hiper dupleks paslanmaz çelikler tanıtılarak üretim yöntemleri, kullanım alanları ve avantajlarına değinilmiş, uygun kaynak yöntemleri ve kaynaklanabilirliği hakkında bilgiler verilerek önceden yapılmış çalışmalar değerlendirilmiştir.

1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Paslanmaz çelik grubunun en yeni türlerinden biri olan dupleks paslanmaz çelikleri ilk kez Bain ve Griffiths, 1927 yılında yaptıkları çalışmada ortaya koymuşlardır [1]. Ticari olarak 1930 yılında İsveç'te geliştirilmiş ve ferritik paslanmaz çeliklere daha iyi bir korozyon direnci ile alternatif olmuştur [2]. Ancak dönemin çelik üretim teknolojisinin yetersizliği sebebiyle yalnızca döküm yöntemi ile üretilebilmesi, malzemenin gevrekliğinden dolayı düşük tokluğa sahip olması ve ark kaynak yöntemleri ile birleştirilme zorluğu sebepleriyle fazla tercih edilmemişti [3]. Mikroyapısında yüzey merkezli kübik latisli östenit ve hacim merkezli kübik latisli ferrit fazlarını kabaca eşit miktarda bulundurması sebebiyle dupleks adı verilmiştir. Ticari ürünlerde optimum faz dengesi üreticiler arasında değişiklik gösterse de genel olarak hacimce %45 ile %60 arasında bir östenit fazı yoğunluğu beklenir [4]. Östenitik paslanmaz çelikte karşılaştırıldığında, alaşımındaki temel farklılıklar, dupleks çeliklerin yüksek Cr (%32'ye kadar); yüksek

Mo (%5'e kadar); daha düşük Ni (%9'a kadar) ve %0.05–0.50 arası N elementlerini bulundurması söylenebilir. Özellikle klorür aralık (crevice) ve klorür çukur (pitting) korozyonu olmak üzere daha iyi korozyon direnci ve standart östenitik paslanmaz çeliklerden daha yüksek mukavemet sağlaması sebebiyle başlıca mimaride, petrol doğalgaz hatlarında, basınçlı kaplarda, gıda sanayiinde, vana ve valflerde, su arıtma tesislerinde ve otomotiv sanayiinde yaygın olarak kullanılmaktadır [5-8].

Dubleks paslanmaz çelik ürün gamı, endüstrilerin geliştikçe artan taleplerini karşılamak için özellikle Cr, Mo, N ve W gibi alaşım element içerikleri artırılarak oldukça çeşitlenmiştir [9]. Bu elementlerin etkisinin kapsamı, çukur korozyonu direnci eşdeğerliği (PREN) ile formüle edilmiştir. En yaygın kullanılan PREN formülü:

$$\bullet \text{PREN} = \text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 16\text{N}$$

Eğer alaşım W içeriyorsa:

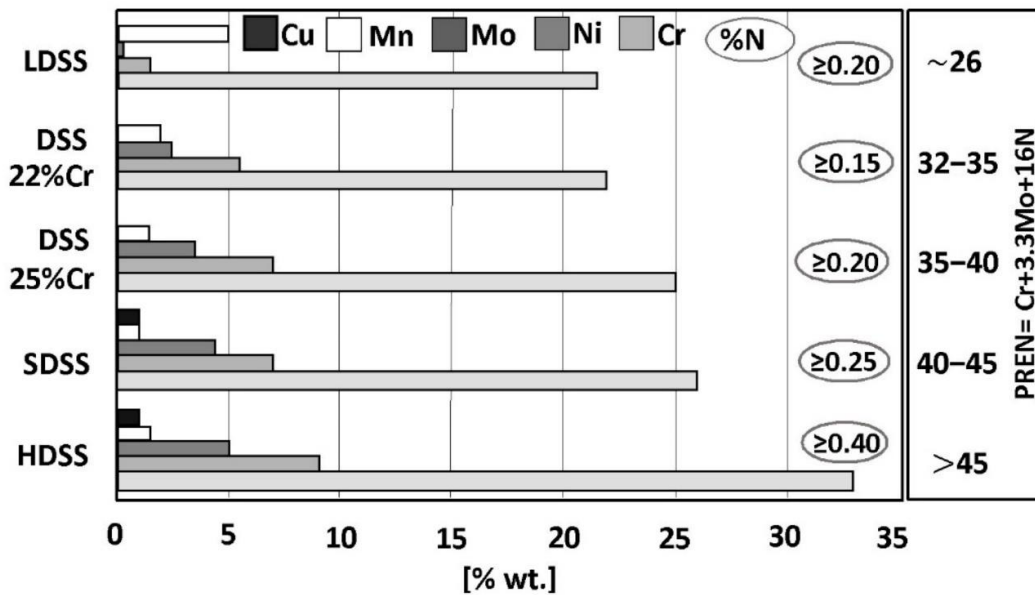
$$\bullet \text{PREN}_w = \text{Cr} + 3.3(\text{Mo} + 0.5\text{W}) + 16\text{N}$$

PREN ve PREN_w formülasyonları, azot miktarının çukur korozyonu direncinde oldukça güçlü bir etkisinin olduğunu ve tungstenin etkisinin molibdenin yarısı kadar olduğunu göstermektedir. Azot aynı zamanda östenit fazındaki yüksek çözünürlüğü nedeniyle güçlü bir östenit yapıcıdır ve östenit-ferrit faz dengesinin kontrolünde önemli bir rol oynamaktadır.

Dubleks paslanmaz çelikler kimyasal analizlerine, mekanik özelliklerine ve PREN değerlerine göre 5 temel gruba ayrılmıştır. Bunlar:

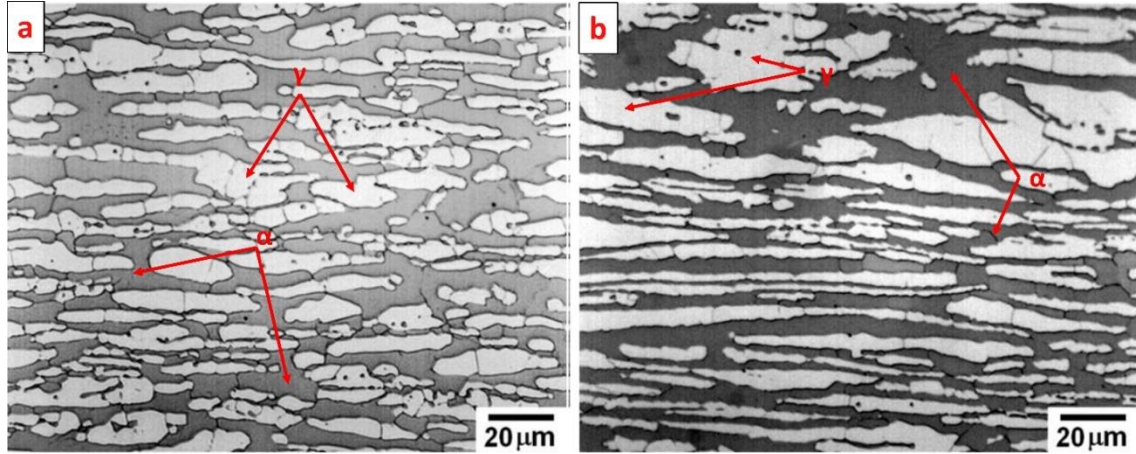
- Yalın Dupleks Paslanmaz Çelikler (LDSS);
- %22 Cr İçeren Standart Dupleks Paslanmaz Çelikler (DSS %22 Cr)
- %25 Cr İçeren Yüksek Alaşımli Standart Dupleks Paslanmaz Çelikler (DSS %25 Cr)
- Süper Dupleks Paslanmaz Çelikler (SDSS)
- Hiper Dupleks Paslanmaz Çelikler (HDSS)

Bu grupların tipik kimyasal kompozisyonları ve PREN değerleri Şekil 1.'de verilmiştir.



Şekil 1. Dupleks paslanmaz çelik gruplarının ağırlıkça tipik kimyasal kompozisyonları ve PREN değerleri [10]

Yalın dubleks paslanmaz çelikler, düşük molibden ve nikel içermesi sebebiyle mukavemeti yüksek ve maliyeti düşük bir malzeme olarak 304L ve 316L gibi östenitik paslanmaz çeliklere alternatif olmuştur. UNS S32101, S32102 ve S32104 en yaygın kullanılan yalın dubleks paslanmaz çeliklerdir. %22 ve %25 Cr içeren standart dubleks paslanmaz çelikler, artan alaşım elementleriyle korozyon direnci daha yüksek, molibden ve azot ilaveleriyle daha iyi kaynaklanabilirlik özelliğine sahip çeliklerdir. En yaygın kullanılanları UNS S32205 ve S32520 alaşımlarıdır. Şekil 2’de yalın ve standart dubleks çeliklerin mikroyapı görüntüleri sırasıyla verilmiştir.



Şekil 2. %60 HNO₃ ile elektrolitik dağlama yapılmış a) UNS S32101 ve b) UNS S32205 dubleks paslanmaz çeliklerin optik mikroskopta çekilmiş mikroyapıları [11]

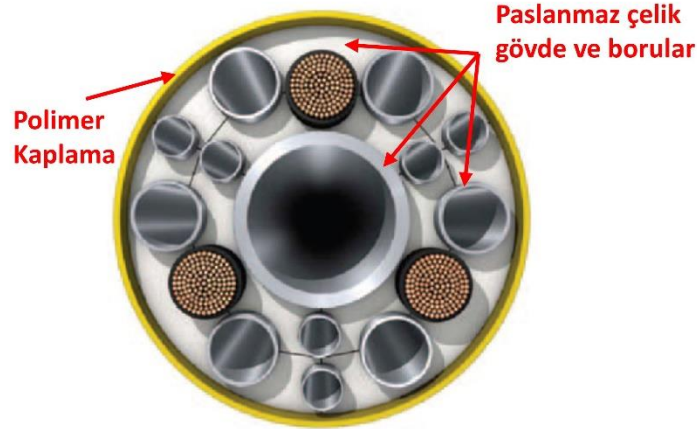
Süper dubleks paslanmaz çelikler (SDSS), yalın ve standart dubleks çeliklerin getirdiği faydaların tümüne sahip olmakla beraber daha yüksek krom, molibden ve azot içeriğine sahiptir. PREN değerinin ve buna bağlı olarak muhtelif korozyon direncinin yüksek olması, açık deniz platformlarında (off-shore), petrol ve gaz endüstrisinde, kimyasal proses ekipmanlarında, kazanlar ve basınçlı kaplarda tercih edilen malzemeler olmasını sağlamıştır [12,13]. UNS S32750 ve S32760 en yaygın kullanılan süper dubleks paslanmaz çeliklerdir. Artan alaşım içeriği ile birlikte SDSS'ler, sıcak işlem, ısıtma işlem ve kaynak sırasında istenmeyen ikincil fazların (σ fazı, χ fazı ve Cr₂N gibi) çökmesine karşı daha duyarlı hale gelmişlerdir [14-16]. Bu ikincil fazlar, mekanik özelliklerin yanı sıra korozyon direncini de önemli ölçüde bozmaktadır [17,18]. Özellikle 850-900 °C’de çok kısa sürede oluşan σ fazı ve 830 °C’de oluşmaya başlayan χ fazı, malzemenin mekanik ve korozyon dayanımını düşürmektedir [19].

Çalışmanın ileriki kısımlarında, en yeni dubleks paslanmaz çelik türü olan hiper dubleks paslanmaz çelikler tanıtılmış, kullanım alanları ve kaynaklanabilirliği ile ilgili bir kısım çalışmalar değerlendirilerek aktarılmıştır. Malzemenin yeni olması, nitelikli sanayiler olmasının yanı sıra oldukça kısıtlı kullanım alanı nedeniyle hakkında nispeten daha az çalışma yapılmıştır. Hiper dubleks paslanmaz çeliklerin kullanımının yaygınlaşması, bu malzeme ile ilgili çalışma sürdürenler veya planlayanlara katkı sağlaması amacıyla bir mevcut çalışmalardan bir derleme hazırlanmıştır.

2. HİPER DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER (HYPER DUPLEX STAINLESS STEELS)

Hiper dubleks paslanmaz çelikler hakkındaki ilk çalışmalar 2007 ve 2009 yıllarında, yine bu ürünü ticarileştiren Sandvik şirketi tarafından, özellikle denizaltında kullanılan göbek kordonu yapısına benzerliği itibarı ile kordon adı verilen borularda (umbilical tube) kullanım hedefiyle yapılmıştır [20,21]. Denizaltı kordon boruları, platform kontrol istasyonları ile deniz tabanındaki kuyu başlıkları arasında bir bağlantı olarak gerekli kontrol sinyallerini sağlamak ve deniz altı petrol ve gaz kuyularına kimyasal enjekte etmek için kullanılır. Şekil 3’te görüldüğü üzere bu kordon boruların dışı polimer kaplama olup, kabloların ve akışkanların geçeceği kanallar da dâhil olmak üzere içyapısı paslanmaz çelikten oluşmaktadır. Kullanım sahası gereği bakım ve tamiri oldukça zor ve masraflı olduğundan kordon borusunu oluşturan bütün

malzemelerin yüksek korozyon direnci ve yüksek yorulma dayanımına sahip olması gerekmektedir. Uzun yıllar S32750 kalite süper dubleks paslanmaz çelikler bu ve diğer sualtı petrol ve gaz hatları için tercih edilmekteydi [22].



Şekil 3. Denizaltı kordon borusunun şematik kesit alanı gösterimi [22]

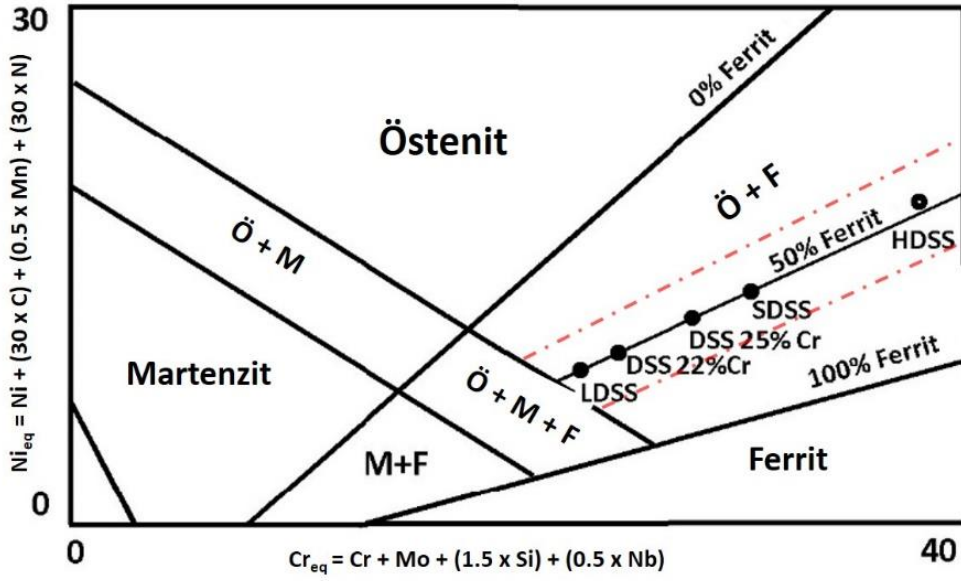
Günümüzde gelişen çok daha yüksek su derinliklerinde petrol ve gaz arama çalışmaları ve aktarma hatları kurma ihtiyacı, yeni malzeme arayışlarını da beraberinde getirmiştir. Süper dubleks paslanmaz çeliklerin yüksek su derinliğinde ve basınçta hizmet verebilmesi için duvar kalınlığını artırmak ve ayrıca korozyon koruması için ilave bir kaplama yapmak gerekmektedir. Malzemenin duvar kalınlığını artırmak, maliyet artışına sebep olmasının yanında, malzemenin ağırlığından kaynaklı bir gerilim oluşturmakta ve izin verilen gerilim sınırına ulaştığında borunun uzunluğunu da kısıtlamaktadır [8]. Hiper dubleks paslanmaz çelikler, 3000 m. ve üzeri su derinliği ve 15000 psi basınca dayanacak mukavemette ve yüksek korozyon direncine sahip malzeme ihtiyacını gidermiştir [23]. Sandvik, içeriğinde %0.5'e kadar N içeren, işlenebilirliği ve kaynaklanabilirliğinden ödün vermeden PREN \geq 50 değerinde olağanüstü korozyon direnci sağlayan iki ürünü geliştirmiş ve UNS standardında S32707 (SAF 2707HD) ve S33207 (SAF 3207HD) normları hiper dubleks paslanmaz çelik sınıfı olarak oluşmuştur. Tablo 1.'de iki hiper dubleks paslanmaz çeliğin nominal kimyasal kompozisyonları ve PREN değerleri verilmiştir. Geliştirilen bu malzemeler aynı zamanda 90 °C'ye kadar servis sıcaklığına ve süper dubleks paslanmaz çeliklere göre %20 daha yüksek akma dayanımına sahiptir [24].

Tablo 1. İki hiper dubleks paslanmaz çeliğin ağırlıkça % kimyasal kompozisyonları ve PREN değerleri

Ticari İsim	UNS	C _{max}	Cr	Ni	Mo	N	PREN*
SAF 2707 HD	S32707	0.03	27	7	5	0.4	48
SAF 3207 HD	S33207	0.03	32	7	3.5	0.5	50

*Boru malzemeler için minimum PREN değeri.

Paslanmaz çeliklerin mikroyapısında bulunan fazların birbirine oranlarını tayin etmek için, eksenlerini krom eşdeğerliği (Cr_{eq}) ve nikel eşdeğerliği (Ni_{eq}) formülasyonlarının oluşturduğu Schaeffler diyagramı kullanılır. Schaeffler diyagramı ve dubleks paslanmaz çeliklerin diyagramdaki yeri Şekil 4.'te verilmiştir.



Şekil 4. Schaeffler diyagramında dubleks çelik kategorilerinin yeri

Teorik olarak %50 ferrit hizasında sıralandırlılsa da, pratikte, dengeli bir dubleks paslanmaz çeliğin mikroyapı faz oranı aralığı, kesikli kırmızı çizgilerle kabaca gösterildiği üzere, biraz daha genişir.

3. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERE ETKİSİ (EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON DUPLEX STAINLESS STEELS)

Çeliğin paslanmaz statüsünde sayılması için içerisinde bulunmazı zaruri olan krom, pasif bir oksit-hidroksit film oluşturarak lokal korozyon direncini artırır. Ayrıca güçlü bir ferrit oluşturucu elementtir. Ancak Cr içeriğinin ağırlıkça %30 ve üzeri seviyelere çıkması sigma gibi istenmeyen intermetalik fazların çökmesine sebep olabilmektedir. Bu intermetalik fazlar da genellikle tokluk, süneklik ve korozyon direncinde düşüşe sebebiyet verir [4,25].

Molibden ilavesi, klorlu ortamlarda çukur ve çatlak korozyon direncinde dikkate değer bir artış sağlar. Ayrıca kromun oluşturduğu pasif filmi ve pasif potansiyel aralığı genişletir ve korozyon akımı yoğunluğunu azaltır. Ferrit kararlaştırıcı elementlerdendir. Ağırlıkça %4'ün üzerinde bulunan Molibden 1000 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda sigma fazı oluşumunu tetiklemektedir [4,8,25,26].

Östenit oluşturucu elementlerin başında gelen nikel, dubleks paslanmaz çeliklerde ferrit oranını %40 ile %60 arasında tutmak için oranı Cr içeriğine bağlı olarak alaşıma dahil edilir. Östetnitik yapının dubleks malzemeye kazandırdığı tokluk ve özellikle düşük sıcaklıklardaki süneklik nikel içeriğinden ötürüdür. Alaşımda Ni oranının çok yüksek olması yapıdaki östenit oranını %50'nin kabul edilebilir toleranslarının da üzerine çıkaracak, bu da kalan az oranda ferritin Cr ve Mo açısından zenginleşmesine sebep olacaktır. Cr ve Mo elementlerinin yüksek seviyede bulunması intermetalik fazların oluşumunu tetiklediğinden, ferritik yapıda intermetalik faz dönüşüm riski artacaktır [4,26,27]. Ayrıca yüksek Ni bulunması, yine kırılmalı bir intermetalik faz olan birincil alfa fazı oluşumuna sebep olur [28].

Paslanmaz çeliklerde azot, çukur ve aralık korozyonu direncini, östenit oranını ve mukavemeti artırmaktadır [29]. Çukur korozyon direnci üzerinde PREN değerini artırarak, Cr ve Mo gibi pasif potansiyel aralığını genişletir. Cr çökmesinin de önüne geçen N, sigma ve chi gibi intermetalik fazların oluşumunu engelleyerek dubleks paslanmazlarda faz stabilitesi sağlar [4]. Azotun ancak çok uzun yaşlanma sürelerinde Cr₂N oluşumuna sebebiyet verdiği de bildirilmiştir [30]. Şekil 6'te alaşımdaki Cr ve Mo toplamına göre N çözünme limitleri ve bu limitlere karşılık gelen dubleks paslanmaz çelik sınıfları verilmiştir.

Mangan her ne kadar paslanmaz çeliklerde östenit oluşumuna katkı sağlasa da [31], dubleks paslanmaz çeliklerde, dubleks faz dengesine etkisi oldukça düşüktür. Mn abrazyon ve aşınma direncini tokluktan kayıp vermeden yükseltmeye yardımcı olur. Ayrıca azot çözünebilirlik sınırını artırır, bu da alaşıma daha fazla N eklenebilmesini sağlar [4]. Ağırlıkça %2'nin üzerinde bulunan Mn intermetalik fazların oluşumuna sebebiyet verir [27].

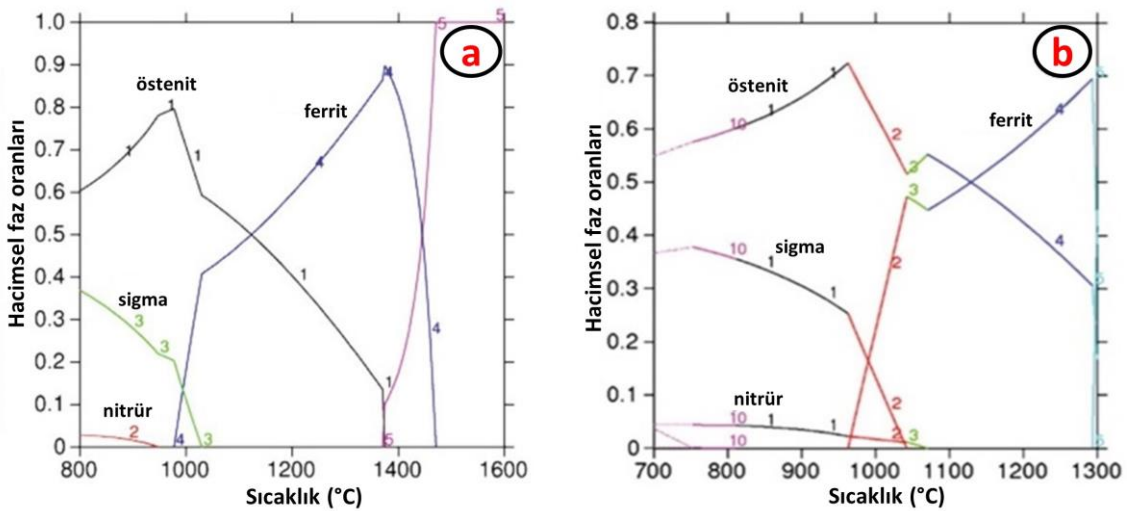
Bakır, östenitik paslanmaz çeliklerde H_2SO_4 vb. oksitleyici olmayan ortamlarda korozyon oranını düşürür. Bazı dubleks paslanmaz çelik tiplerinde de tam bu sebepten dolayı alaşıma katılmaktadır. Bakırın çözünlüğü östenitte nispeten yüksektir ($\sim\%4$) ve ferritte düşüktür ($\sim\%0.2$) [32]. Daha yüksek Cu ilavesi ($\geq\%2$), diğer paslanmaz çelik türlerinde (ör.: 17-4PH paslanmaz çelik) görüldüğü gibi sıcak sünekliğin azalmasına ve çökeltme sertleşmesine neden olabilir [4,32,33]. Cu, östenit oluşumuna katkı sağlar ve ferrit miktarını önemli ölçüde azaltır [34].

Tungsten katkılı dubleks paslanmazlar için PREN formülasyonunun W ilaveli versiyonunun geliştirilmesinden da anlaşılacağı üzere, ağırlıkça yaklaşık %2.2 oranına kadar eklendiğinde, W, çukur ve aralık korozyon direncinde ve yeniden pasivasyon potansiyeli üzerinde belirgin bir faydalı etkiye sahiptir [35]. Süper dubleks paslanmaz çeliklerde W ilavesinin üçüncül fazların çökeltme kinetiği üzerindeki etkisinin incelendiği güncel bir çalışmada, ağırlıkça yaklaşık %2 W katkısının σ -fazının çökeltmesini geciktirdiğini, tane ve faz sınırlarında χ -fazının oluşumunu desteklediğini ve zararlı fazların toplam konsantrasyonunu azalttığını ortaya koymuşlardır [36].

Artan Si içeriği ile Cr_{eq}/Ni_{eq} değeri arttıkça ferrit fraksiyonu artar ve ikincil östenit miktarı azalır [37]. Silisyum nitrik asitli ortamlar ve yüksek sıcaklıklarda oksidasyon direncini artırır. Bu sebepten dolayı ağırlıkça %3.5 - %5.5 içeren yüksek silisyumlu dubleks paslanmaz çelikler ortaya çıkmıştır. Ancak genellikle sigma fazı oluşumunu tetiklediği için ağırlıkça %1 seviyesi dubleks paslanmaz çeliklerde Si limiti olarak kabul edilir [4].

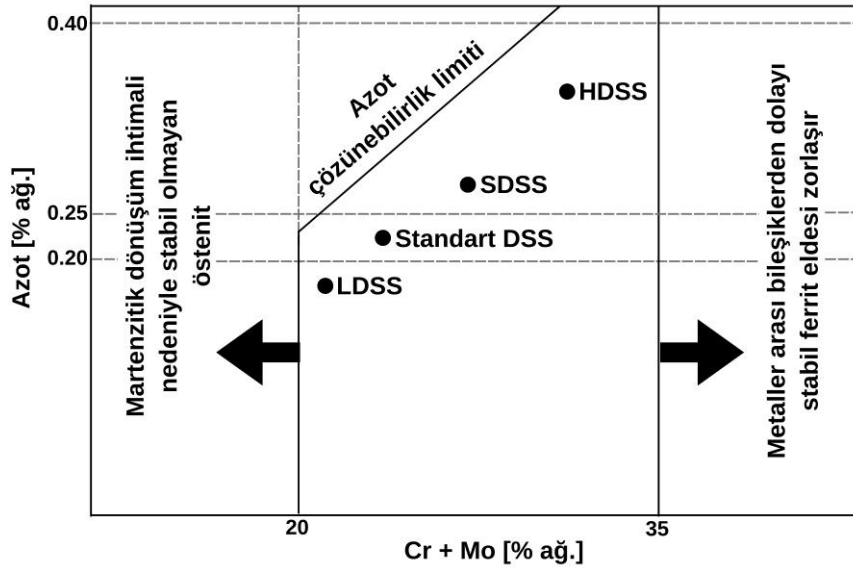
Karbon oranı dubleks paslanmaz çelikler için ağırlıkça maksimum %0.03 olması önerilmektedir. Yüksek karbon içeriği, Cr-C karbürleri oluşumuna sebep olarak, çukur ve aralık korozyon direncini azaltır ve çatlak oluşumuna yol açabilir [38,39]. Benzer şekilde, S ve P içerikleri de tamamen sıfırlanmasa da, düşük seviyelerde kontrol altında tutulmalıdır [4].

Şekil 5.'te Thermo-Calc ile oluşturulmuş (a) süper ve (b) hiper dubleks paslanmaz çeliklerin faz diyagramları verilmiştir. Faz diyagramlarına göre mikroyapılar, östenit ve ferrit fazlarının yanı sıra, 800 ila 1300°C arasında oluşan sigma fazı, diğer intermetalik çökeltiler ve krom nitrürlerden oluşmaktadır [8].

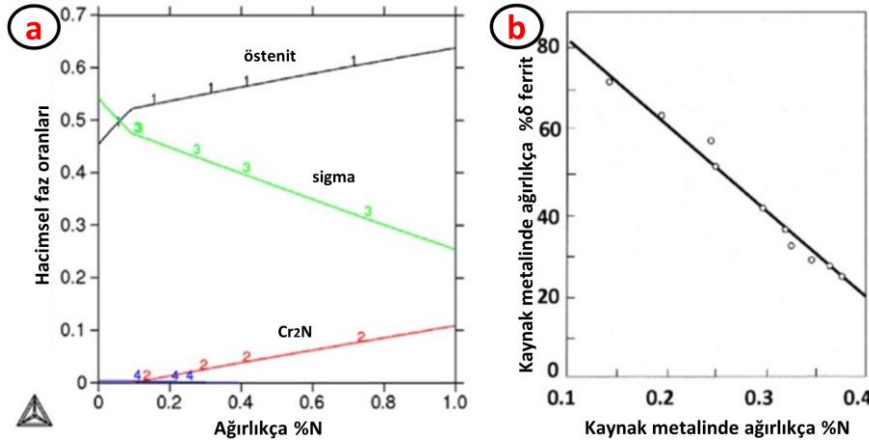


Şekil 5. Thermo-Calc ile oluşturulmuş a) süper dubleks b) hiper dubleks paslanmaz çeliklerin faz diyagramları [8]

Yukarıda açıklandığı üzere, dubleks paslanmaz çeliklerde Cr, Mo ve N gibi alaşım elementleri artırıldığında intermetalik fazların oluşum riski artmaktadır. Ancak Thermo-Calc ile yapılan termodinamik modellemeler ve ürün çıktılarını incelendiğinde yüksek seviyedeki Cr, Mo ve N alaşımlarının beklenmedik pozitif sinerjik etkileri bulunmuştur. Bunlardan en önemlisi, Cr ve Mo'nun eş zamanlı olarak artırılması, alaşımların N çözünübilirliğini artırmaktadır [40]. Alaşıma bu sayede daha fazla N ilave edilmesi, sigma fazı ve delta ferrit oluşumunu baskılamaya yaramaktadır. Bu iki etki Şekil 6. ve Şekil 7.'de grafiksel olarak gösterilmiştir.



Şekil 6. Ağırlıkça %Cr+Mo içinde N çözünme sınırı ve karşılık gelen dubleks paslanmaz çelik sınıflarının grafiği [10]



Şekil 7. Dubleks paslanmaz çeliklerde ağırlıkça %N oranına göre a) Sigma fazı oluşumu b) kaynak metalindeki delta ferrit oluşumu [8,41]

Nitrür oluşturmadan alaşımda çözünen azot, bütün olumlu korozif ve faz stabilizasyon özelliklerini malzemeye aktarır. Bu sayede intermetalik faz oluşumu azaltılmış olur.

4. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAĞI (WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEELS)

Füzyon kaynak yöntemleri, malzemenin termal geçmişini ve dolayısıyla dubleks paslanmaz çelik özelinde α/γ dengesini değiştirebilmektedir. Bu nedenle, kaynak işlemi sonrası, bir kaynak metali, bir ısının tesiri

altında kalan bölge (ITAB) ve ana metal olarak ayrı bölgeler oluşur. Kaynak metali, ana metalin kimyasal bileşiminin, dolgu metaliyle ve varsa koruyucu gazın mikro yapıyı etkilediği karışım bir alaşımdır. ITAB'da oluşan mikro yapı, maksimum sıcaklıktan dönüşüm sonu sıcaklığına kadar olan soğuma hızına bağlıdır. Bu yüzden kaynak işlemi öncesi ve sonrasında ısı girdisini, sıcaklık değişimini ve soğuma hızını kontrol altında tutmak oldukça önemlidir [42-44]. Kaynak parametrelerinin yanı sıra kullanılan ilave metalin de faz dengesinde ve intermetalik fazların oluşumunda etkisi fazladır.

Kaynakta iyi bir yapı stabilitesi sağlamak için gerekli olan ferrit aralığı, ferrit içeriğini belirten standartlar veya spesifikasyonlar tarafından tanımlanmıştır. API 938-C'ye göre; ana metalde %30-65, ITAB'da %40-65 ve kaynak metalinde %25-60 arasında bir ferrit içeriği, NACE MR0175'e göre ferrit içeriği; hacimce %30-70 ve DNV-OS-F101'e göre; hem ITAB'da hem de kaynak metalinde %35-65 ferrit içeriği bulunmalıdır. Kaynak metalindeki ferrit farklı yöntemlerle belirlenebilir; en çok kullanılan ASTM E562'ye göre nokta sayımıdır. Bunun dışında ferritin manyetik tepkisini ölçen Ferritscope cihazı nispeten doğru bir ölçüm aracıdır.

Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ön tav yapılmamakla beraber intermetalik fazların oluşumunu engellemek için ısı girdisi düşük tutulmalıdır (yalın dubleksler için 1.75-2.0 kJ/mm ve süper dubleksler için 1.5-1.75 kJ/mm). Tablo 2.'de dubleks paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar ve çökelme sıcaklıkları verilmiştir.

Tablo 2. *Dubleks paslanmaz çeliklerde oluşan intermetalik fazlar ve çökelme sıcaklıkları*

Intermetalik Faz	Çökelme Sıcaklığı
α' (alfa-prime)	300 – 525 °C
γ_2 (Gama)	650 – 900 °C
χ (Chi)	700 – 900 °C
Cr ₂ N, CrN	700 – 950 °C
G (G-faz)	300 – 400 °C
σ (Sigma)	600 – 1000 °C
R (Laves)	550 – 650 °C
M ₇ C ₃ , M ₂₃ C ₆	650 – 950 °C

Pasolararası ısı girdisi de buna aynı sebepten dolayı yalın dubleksler için maksimum 250 °C ve süper dubleksler için 150 °C tavsiye edilmektedir [45]. Cr ve Mo oranı arttıkça dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklanabilirliği azalmakta ve kaynak işlemine etki eden her etkenin sınırları dar ve rijit olarak çizilir. 475 °C'de oluşan intermetalik alfa fazı, ve 800-1300 °C arasında oluşan sigma fazı sebebiyle dubleks paslanmaz çeliklerde kaynak sonrası ısıl işlem (PWHT) mekanik ve korozyon özelliklere olumsuz etki eder. Bu sebeple dubleks paslanmaz çeliklere PWHT yaygın kullanımda uygulanmamaktadır.

Çok pasolu kaynaklarda, pasolararası sıcaklık göz önünde bulundurularak, her pasoda ısı girdisini sabit tutmak, oksijenin kaynak metaline ihtivasını sınırlamak, ferritin ayrışması için geçerli süreyi sağlamak ve bu sayede optimum östenit miktarını yakalamak gerekmektedir. Bu sebeplerden dolayı, 1200 °C ile 1050 °C arasında yavaş soğutma yapılması ve zararlı ikincil fazların oluşumunu önlemek için 1050 °C ile 300 °C arasında hızlı soğutma yapılması gerekir [28].

4.1. Hiper Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı (Welding of Hyper Duplex Stainless Steels)

Hiper dupleks paslanmaz çeliklerin kritik sektörlerde kullanımının artması, bu malzemelerin güvenli bir şekilde kaynaklanabilmesi ihtiyacını da beraberinde getirmektedir. Yalın ve süper dupleks paslanmaz çelikler için gazaltı ve elektrik ark kaynağı yöntemleri için dolgu metalleri ticari olarak üretilmiş ve piyasada farklı şirketlerin ürünleri rahatça bulunabilmektedir. Ancak HDSS'ler oldukça yeni bir ürün grubu olduğu için, dünyada MIG ve TIG için kullanılan yalnızca iki adet ürün bulunmaktadır (Exaton 27.7.5.L ve Sandvik 27.9.5.L) [46,47]. Bu iki ürün aynı zamanda tozaltı kaynak yöntemi (SAW) için de denmektedir.

Tablo 3'te HDSS'lerin kaynağı için uygun iki kaynak telinin tipik kimyasal kompozisyonu verilmiştir. Kaynak tellerindeki yüksek azot içeriği, kaynak sırasında hızlı östenit oluşumunu sağlar. İntermetalik çökeltilerden arınmış bir mikro yapı elde etmek için ferrit içeriğini kontrol etmek önemlidir. Genel olarak, ısıdan etkilenen bölgedeki (ITAB) kaynak metali, %30-70 oranında bir ferrit içeriğine sahip olmalıdır.

Tablo 3. HDSS kaynak telleri ağırlıkça tipik kimyasal kompozisyonu [46,47]

Ticari İsim	EN 14334	C	Cr	Ni	Mo	N	Co
Exaton 27.7.5.L	Z 27 7 5 L	0.015	27.0	6.5	5.0	0.4	1.0
Sandvik 27.9.5.L	Z 27 9 5 N L	0.02	27.0	9	5.0	0.32	1.0

Elektrik ark kaynağı yönteminde sarf malzeme olarak kullanılan elektrotların kimyasal bileşimi, örtüden ve çekirdek telden modifiye edilebilmektedir [48]. Ancak hiper dubleks paslanmaz çelikler için elektrik ark kaynak yöntemi hiç denenmemiş olup, ne ticari bir sarf malzemesi ürün karşılığı, ne de tüm dünyada kabul edilen kaynak sarf malzemeleri standartlarında (AWS, ISO) bir sınıfı veya normu bulunmamaktadır.

HDSS'lerin kaynağında ön tavlama tavsiye edilmez, ancak oda sıcaklığının altında bir ortamda kaynak yapılacaksa iş parçasının 50-80 °C'de tavllanması kaynak metalinin nemden etkilenmesinin önüne geçer. Kaynak sırasında ısı girdisinin olabildiğince düşük tutulması intermetalik faz oluşumunu engeller. Bu sebeple, malzeme kalınlığına bağlı olarak ısı girdisi 0.2-1.5 kJ/mm aralığında belirlenmelidir. Çok pasolu kaynaklarda, pasolararası sıcaklık en fazla 100 °C olmalıdır [49]

Literatürde hiper dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağı ile ilgili oldukça sınırlı sayıda çalışma bulunmaktadır. Kim ve arkadaşları, koruyucu gazdaki N₂ katkısının etkisini araştırmak için, HDSS boruları ilave dolgu metali olmadan, saf Ar ve Ar+%2 N₂ koruyucu gazları kullanarak TIG kaynak yöntemi ile birleştirmiştir. Yapılan mikroyapı incelemeleri ile korozyon testleri sonrasında, N₂ katkılı koruyucu gazın alaşıma etki ettiği ve mikroyapıda γ fazının oluşumunu güçlendirdiği, α ve Cr₂N çökelti oluşumlarının azalmasıyla beraber korozyon direncini artırdığı belirtilmiştir [50]. Jang ve arkadaşlarının benzer çalışmasının sonuçları da bu çalışmayı destekler niteliktedir [51]. Pimenta ve arkadaşları, ilave metal kullanmadan TIG yöntemi ile yaptıkları çalışmada, %1.5, %2.5, %3.5, %4.5 ve %5.5 N₂ katkılı Ar koruyucu gaz kullanmışlardır. Koruyucu gazdaki azotun kaynak metaline geçişinin sağlandığı gözlenirken, kaynak metalinde azotun artışı ile östenitin hacim fraksiyonu arasında neredeyse lineer bir ilişki saptanmıştır. Ayrıca koruyucu gazda artan azot miktarına bağlı olarak sigma, chi fazları ile nitrür ve karbür oluşumunun artmadığı; kaynak metalinde, ITAB'da ve ana metalde mikrosertlik değerlerinin değişmediği görülmüştür [52].

Acuna ve arkadaşları, hiper dubleks paslanmaz çelikler için bir kaynak spesifikasyonu geliştirmek amacı ile yaptıkları çalışmada iki farklı ısı girdisiyle (1.1 kJ/mm ve 1.65 kJ/mm) karbon çeliği üzerine üstüste üç paso HDSS kaynak metali oluşturmuşlardır. Her iki ısı girdisinde de, ilk iki pasoda ferrit/östenit oranı korunurken, son pasoda hacim olarak daha fazla ferrit ve krom-nitrür görülmüş, sigma fazına rastlanmamıştır. Bu çalışmada simülasyon programı yardımıyla oluşturulmuş CCT ve TTT diyagramları oluşturulmuş, kinetik modelleme ile kaynak sonrası 4°C/s'den daha yüksek soğuma hızlarında sigma fazı oluşması beklenmediği ortaya konulmuştur [53].

Hosseini ve arkadaşları, SDSS ve HDSS plakalarda ve kaynak metallere, ferrit içinde Fe ve Cr'nin ayrışması sebebiyle oluşan 475 °C-gevrekliğini araştırdıkları çalışmalarında, kaynak metallere 475 °C'de 5 dk. yaşlandırmaya tabi tutmuşlardır. Numunelerin kaynakları alaşıma uygun ilave tel kullanılarak TIG kaynak yöntemi ile yapılmıştır. Plakaların yüzeylerinde soğuma hızı daha yüksek olması sebebiyle Fe-Cr ayrışması, plakaların yüzeyinden daha fazla olmuştur. Kaynak metallere HDSS, SDSS'ye kıyasla daha düşük düzeyde Fe ve Cr ayrışması göstermesine rağmen toklukta daha büyük bir düşüşle karşılaşmıştır. Bu fenomen, HDSS'nin SDSS'ye göre daha düşük Ni içeriğine sahip olmasıyla açıklanmıştır. Çalışmada, malzemelerin 475 °C-gevrekliğinden az etkilenmesi için düşük seviyede kalıntı gerilim ve fazla kafes kusuru bulunması önerilmiştir [54].

Kim ve arkadaşları, HDSS kaynak metallerinin yüksek sıcaklıkta yaşlanma ile çatlak oluşumu ve korozyon karakteristiklerini yaptıkları çalışma ile incelemişlerdir. Modifiye edilmiş bir özlü tel ile gazaltı kaynak yöntemi (FCAW) kullanarak hazırlanan kaynaklı parçalar, intermetalik çökeltilerin oluşumlarını ve bunların etkilerini görmek için 600 °C'de 1 saatten 100 saate kadar yaşlandırmaya maruz bırakılmıştır. Çalışma sonucunda, kaynak metalinde 40 saat yaşlandırma sonucu çatlak oluşumu gözlenmiş, çatlak çevrelerinde yüksek oranda Cr ve Mo'nun yanı sıra ikincil östenit, σ ve χ fazları tespit edilmiş, sertlik de buna bağlı olarak artış göstermiştir. Çatlak oluşumuna kadarki yaşlanma süresinde, deniz tuzu ortamında, korozyon direncinde bir azalma olmamış, çatlak sonrasında ise korozyon direnci yarıya düşmüş ve yaşlanma devam ettikçe kademeli olarak düşüş devam etmiştir [55].

Kim ve arkadaşları, HDSS kaynak metalinde Mo'nun korozyon ve mekanik özelliklere etkisini araştırmışlardır. Masif telde alaşım tasarımının zorluğu sebebi ile çalışma, ağırlıkça % 3, 4, 5 ve 6 Mo içeren modifiye özlü teller ile gerçekleştirilmiştir. %Mo içeriği arttıkça %uzamanın azaldığı, kaynak metalinin sertliği ve mukavemetin ise arttığı görülmüştür. %Mo içeriği arttıkça δ -ferrit faz oranı arttığı ve γ -östenit faz oranının azaldığı ortaya konulmuştur [56]. Çalışmada kullanılan özlü tellerde tek değişken %Mo olması, Mo oranı artırılırken östenit oluşturuca hiçbir element ilave edilmemesi sebebiyle mikroyapıda ferrit baskın hale gelmiştir. Süneklikteki düşüşle beraber sertlik ve mukavemetteki artış bu sebeple açıklanabilir.

Li ve arkadaşları SAF2707 sınıfı HDSS malzemenin sürtünme karıştırma kaynak kabiliyetini inceledikleri çalışmada, istenmeyen intermetalik fazlar içermeyen, ince ve eş eksenel taneli bir kaynak metalini elde etmişlerdir. Kaynak metalini, ince taneli olması ve intermetalik faz içermemesi nedeniyle, hem korozyon direnci hem de mekanik özellikler bakımından ana metalden daha iyi performans göstermiştir [57]. Li ve arkadaşlarının, bahsedilen çalışmaya devam niteliğinde olan bir başka çalışmasında ise sürtünme karıştırma kaynağındaki başlık dönüş hızının mikroyapı ve korozyon direncine olan etkisi incelenmiş, 200 ve 300 rpm hızlarda intermetalik fazların oluştuğu ve özellikleri olumsuz etkilediği vurgulanmıştır [58].

Stenvall ve arkadaşı, SAF2707 sınıfı HDSS malzemenin TIG ve SAW yöntemleri ile kaynak kabiliyetini incelemiştir. Aynı dolgu metalini ve bazik tozaltı tozu ile yapılan kaynaklarda, iki yöntemle hazırlanan numunelerin de iyi korozyon direncine sahip olduğu gözlenmiştir. SAW ile yapılan kaynakta darbe tokluğu daha düşük çıkmış, bunun da tozda ve cürufta bulunan yüksek oksijen miktarına bağlı olabileceği belirtilmiştir [20].

Mohan ve arkadaşları, yüksek entropi alaşımı ($\text{Fe}_5\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{35}\text{Cu}_{20}$) dolgu metalini kullanarak S33207 HDSS ile 6061 sınıfı alüminyum malzemenin lazer kaynağı ile birleştirilebilirliğini araştırmıştır. Ara yüzeyde oluşan intermetalik faz katmanının kalınlığı, gerçekleşen faz dönüşümleri ve birleşme yüzeyinin genişliğinin yapılan kaynağın mekanik ve metalürjik özellikleri üzerinde baskın bir etkiye sahip olduğu ortaya konulmuştur [59].

5. SONUÇ (CONCLUSION)

Hiper dubleks paslanmaz çeliklerin tanıtıldığı ve kaynağı ile ilgili önceden yapılmış bazı çalışmaların incelendiği bu derlemede;

- Hiper dubleks paslanmaz çeliklerin mevcutta oldukça sınırlı bir kullanım alanına sahip olmasına rağmen, zamanla östenitik paslanmaz ve dubleks paslanmaz çelik kullanılan sektörde ihtiyaçların gelişmesi ile kullanımının artacağı,
- Dubleks paslanmaz çelikler arasında en yüksek kritik çukurlaşma sıcaklığına ve kritik çatlak korozyon sıcaklığına sahip olduğu [23,60,61]
- Dubleks paslanmaz çelikler arasında en yüksek çekme ve yorulma dayanımlarına sahip olduğu [20,24],
- Artan alaşım elementleri nedeniyle, yüksek sıcaklıkta servis, ısıtma işlem ve kaynak proseslerinde intermetalik fazların, karbür ve nitürlerin çökmesine karşı hassas olduğu [4,8,25-28], ancak N ve W ilavesinin de bu hassasiyeti büyük oranda engellediği [4,35,36],

- Piyasada HDSS'ler için kısıtlı kaynak sarf malzemesi bulunmasına rağmen [46,47], gerekli önlemler alındığında iyi bir kaynaklanabilirlik sergilediği [49,54],
- HDSS'lerin kaynağı ile ilgili oldukça az çalışmanın yapılmış olması, MIG, TIG ve SAW yöntemlerinden farklı kaynak yöntemlerinin denenmemiş olması nedeniyle bu alanın geliştirilmeye muhtaç olduğu [8,24,49],
- Azotun kaynak kabiliyetine olan olumlu etkisinin, gazaltı kaynak yöntemlerinde koruyucu gazla azot ilave ederek intermetalik faz oluşumunun önüne geçilebildiği [50-52],
- Derin sularda kullanılan HDSS'lerin tamir ve bakım kaynaklarının su altında yapılması gerektiği göz önüne alındığında, TIG ve MIG kaynak yöntemleri su altında kaynak yapmaya elverişli olmadığı için elektrik ark kaynak yöntemine uygun elektrot ve bir sonraki aşama olarak sualtı kullanımına uygun elektrik ark kaynağı elektrodu üretilmesinin gerekli olduğu, çıkarımları yapılmıştır.

KAYNAKLAR (REFERENCES)

- [1] Bain E.C., Griffiths W.E., "An Introduction to iron–chromium–nickel alloys", Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng., 75: 166–211, (1927)
- [2] Outokumpu. "History of duplex stainless steel"
<https://www.outokumpu.com/en/expertise/2020/duplex-90-years/history-of-duplex-stainless-steel>
- [3] Zhang Z., van der Mee V., Golding M. et al, "Pitting corrosion resistance properties of super duplex stainless steel weld metals and influencing factors", Weld World, 63: 617–625, (2019).
<https://doi.org/10.1007/s40194-018-00684-y>
- [4] Robert N. Gunn. (1997). Duplex Stainless Steels, Woodhead Publishing.
<https://doi.org/10.1533/9781845698775.24>
- [5] Euro-Inox. "Innovative Facades in Stainless Steel", Euro-Inox Publication, Building series, Brussels, 19: 34, (2013).
- [6] "Hong Kong-Zhuhai-Macau Bridge: the world's longest sea bridge". <https://www.roadtraffic-technology.com/projects/hong-kong-zhuhai-macau-bridge/>
- [7] Zuili D., "The use of stainless steels in oil & gas industry". Proceedings of the Duplex Stainless Steel Conference, Beaune, 576-582, (2010).
- [8] Guocai C., Pasi K., "Super and hyper duplex stainless steels: structures, properties and applications", Procedia Structural Integrity, 2: 1755-1762, (2016) <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.221>.
- [9] Lula R. A., "Duplex Stainless Steels", KCI publishing, Zutphen, (1983).
- [10] Stankiewicz M., Slazak B., "Resistance to pitting corrosion of duplex steel and its welded joints." The Importance of Steel Selection, Modeling Methods and Experimental Tests in the Design of Building Structures, Maslak, M., Ed., Publishing House of the Cracow University of Technology, Cracow, (2020).
- [11] Magnani M. & Terada M., Lino A., Tallo V., Bertoni da Fonseca E., Santos T. F., Ramirez A., "Microstructural and Electrochemical Characterization of Friction Stir Welded Duplex Stainless Steels". International Journal of Electrochemical Science. 9: 2966-2977, (2014).
- [12] Tan H., Jiang Y.M., Deng B., Sun T., Xu J.L., Li J., "Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750", Mater. Charact., 60: 1049-1054, (2009).
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.009>

- [13] Martins M., Casteletti L.C., “Microstructural characteristics and corrosion behavior of a super duplex stainless steel casting”, *Mater. Charact.*, 60: 150-155, (2009). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.12.010>
- [14] Wroński S., Tarasiuk J., Bacroix B., Baczmański A., Braham C., “Investigation of plastic deformation heterogeneities in duplex steel by EBSD” *Mater. Charact.*, 73: 52-60, (2012). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.07.016>
- [15] Hong J.F., Han D., Tan H., Li J., Jiang Y.M., “Evaluation of aged duplex stainless steel UNS S32750 susceptibility to intergranular corrosion by optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method” *Corros. Sci.*, 68: 249-255, (2013). <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.11.024>
- [16] Liang X.Z., Dodge M.F., Liang W., Dong H.B., “Precipitation of chromium nitride nano-rods on lamellar carbides along austenite-ferrite boundaries in super duplex stainless steel” *Scr. Mater.*, 127: 45-48, (2017). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.09.004>
- [17] Jeon S.H., Park I.J., Kim H.J., Kim S.T., Lee Y.K., Park Y.S., “Effect of Cu on the precipitation of deleterious phases and the mechanical properties of 27Cr-7Ni hyper duplex stainless steels” *Mater. Trans.*, 55: 971-977, (2014). <http://doi.org/10.2320/matertrans.M2013471>
- [18] Villanueva D.M.E., Junior F.C.P., Plaut R.L., Padilha A.F., “Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: austenitic, superferritic and duplex”, *Mater. Sci. Technol.*, 22: 1098-1104, (2006). <https://doi.org/10.1179/174328406X109230>
- [19] Nùria L.I., Héctor L.L., Isabel L.J., Maria V.B., “Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels”, *Mater. Charact.*, 112: 20-29, (2016). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>
- [20] Stenvall P., and Holmquist M., “New Hyper Duplex Stainless Steel Welding Material For Improved Weld Performance”. *Corrosion 2007*, Nashville, (2007).
- [21] Kivisäkk U., Eidhagen J., & Juhlin J.J. “Uns S33207 A New Hyper Duplex Stainless Steel For Umbilicals”, *Corrosion 2009*, Atlanta, (2009).
- [22] Guocai C. , Kivisäkk U., Tokaruk J., Eidhagen J. “Hyper duplex stainless steel for deep subsea applications”, *Stainless Steel World*, 3: 27-33, (2009).
- [23] Aker Solutions, “Subsea Power Distribution Systems”, <https://www.akersolutions.com/what-we-do/subsea-production-systems-and-lifecycle-services/subsea-power-distribution-systems/>
- [24] Chai G., Kangas P., “New hyper duplex stainless steels” *Proc. Duplex stainless steels*, 1043-1054, (2011).
- [25] Elhoud A.M., Renton N.C., Deans W.F., “The effect of manufacturing variables on the corrosion resistance of a super duplex stainless steel”, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 52: 451–461, (2011), <https://doi.org/10.1007/s00170-010-2756-6>.
- [26] C.A. Olsson, “The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austenoferritic stainless steel 2205 studied by AES and XPS”, *Corr. Sci.*, 1995, 37(3): 467-479.
- [27] Liou H.Y., Tsai W.T., Pan Y.T. et al., “Effects of alloying elements on the mechanical properties and corrosion behaviors of 2205 duplex stainless steels”, *J. of Materi. Eng. and Perform.*, 10: 231–241, (2001), <https://doi.org/10.1361/105994901770345268>.

- [28] Maslak M., Stankiewicz M., Slazak B., “Duplex Steels Used in Building Structures and Their Resistance to Chloride Corrosion”, *Materials* 14: 5666, (2021), <https://doi.org/10.3390/ma14195666>.
- [29] Kaçar R., Ertek Emre H., Sinoplu Ö., “Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Statik Yaşlanma Davranışları”, 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS’11), Elazığ, 142-146, (2011).
- [30] Binbin Z., Huabing L., Shucui Z., Zhouhua J., Yue L., Hao F., Hongchun Z., “Effect of nitrogen on precipitation behavior of hyper duplex stainless steel S32707”, *Materials Characterization*, 175: 111096 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111096>.
- [31] Altuntaş G., Altuntaş O., Öztürk M.K., Bostan B., “Metallurgical and Crystallographic Analysis of Different Amounts of Deformation Applied to Hadfield Steel”, *Inter. Metalcast.*, (2022). <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00860-3>
- [32] Banas J., Mazurkiewicz A., “The effect of copper on passivity and corrosion behaviour of ferritic and ferritic–austenitic stainless steels”, *Mater Sci Eng A.*, 277: 183-191, (2000). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00530-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00530-4)
- [33] Ressel G., Gsellmann M., Brandl D., Landefeld A., Keplinger A., Zhang Z.L., Maier-Kiener V., Schnitzer R., “Copper and its effects on microstructure and correlated tensile properties of super duplex stainless steels”, *Mater Sci Eng A.*, 821: 141544, (2021). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141544>.
- [34] De Lima H.M.L.F., Tavares S.S.M., Martins M., Araújo W.S., “The effect of copper addition on the corrosion resistance of cast duplex stainless steel”, *Journal of Materials Research and Technology*, 8(2): 2107-2119, (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.018>.
- [35] Haugan E.B., Næss M., Rodriguez C.T., Johnsen R., Iannuzzi M., “Effect of Tungsten on the Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Type 25Cr Super Duplex Stainless Steels”, *Corrosion*, 73(1): 53–67 (2017). <https://doi.org/10.5006/2185>.
- [36] Torres C., Iannuzzi M., Johnsen R., “Use of the Critical Acidification Model to Estimate the Influence of W in the Localized Corrosion Resistance of 25Cr Super Duplex Stainless Steels”, *Metals*, 10(10): 1364, (2020). <https://doi.org/10.3390/met10101364>.
- [37] Lee B.H. et al., “The effect of silicon content on the pitting corrosion of duplex stainless steel weldment”, *Archives of materials science and engineering*, 67: 60-69, (2014).
- [38] Altuntaş O., Güral A., Tekeli S. “Microstructure engineering for superior wear and impact toughness strength of hypereutectoid powder metallurgy steel”, *Powder Metallurgy*, 65:2, 101-111, (2022). <https://doi.org/10.1080/00325899.2021.1954280>
- [39] Knyazeva M., Pohl M., “Duplex Steels. Part II: Carbides and Nitrides”, *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 2: 343–351, (2013). <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0088-2>.
- [40] High H., “Hyper-duplex stainless steels” https://www.materials.sandvik/contentassets/2fb9a78a95e54cfba303361e04151a68/sav0049_whitepaper_hyperduplex_150606.pdf.
- [41] Sato Y.S., Kokawa H., Kuwana T., “Effect of nitrogen on σ transformation in duplex stainless steel weld metal”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 4(1): 41-49, (1999). <https://doi.org/10.1179/stw.1999.4.1.41>.

- [42] Ghosh P.K., “Introduction to Gas Metal Arc Welding Process, Pulse Current Gas Metal Arc Welding: Characteristics, Control and Applications”, Springer, Singapore, (2017).
- [43] Korkmaz E., Meran C., “Mechanical properties and microstructure characterization of GTAW of micro-alloyed hot rolled ferritic XPF800 steel”, Engineering Science and Technology, an International Journal, 24(2): 503-513, (2021). <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2020.04.006>.
- [44] Kumar S., Nath S. K., “Studies on Microstructure and Mechanical Properties of Simulated Heat Affected Zone in a Micro Alloyed Steel”, International Journal of Materials and Metallurgical Engineering, 8(9): 1056 – 1059, (2014). <https://doi.org/10.5281/zenodo.1112153>.
- [45] Mathers G., “Duplex Stainless Steel Part 1”, <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/duplex-stainless-steel-part-1-105>.
- [46] ESAB, “Exaton 27.7.5.L GMAW Wire FactSheet”, <https://www.esabna.com/us/en/products/filler-metals/specialty-alloys/mig-mag-wires-gmaw/stainless-steel-wires/exaton-27-7-5-l.cfm>.
- [47] Sandvik, “27.9.5.L Welding Wire Factsheet”, <https://www.acerostitanium.cl/docs/sandvik-EN-N-Z-27-9-5-N-L.pdf>.
- [48] Sözeri M., Fındık T., Özdemir U., “Düşük Alaşımlı Çeliklere Kaynakla Kaplama Yapılarak Balistik Özellik Kazandırılması”, Gazi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 8(2): 168-177, (2022).
- [49] Karlsson L., “Welding duplex stainless steels—a review of current recommendations”, Weld World, 56(3): 65–76, (2012). <https://doi.org/10.1007/BF03321351>
- [50] Kim H.-J., Jeon S.-H., Kim S.-T., Park Y.-S., “Influence of the shielding gas composition on the passive film and erosion corrosion of tube-to-tube sheet welds of hyper duplex stainless steel”, Corrosion Science, 91: 140-150, (2015). <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.11.014>.
- [51] Jang S.-H., Kim S.-T., Lee I.-S., Park Y.-S., “Effect of Shielding Gas Composition on Phase Transformation and Mechanism of Pitting Corrosion of Hyper Duplex Stainless Steel Welds”, Materials Transactions, 52(6): 1228-1236, (2011). <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2010414>.
- [52] Pimenta A.R., Diniz M.G., Perez G., Naranjo I.G.S., “Nitrogen addition to the shielding gas for welding hyper-duplex stainless steel”, Soldagem & Inspeção, 25:e2512, (2019). <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.12>
- [53] Acuna A., Ramirez A., Menon R., Björnstedt P., Carvalho L., "Developing a Weld Overlay Specification for Hyper Duplex Stainless Steel." Proceedings of the ASME 2021 Pressure Vessels & Piping Conference Volume 4: Materials and Fabrication, Virtual, (2021). <https://doi.org/10.1115/PVP2021-62042>
- [54] Hosseini V. A., Thuvander M., Lindgren K., Oliver J., Folkesson N., Gonzalez D., Karlsson L., “Fe and Cr phase separation in super and hyper duplex stainless steel plates and welds after very short aging times”, Materials & Design, 210: 110055, (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110055>.
- [55] Kim D.-H., Kim N.-H., Lee H.-W., “Corrosion and cracking characteristics upon aging of hyper duplex stainless steel weld”, Materials Science and Technology, 36(7): 783-792, (2020). <https://doi.org/10.1080/02670836.2020.1743575>.
- [56] Kim N.-h., Gil W., Lim H.-d., Choi C.-h., Lee H.-w., “Variation of Mechanical Properties and Corrosion Properties with Mo Contents of Hyper Duplex Stainless-Steel Welds”, Metals and Materials International, 25(1): 193-206, (2019). <https://doi.org/10.1007/s12540-018-0166-8>.

[57] Li J., Liu X., Li G., Han P., Liang W., “Characterization of the Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Resistance of a Friction-Stir-Welded Joint of Hyper Duplex Stainless Steel”, *Metals*, 7(4):138, (2017). <https://doi.org/10.3390/met7040138>.

[58] Chen W., Wang J., Li J., Zheng Y., Li H., Liu Y., Han P., “Effect of the Rotation Speed during Friction Stir Welding on the Microstructure and Corrosion Resistance of SAF 2707 Hyper Duplex Stainless Steel”, *Steel Research International*, 89(4): 1700425, (2018). <https://doi.org/10.1002/srin.201700425>.

[59] Mohan D.G., Tomków J., Karganroudi S.S., “Laser Welding of UNS S33207 Hyper-Duplex Stainless Steel to 6061 Aluminum Alloy Using High Entropy Alloy as a Filler Material”, *Appl. Sci.*, 12: 2849, (2022). <https://doi.org/10.3390/app12062849>.

[60] Sandvik. "SAF 2707 HD™ tube and pipe, seamless", Sandvik Datasheet, (2021).

[61] Sandvik. "SAF 3207 HD™ tube and pipe, seamless", Sandvik Datasheet, (2021).