

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DP-800 KALİTE ÇİFT FAZLI ÇELİĞİN SICAK DALDIRMA YÖNTEMİ İLE
ALÜMİNYUM KAPLANMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Abdullah DEDE

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı**

EKİM 2018

İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DP-800 KALİTE ÇİFT FAZLI ÇELİĞİN SICAK DALDIRMA YÖNTEMİ İLE
ALÜMİNYUM KAPLANMASI**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Abdullah DEDE
506111201**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Üretim Metalurjisi ve Teknolojileri Mühendisliği Programı**

EKİM 2018

İTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 506111201 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Abdullah DEDE, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “DP-800 KALİTE ÇİFT FAZLI ÇELİĞİN SICAK DALDIRMA YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM KAPLANMASI” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Hüseyin ÇİMENÖĞLU**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Sakin ZEYTİN
Sakarya Üniversitesi

Teslim Tarihi : **13 Eylül 2018**

Savunma Tarihi : **17 Ekim 2018**

ÖNSÖZ

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmalarım boyunca sonsuz sabırla desteklerini esirgemeyen değerli danışmanım Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarımda her türlü yardımda bulunan, Ar. Gör. Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Yakup YÜREKTÜRK'e, Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Mert ALTAY'a ve Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Dilay Kibaroglu'na teşekkürlerimi sunarım.

Metalografik incelemeler konusunda yardımlarından ötürü Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Kadir Göker ÖNDER'e ve Metalograf Serkan BİLGİ'ye, mekanik testler konusundaki yardımlarından dolayı Metalurji ve Malzeme Mühendisi Çağrı İLHAN'a şükranlarımı sunarım.

Desteklerinden ötürü iş arkadaşlarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Her zaman yanımda olan desteklerini hep hissettiğim başta eşim Havva DEDE'ye ve değerli aileme teşekkür ederim.

Ekim 2018

Abdullah DEDE

(Metalurji ve Malzeme Mühendisi)

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖNSÖZ.....	v
İÇİNDEKİLER	vii
KISALTMALAR	ix
SEMBOLLER	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xiii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xv
ÖZET.....	xvii
SUMMARY	xix
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER.....	3
2.1 Çift Fazlı (DP) Çelikler	6
2.1.1 DP çeliklerin üretim yöntemleri.....	8
2.1.2 DP çeliklerin karakteristik mekanik özellikleri.....	13
2.1.3 DP Çeliklerin Temperleme Davranışları.....	15
3. DEMİR ESASLI MALZEMELERE ALÜMİNYUM KAPLAMA YÖNTEMLERİ.....	21
3.1 Kutu Kaplama Yöntemi.....	22
3.2 Vakum Kaplama Yöntemi.....	23
3.3 Gaz Kaplama Yöntemi	23
3.4 Fiziksel Buhar Çöktürme (PVD) Kaplama Yöntemi	23
3.5 Giydirme Yöntemi.....	24
3.6 Elektrolitik Kaplama Yöntemi	24
3.7 Sıcak Daldırma ile Kaplama Yöntemi.....	25
3.7.1 Sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanmış çelik yapısı.....	26
3.7.2 Difüzyon tabakasındaki intermetalik fazların oluşum mekanizmaları.	26
3.7.3 Demir esaslı malzemelere sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanması ile ilgili çalışmalar	30
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	33
4.1 Numune Hazırlama.....	33
4.2 Sıcak Daldırma Yöntemi İle Alüminyum Kaplama İşlemi	34

4.1	Mikroyapı ve kaplama yapısı incelemeleri.....	35
4.2	Çekme Testleri.....	35
5.	DENEYSEL SONUÇLAR.....	37
5.1	Saf Alüminyum Kaplama İçin Deneysel Sonuçlar.....	37
5.1.1	Kaplama yapısı karakterizasyonu.....	37
5.1.2	Kaplama kesiti karakterizasyonu	39
5.1.3	Taban malzeme kesiti karakterizasyonu	43
5.1.4	Mekanik özelliklerin incelenmesi	46
5.2	Al-Si Kaplama İçin Deneysel Sonuçlar.....	49
5.2.1	Kaplama yapısı karakterizasyonu.....	49
5.2.2	Kaplama kesiti karakterizasyonu	51
5.2.3	Taban malzeme kesiti karakterizasyonu	55
5.2.4	Mekanik özelliklerin incelenmesi	59
5.3	Saf Alüminyum ve Al-Si Kaplamalarının karşılaştırılması.....	62
5.3.1	Kaplama yapısının karşılaştırılması	62
5.3.2	Kaplama kesitinin karşılaştırılması	64
5.3.3	Mekanik özelliklerin karşılaştırılması.....	66
6.	GENEL SONUÇLAR	69
	KAYNAKLAR.....	71
	ÖZGEÇMİŞ.....	75

KISALTMALAR

AHSS	: İleri Yüksek Mukavemetli Çelikler
ULSAB-AVC	: Ultra Hafif Çelik Oto Gövdesi-Gelişmiş Araç Konsepti
FB	: Ferritik Beynitik Çelikler
CP	: Kompleks Fazlı Çelikler
DP	: Çift Fazlı Çelikler
MS	: Martezitik Çelikler
TWIP	: İkizlenme Etkili Plastisite Çelikleri
TRIP	: Dönüşüm Etkili Plastisite Çelikleri
CCT	: Sürekli Soğuma Dönüşüm Eğrileri
BH	: Fırınlama Sırasında Sertleşme
PVD	: Fiziksel Buhar Çöktürme (PVD) Kaplama Yöntemi
HSLA	: Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımlı
XRD	: X-Işınları Difraksiyonu

SEMBOLLER

α	: Ferrit
γ	: Östenit
HV	: Vickers Sertlik Birimi
Ms	: Martensit Dönüşüm Sıcaklığı

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 2.1: AHSS çeliklerin tür kısaltmaları	4
Çizelge 2.2: DP çeliklerin özelliklerinin özeti.....	7
Çizelge 3.1: Fe-Al sistemindeki intermetalik fazların 700 °C'deki oluşum serbest enerjileri.....	28
Çizelge 4.1: DP 800 çeliğinin kimyasal bileşimi.....	33
Çizelge 4.2: Daldırma parametreleri.....	33
Çizelge 4.3: Numune tablosu.....	34
Çizelge 5.1: Saf Al kaplama için noktasal EDS analiz sonuçları	39
Çizelge 5.2: Saf Al kaplama kesiti kalınlık değerleri.	41
Çizelge 5.3: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranları.	45
Çizelge 5.4: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlik değerleri.	45
Çizelge 5.5: Saf Al kaplanan numunelerin çekme testi sonuçları.	48
Çizelge 5.6: Al-Si kaplama için noktasal EDS analiz sonuçları.....	51
Çizelge 5.7: Al-Si kaplama kalınlıkları.	53
Çizelge 5.8 Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranları.	57
Çizelge 5.9 Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlik değerleri.	58
Çizelge 5.10: Al-Si kaplanan numunelerin çekme testi sonuçları.	61
Çizelge 5.11: Al ve Al-Si kaplanan numunelerin mekanik özellikleri.....	67

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1: İleri yüksek mukavemetli çeliklerin mukavemet-kopma uzama ilişkisi	4
Şekil 2.2: Demir-sementit faz diyagramı	5
Şekil 2.3: Bazı ileri yüksek mukavemetli çeliklerin soğutma adımları	6
Şekil 2.4: Çift fazlı çelik mikro yapısının şematik gösterimi	7
Şekil 2.5: İnterkritik tavlama yöntemiyle DP çelik üretimi	8
Şekil 2.6: Sıcak haddeleme yöntemiyle DP çeliği üretiminin ısıl adımları	9
Şekil 2.7: Sürekli tavlama yöntemi ile DP çelik üretiminin ısıl adımları	10
Şekil 2.8: Sürekli tavlama yöntemi ile DP çelik üretiminin şematik gösterimi	10
Şekil 2.9: Sıcak daldırma galvanizleme - tavlama işleminin şematik gösterimi.	11
Şekil 2.10: Sıcak daldırma galvanizleme-tavlama işlemi ile üretilen malzemelerin SEM mikroyapı görüntüleri	11
Şekil 2.11: Mangan içeriğinin çelik faz diyagramına etkisi	12
Şekil 2.12: Silisyum içeriğinin çelik faz diyagramına etkisi	13
Şekil 2.13: DP çeliklerin mukavemet-uzama ilişkisi	13
Şekil 2.14: Martensit hacim oranının DP çeliklerin çekme mukavemetine etkisi	15
Şekil 2.15: Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerin SEM görüntüleri	16
Şekil 2.16: Temperleme işleminin akma ve çekme mukavemetine etkisi	17
Şekil 2.17: Farklı sıcaklıklarda temperlenen DP malzemenin çekme eğrileri	17
Şekil 2.18: Farklı şartlarda temperlenmiş DP çeliklerin mikroyapı görüntüleri	18
Şekil 2.19: 300 °C sıcaklıkta temperlenen DP çeliğin mikro yapıları	19
Şekil 3.1: Deniz ortamı korozyon direnci karşılaştırması	22
Şekil 3.2: Alüminyum kaplama yapısı	26
Şekil 3.3: Fe-Al faz diyagramı	27
Şekil 3.4: Alüminyum kaplamanın büyüme mekanizması	29
Şekil 3.5: Al kaplama yapıları	30
Şekil 3.6: Silisyum oranının intermetalik katmanı kalınlığına olan etkisi	31
Şekil 5.1: Saf Al kaplama XRD paternleri.	37
Şekil 5.2: Saf Al kaplamanın elementel haritası ve noktasal EDS noktalarının gösterimi	38
Şekil 5.3: Saf Al kaplama yapısı	39
Şekil 5.4: 715 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı	40
Şekil 5.5: 730 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı	40
Şekil 5.6: 745 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı	40
Şekil 5.7: 770 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı	40
Şekil 5.8: Saf Al kaplanan numunelerin kaplama tabakası kalınlıkları	41
Şekil 5.9: Saf Al kaplama ve intermetalik tabaka sertlikleri.	42
Şekil 5.10: Kaplama öncesi taban malzemenin mikro yapısı.	43
Şekil 5.11: 715 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	43
Şekil 5.12: 730 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	43
Şekil 5.13: 745 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	44
Şekil 5.14: 770 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	44

Şekil 5.15: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzeme martensit oranı-mikro sertlik ilişkisi.	46
Şekil 5.16: Kaplama öncesi malzemenin çekme test eğrisi.	47
Şekil 5.17: Saf Al kaplanmış numunelerin çekme test eğrileri.....	47
Şekil 5.18: Saf Al kaplanan numunelerin martensit hacim oranı-çekme mukavemeti ilişkisi.	49
Şekil 5.19: Al-Si kaplama XRD paternleri.	50
Şekil 5.20: Al-Si kaplamanın elementel haritası ve noktasal EDS noktalarının..... gösterimi.	50
Şekil 5.21: Al-Si kaplama yapısı.	51
Şekil.5.22: 700 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı.....	52
Şekil.5.23: 715 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı.....	52
Şekil.5.24: 730 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı.....	52
Şekil 5.25: 745 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı.....	53
Şekil.5.26: 770 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı.....	53
Şekil 5.27: Al-Si kaplanan numunelerin kaplama tabakası kalınlıkları.....	54
Şekil 5.28: Al-Si kaplama ve intermetalik tabaka sertlikleri.	55
Şekil 5.29: Kaplama öncesi taban malzemenin mikroyapısı.	55
Şekil 5.30: 700 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	56
Şekil 5.31: 715 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	56
Şekil 5.32: 730 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	56
Şekil 5.33: 745 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	56
Şekil 5.34: 770 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı	57
Şekil 5.35: Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranı-sertlik ilişkisi.	58
Şekil 5.36: Kaplama öncesi malzemenin çekme eğrisi.....	59
Şekil 5.37: Al-Si kaplanan numunelerin çekme test eğrileri.	60
Şekil 5.38: Martensit hacim oranı-çekme mukavemeti ilişkisi.....	61
Şekil 5.39: XRD paternleri karşılaştırması.	62
Şekil 5.40: Saf Al ve Al-Si kaplamalara ait EDS elementel haritaların karşılaştırılması	63
Şekil 5.41: Kaplama kesiti karşılaştırması.....	64
Şekil 5.42: Kaplama sonrası havada soğutulan numunelerin kaplama tabakası kalınlıklarının karşılaştırılması.....	64
Şekil 5.43: Kaplama sonrası suda soğutulan numunelerin kaplama tabakası kalınlıklarının karşılaştırılması.....	65
Şekil 5.44: Havada soğutulan numuneler için kaplama sertlikleri karşılaştırması. ...	65
Şekil 5.45: Suda soğutulan numuneler için kaplama sertlikleri karşılaştırması.....	66
Şekil 5.46: Kaplama sonrası havada soğutulan numunelerin mekanik özelliklerinin kaplama malzemesine göre karşılaştırılması.	67
Şekil 5.47: Kaplama sonrası suda soğutulan numunelerin mekanik özelliklerinin kaplama malzemesine göre karşılaştırılması.	68

DP-800 KALİTE ÇİFT FAZLI ÇELİĞİN SICAK DALDIRMA YÖNTEMİ İLE ALÜMİNYUM KAPLANMASI

ÖZET

Global otomotiv sektörü tüketici tercihleri, yasal düzenlemeler ve rekabetçi baskılar tarafından yönlendirilmektedir. Çevresel düzenlemeler, mevzuat gereklilikleri ve müşteri talepleri doğrultusunda otomotiv üreticileri ve malzeme tedarikçileri çok çeşitli çözümler geliştirmek zorunda kalmıştır. Yeni çözümler geliştirilirken yakıt tüketimini azaltmak, sürücü güvenliğini arttırmak, ürün güvenilirliğini sağlamak ve satın alınabilirliği arttırmak amaçları gözetilmiştir. Çözümler; ürün tasarımının optimizasyonu, hafif malzemelerin geliştirilmesi ve yenilikçi üretim süreçlerinin uygulanmasını içermektedir. Bütün bu çözümler birbiriyle bağlantılıdır ve hafif malzemelerin özelliklerine bağlıdır.

Çift fazlı çelikler AHSS çelikler ailesinde bulunan en önemli çelik türlerinden biridir. Bu çelikler yumuşak ferrit fazı ile %10-%40 oranlarında martensit fazının birleşiminden oluşan mikro yapıya sahiptir. Bu çeliklerin yapısında bulunan martensit oranı malzemenin mukavemet seviyesini belirlemektedir. Çift fazlı çeliklerin ferrit+martensit yapısını elde edebilmek için düşük karbonlu çeliklere $\alpha+\gamma$ faz bölgesinde su verilmesi esasına dayanan üretim yöntemleri kullanılmaktadır. Çift fazlı çeliklerin bu yapısın söz konusu çelikleri geleneksel çeliklere göre deformasyon sertleşmesi ve şekillendirilebilirlik açısından daha üstün kılmaktadır.

Çift fazlı çelikler gerek görsellik gerekse korozyon direnci sağlamak amacıyla kaplanmaktadır. Kaplama malzemesi olarak mevcut durumda yaygın olarak galvaniz kullanılmaktadır. Galvaniz kaplama malzemesi olarak kullanılan çinkonun kaynaklarının sınırlı olması sebebiyle ilerleyen zamanda fiyatının artması ihtimali oldukça yüksektir. Bu da çalışmaların sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum ve alaşımları ile yapılan kaplamalar gibi çinkoya alternatif kaplama malzemelerinin arayışına yönelmesine sebep olmuştur. Yapılan çalışmalar düşük karbonlu çeliklerde galvaniz kaplanmış malzemeye göre alüminyum kaplanmış malzemenin daha yüksek korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir. Literatürde yapılan araştırmalarda DP çeliklerde alüminyum kaplama üzerine yapılan çalışmaların sayısının çok az olduğu görülmüştür. Bu çalışmada da çift fazlı çeliklerde alüminyum kaplamanın etkileri incelenmiştir. Bu kapsamda sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplama işleminin DP 800 çift fazlı çeliğinin mikro yapısına ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir.

Deneysel çalışmalar kapsamında DP 800 kalite çelik sac malzemeden elde edilen numuneler saf Al ve Al-%10 Si alaşımlarıyla 60 s daldırma sürelerinde 700-770 °C sıcaklık aralığında farklı sıcaklıklarda kaplanmıştır. Kaplanan malzemelerin kaplama ve mikro yapıları ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Yapılan çalışma sonucunda DP 800 kalite çift fazlı çeliğin çekme mukavemeti, kopma uzaması ve sürekli akma davranışı gibi mekanik özelliklerinde herhangi bir kayıp

yaşanmadan sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanabileceği görülmüştür. 770 °C’de kaplanan malzemelerin çekme mukavemetlerinin kaplanmamış malzemeye göre daha yüksek değerlere sahip olduğu görülmüştür.

HOT DIP ALUMINIZING OF DP-800 GRADE DUAL PHASE STEEL

SUMMARY

The global automotive sector is driven by consumer preferences, legal regulations and competitive pressures. In the direction of environmental regulations, regulatory requirements and customer demands, automotive manufacturers and material suppliers have had to develop a wide range of solutions. While new solutions are being developed, they are aimed to reduce fuel consumption, increase driver safety, ensure product reliability and increase affordability. Solutions can be summarized as optimization of product design, development of light materials, and implementation of innovative production processes. All these solutions are interconnected and depend on the properties of light materials.

Dual-phase steels are one of the most important steel types found in AHSS steels family. These steels have a microstructure consisting of a combination of soft ferrite phase and 10% -40% martensite phase. The martensite ratio in the structure of these steels determines the strength level of the material. In order to obtain the ferrite + martensite structure of the dual-phase steels, production methods based on quenching the low carbon steels from the $\alpha + \gamma$ phase region are used. This structure of dual-phase steels makes the steels superior to the conventional steels in terms of deformation hardening and formability.

Aluminium coating of steel materials by hot dipping method is one of the oldest coating methods used. Compared to other methods, it is a very advantageous method both in terms of cost and ease of application. With this method, corrosion and high temperature oxidation resistance of steel materials are increased.

Dual-phase steels are coated to provide both corrosion resistance and good appearance. Galvanized materials is commonly used as coated material. Due to the limited resources of zinc used as galvanizing material, it is very likely that the price will increase in the future. This has led to the search alternative coating materials to zinc such as aluminium and its alloys. Studies have shown that aluminium coated material has higher corrosion resistance than galvanized coated steel in low carbon steels. Studies in the literature have shown that the number of studies on aluminium coatings in DP steels is very limited. In this study, the effects of aluminium coating on dual-phase steels were investigated. In this context, the microstructure and mechanical properties of the DP 800 dual-phase steel were examined after hot dip aluminium coating process.

In the present study the possibility of the aluminizing DP800 grade dual phase steel without losing its mechanical properties. In the experimental studies, samples obtained from 2 mm thick DP 800 quality steel sheet material were coated with pure Al and Al - 10% Si alloys at different temperatures in the range of 700-770 °C for 60 s dipping periods. The specimens were cooled two different type, air cooling and water cooled, after dipping. The coating and microstructure and mechanical properties of the coated materials were investigated.

Optical microscopy and EDS analyses used for the characterizations of the coating structure and morphology and cross-section of the specimens. X-ray diffraction analyses used for qualitative identification of the phases at surface. Cross-sectional micro hardness measurements were done on the coating and intermetallic layers.

Microstructures of the base material also examined by optical microscopy. To determine the mechanical properties of base material, tensile specimens were prepared, aluminized and tensile tests were performed.

X-ray diffraction and EDS analyses shows that, for pure Al coating FeAl, FeAl₃ and Fe₂Al₅ phases exist on the coating layer. For Al-Si coating Fe₂Al₅, Al₇Fe₂Si and Al₂Fe₃Si₃ phases exist on the coating layer.

When the layer thickness measurements made from the coating section were examined, it was seen that the coating layers of the pure Al coated samples had higher values than the Al-Si coated samples. The highest total coating thickness for pure Al coating is 104 μm and the highest total coating thickness for Al-Si coating is 65 μm . The average thickness of total coating plate was calculated for pure Al coating as 97 μm , for Al-Si coating as 48 μm .

When the thicknesses of intermetallic layers are measured, it is seen that the intermetallic layer of pure Al coatings have a thicker and tongue-like structure and the intermetallic layer of Al Si coatings are thinner and smoother. The highest value of the pure Al intermetallic layer was measured in the air-cooled sample coated at 133 μm to 730 ° C. The highest value of the Al-Si intermetallic layer was measured at the sample coated at 13 μm to 700 ° C. The average value of the intermetallic layers of Al-Si coated samples was calculated to be 7.22 μm . The average intermetallic layer thickness of pure Al coated samples was calculated as 65 μm .

When the hardness measurements made from the sections are taken into consideration, it is seen that intermetallic layers having hardness values much higher than the hardness value of the coating materials. Pure Al coating average hardness was calculated as 44 HV_{0.25}, intermetallic layer hardness 595 HV_{0.25}. Al-Si coating hardness average 79 HV_{0.25}, intermetallic layer hardness average 461 HV_{0.25} was calculated. It has been found that the addition of silicon reduces the hardness of the intermetallic layer and which increases the hardness of the aluminium.

The optical microscopy results shows that the coating process performed at low temperatures destroyed the microstructure of the material. Martensite phase's volume fraction decreases at low temperatures coating process, because of tempering martensite. When the dipping temperatures reach above 730 °C, martensite phases was formed again. As a result of this phenomena, at dipping temperature below 730 °C material has lost some mechanical properties such as continuous flow property and upper tensile strength and gain these properties again at dipping temperatures above 730 °C.

It has been assessed that the coating material has no significant effect on the mechanical properties of the base material. Mechanical properties is controlled by the microstructure of base material.

The specimens dipped at 770 °C have higher upper tensile strength value of uncoated material.

As a result of the study, DP 800 quality dual-phase steel can be coated with aluminium by hot dipping method without any loss of tensile strength and % elongation properties.

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Global otomotiv sektörü tüketici tercihleri, yasal düzenlemeler ve rekabetçi baskılar tarafından yönlendirilmektedir. Çevresel düzenlemeler, mevzuat gereklilikleri ve müşteri talepleri doğrultusunda otomotiv üreticileri ve malzeme tedarikçileri çok çeşitli çözümler geliştirmek zorunda kalmıştır. Yeni çözümler geliştirilirken yakıt tüketimini azaltmak, sürücü güvenliğini arttırmak, ürün güvenilirliğini sağlamak ve satın alınabilirliği arttırmak amaçları gözetilmiştir. Çözümler; ürün tasarımının optimizasyonu, hafif malzemelerin geliştirilmesi ve yenilikçi üretim süreçlerinin uygulanmasını içermektedir. Bütün bu çözümler birbiriyle bağlantılıdır ve hafif malzemelerin özelliklerine bağlıdır [1].

Çelikler, satın alınabilirliği, performansı, üretilebilirliği, geri dönüştürülebilirliği ve geniş uygulama alanları nedeniyle otomobil ve yapı sektöründe hakim mühendislik alaşımı olma özelliğine sahiptir. Çeliğin çok yönlülüğü, bileşenlerin, fazların, mikro yapıların geniş kombinasyonlarından kaynaklanmaktadır. Bu farklı kombinasyonlar, birçok uygulama için istenen çelik özelliklerinin elde edilmesine katkıda bulunmaktadır. Çeliğin yapısı ve üretimi konusunda sahip olunan bilgi birikimi ve alt yapı gelecekte de otomotiv sanayiinde en önemli malzeme olacağı yadsınamaz bir gerçektir. Birçok araç üreticisi ürünlerinde kullandıkları ileri yüksek mukavemetli çelik miktarını arttırarak ürün ağırlığını azaltma stratejisini izlemektedir [1, 2].

Üstün niteliklere sahip yeni yüksek mukavemetli çelik türleri, maliyet, performans ve üretilebilirlik temelinde diğer hafif malzemelerle rekabet etmek için geliştirilmiştir. Bu gelişmenin temelinde, mikroyapıların ayarlanmasıyla yüksek mukavemet ve olağanüstü süneklik gibi etkileyici mekanik özelliklerin elde edildiği ileri yüksek mukavemetli çelik (AHSS) ailesi bulunmaktadır. İleri yüksek mukavemetli çelikler, diğer çeliklere göre daha hafif değildir, ancak mevcut çeliklerin özelliklerini daha ince ölçülerde sağlayabilmektedir. Bu sayede araç ağırlıklarının azaltılmasında büyük avantaj sağlamaktadır.

Çift fazlı çelikler AHSS çelikler ailesinde bulunan en önemli çelik türlerinden biridir. Bu çelikler yumuşak ferrit fazı ile %10-%40 oranlarında martensit fazının

birleşiminden oluşan mikro yapıya sahiptir. Bu çeliklerin yapısında bulunan martensit oranı malzemenin mukavemet seviyesini belirlemektedir. Çift fazlı çeliklerin ferrit+martensit yapısını elde edebilmek için düşük karbonlu çeliklere $\alpha+\gamma$ faz bölgesinde su verilmesi esasına dayanan üretim yöntemleri kullanılmaktadır. Çift fazlı çeliklerin bu yapısın söz konusu çelikleri geleneksel çeliklere göre deformasyon sertleşmesi ve şekillendirilebilirlik açısından daha üstün kılmaktadır. Çift fazlı çelikler aynı zamanda bake-hardening etkisi olarak adlandırılan ön şekillendirmeden ve belirli sıcaklıklarda yaşlandırmadan kaynaklanan akma mukavemeti artışı özelliği göstermektedir. Çift fazlı çelikler 600 MPa seviyesinden başlayıp 1400 MPa seviyesine kadar çıkabilen çekme mukavemetine sahip olabilmektedir [2, 3].

Çelik malzemelerin sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanması kullanılan en eski kaplama yöntemlerinden biridir. Diğer yöntemlerle karşılaştırıldığında hem maliyet hem de uygulama kolaylığı açısından oldukça avantajlı bir yöntemdir. Bu yöntemle çelik malzemelerin korozyon ve yüksek sıcaklık oksidasyon dirençlerinin artırılması sağlanmaktadır [4].

Çift fazlı çelikler gerek görsellik gerekse korozyon direnci sağlamak amacıyla kaplanmaktadır. Kaplama malzemesi olarak mevcut durumda yaygın olarak galvaniz kullanılmaktadır. Galvaniz kaplama malzemesi olarak kullanılan çinkonun kaynaklarının sınırlı olması sebebiyle ilerleyen zamanda fiyatının artması ihtimali oldukça yüksektir. Bu da çalışmaların sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum ve alaşımları ile yapılan kaplamalar gibi çinkoya alternatif kaplama malzemelerinin arayışına yönelmesine sebep olmuştur [5]. Yapılan çalışmalar düşük karbonlu çeliklerde galvaniz kaplanmış malzemeye göre alüminyum kaplanmış malzemenin daha yüksek korozyon direncine sahip olduğunu göstermektedir [6]. Literatürde yapılan araştırmalarda DP çeliklerde alüminyum kaplama üzerine yapılan çalışmaların sayısının çok az olduğu görülmüştür. Bu çalışmada da çift fazlı çeliklerde alüminyum kaplamanın etkileri incelenecektir. Çalışmada sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplama işleminin DP 800 çift fazlı çeliğinin mikro yapısına ve mekanik özelliklerine etkisi incelenecektir.

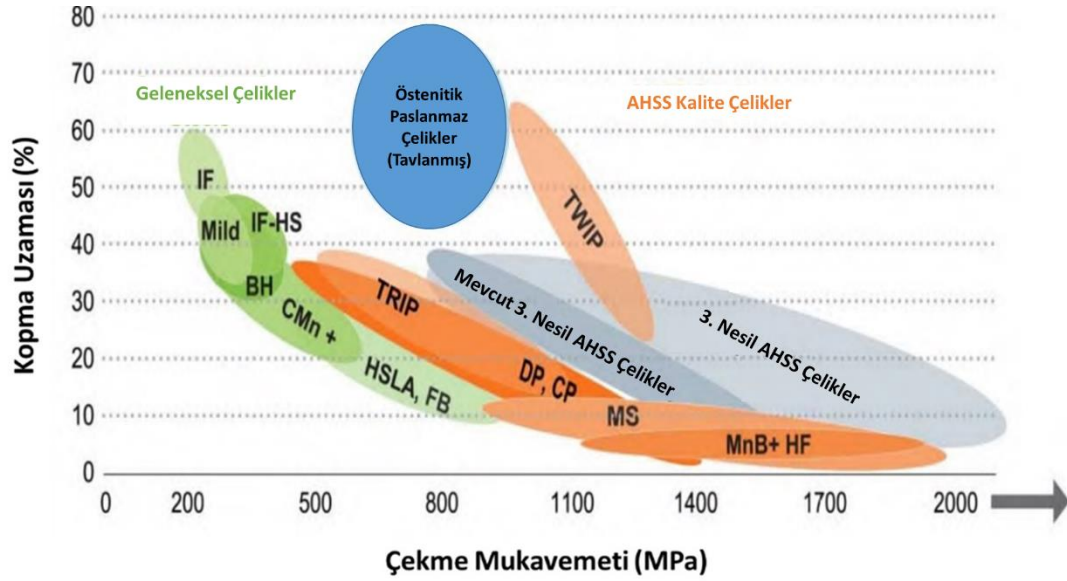
2. İLERİ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

Üstün niteliklere sahip yeni yüksek mukavemetli çelik türleri, maliyet, performans ve üretilebilirlik temelinde diğer hafif malzemelerle rekabet etmek için geliştirilmiştir. Bu gelişmenin temelinde, mikroyapıların ayarlanmasıyla yüksek mukavemet ve olağanüstü süneklik gibi etkileyici mekanik özelliklerin elde edildiği ileri yüksek mukavemetli çelik (AHSS) ailesi bulunmaktadır. İleri yüksek mukavemetli çelikler, diğer çeliklere göre daha hafif değildir, ancak mevcut çeliklerin özelliklerini daha ince ölçülerde sağlayabilmektedir. Bu sayede araç ağırlıklarının azaltılmasında büyük avantaj sağlamaktadır.

İleri yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) denilince öncelikle akla 500 MPa ve üzerinde dayanıma sahip olmaları gelir. Bunun yanı sıra AHSS ferrit, martensit, beynit ve kalıntı östenit gibi farklı fazları ve yapıları içeren karmaşık yapılara sahiptir. Bazı AHSS mukavemet-süneklik dengesinden dolayı geleneksel çeliklere göre deformasyon sertleşmesi katsayısı açısından büyük üstünlük sağlamaktadır. Birçok ileri yüksek mukavemetli çelik türü daha ince malzemelerle daha yüksek mukavemet elde ederken şekillendirilebilirliğin de korunabilmesi amacıyla geliştirilmiştir [1].

AHSS malzemeler güvenlik, verimlilik, emisyon, üretilebilirlik, dayanıklılık, ve maliyet gerekliliklerini karşılayabilmektedir [7].

Şekil 2.1’de bazı çelik türlerinin mukavemet-kopma uzaması ilişkileri gösterilmektedir. Buna göre geleneksel çeliklere üstün çekme mukavemeti-kopma uzaması değerlerine sahip olabildiği görülmektedir.



Şekil 2.1: İleri yüksek mukavemetli çeliklerin mukavemet-kopma uzama ilişkisi [2].

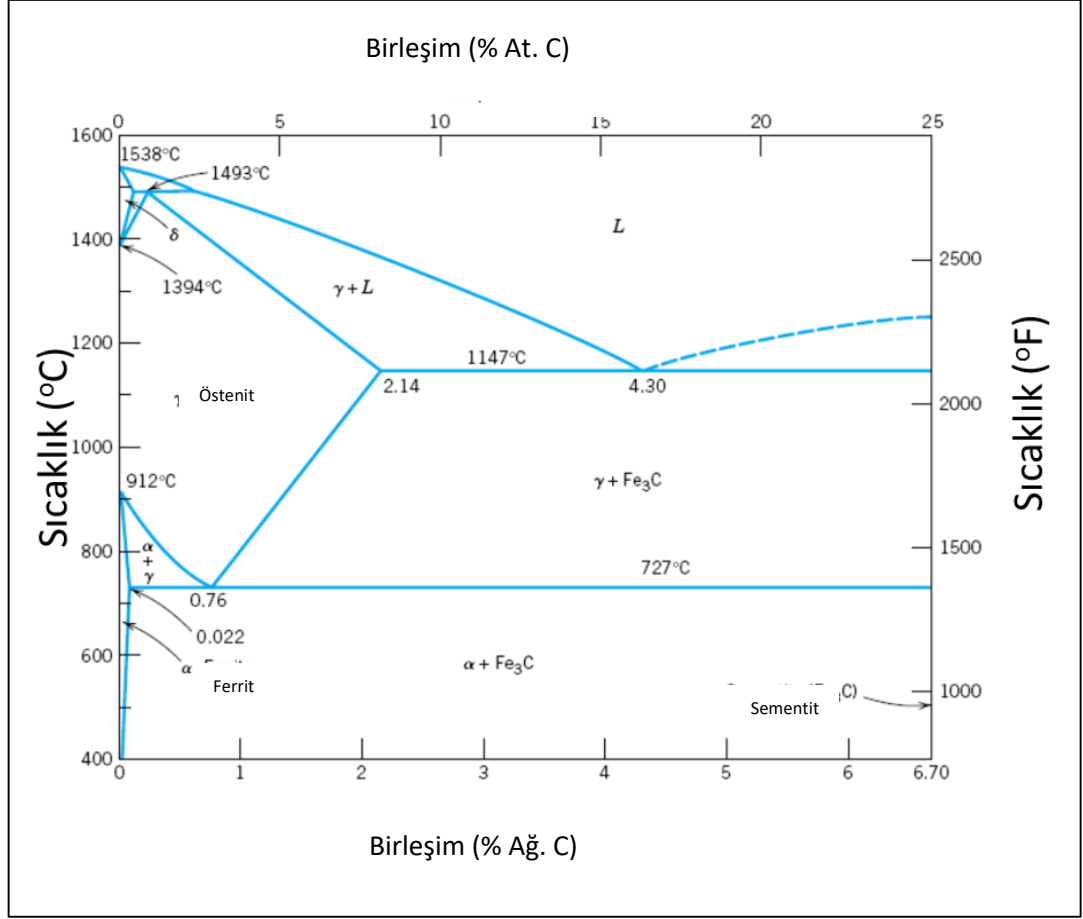
İleri yüksek mukavemetli çeliklerin adlandırması Ultra-Light Steel Automotive Body—Advanced Vehicle Concept (ULSAB-AVC) tarafından geliştirilmiş olan standarda göre yapılmaktadır. Bu standarda göre ileri yüksek mukavemetli çeliklerin adlandırılmasında çeliklerin hem akma mukavemeti hem de çekme mukavemeti değerlerine yer verilmektedir. Adlandırma yapısı şu şekildedir: XX aaa/bbb. Burada XX çeliğin türünü, aaa akma mukavemetini, bbb çekme mukavemetini temsil eder. Çizelge 2.1’de AHSS çeliklerin adlandırılmasında kullanılan kısaltmaları verilmiştir. Örneğin DP 500/800 çift fazlı (dual phase) akma mukavemeti en az 500 MPa, çekme mukavemeti en az 800 MPa olan çeliği temsil eder. Ama genel kullanım olarak ileri yüksek mukavemetli çelikler çekme mukavemetleri ile kodlanır. Örneğin DP800 kalite çelik 800 MPa çekme mukavemetine sahip çift fazlı çeliği ifade eder [1].

Çizelge 2.1: AHSS çeliklerin tür kısaltmaları [1].

XX	Çelik Türü
FB	Ferritik-Beynitik Çelikler
CP	Kompleks Fazlı Çelikler
DP	Çift fazlı çelikler
MS	Martensitik çelikler
TRIP	Dönüşüm kaynaklı plastisite çelikleri
TWIP	İkizlenme kaynaklı plastisite çelikler

AHSS malzemelerin üretim yöntemlerinin mantığı incelendiğinde, Şekil 2.2’de görülen Fe-Fe₃C denge diyagramında östenit bölgesinden veya östenit+ferrit bölgesinden oda sıcaklığına kontrollü soğutma işlemi kullanıldığı görülmektedir.

Üretim proseslerinde bu ısıtma işlemleri sıcak hadde çeliklerinde sıcak haddeleme sırasında, sürekli tavlama ile üretilen veya sıcak daldırma ile kaplanan çeliklerde sürekli tavlama fırınının soğutma bölümünde gerçekleştirilir.



Şekil 2.2: Demir-sementit faz diyagramı [8].

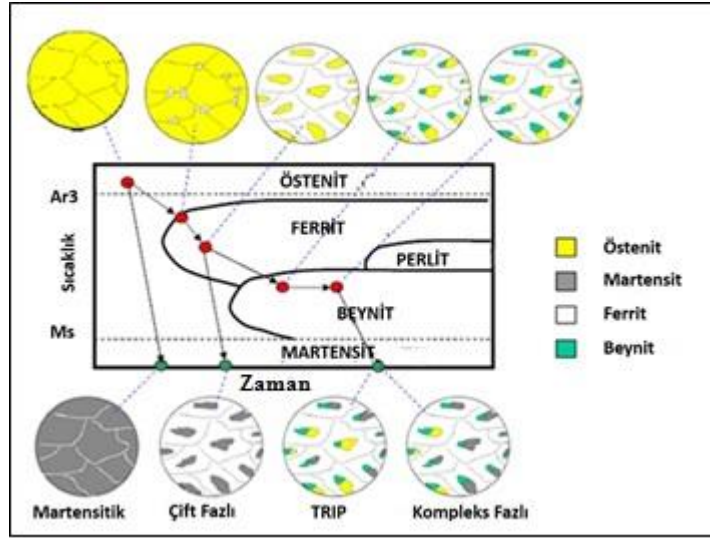
İleri yüksek mukavemetli çelikler üretilirken soğutma işleminin kontrolü çok önemli bir parametredir. Şekil 2.3’de CCT diyagramları üzerinde, AHSS çeliklerin hangi soğutma rejimiyle üretildikleri şematik olarak gösterilmiştir.

Şekle göre martensitik, DP, CP ve TRIP çeliklerinin ısıtma adımları aşağıdaki şekilde özetlenebilir:

- Martensitik çelikler östenit fazından hızlı su verilerek östenitin tamamına yakınının martensite dönüşmesiyle üretilir.
- Çift fazlı çelikler östenit fazından veya östenit+ferrit çift faz bölgesinden kontrollü soğutulularak östenitin bir kısmının martensite dönüşümünün sağlanmasıyla üretilir. TRIP çeliklerinin üretiminde ise çeliğin beynit bölgesine kontrollü soğutulmasından sonra bir süre bekletilerek beynitik

dönüşüm sağlanmasını takip eden hızlı soğutma işlemi kullanılır. Yapıdaki yüksek silisyum ve karbon az miktarda kalıntı östenit oluşmasına sebep olur.

- Kompleks fazlı çeliklerde de TRIP çeliklerine benzer soğutma adımları kullanılır. Fakat kompleks fazlı çeliklerin kimyasal içeriği daha az kalıntı östenit oluşturacak şekilde ve daha ince martensit ve beynit taneleri olacak şekilde ayarlanmıştır.

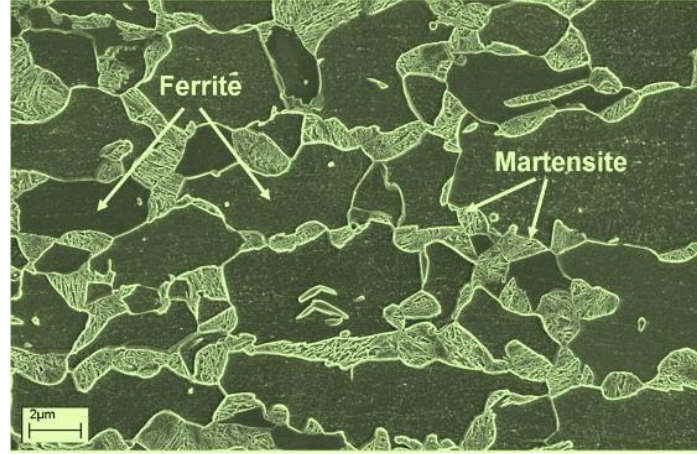


Şekil 2.3: Bazı ileri yüksek mukavemetli çeliklerin soğutma adımları [8].

2.1 Çift Fazlı (DP) Çelikler

Çift fazlı çelikler, mükemmel mukavemet ve süneklik kombinasyonu nedeniyle otomotiv endüstrisinde oldukça geniş kullanım alanına sahiptir. Çift fazlı çelikler, benzer akma dayanımına sahip geleneksel çeliklerden daha yüksek çekme mukavemetine sahiptir. Çift fazlı çelikler aynı zamanda, benzer mukavemetlere sahip HSLA çeliklere göre daha yüksek deformasyon sertleştirme oranına ve daha düşük akma mukavemeti / çekme mukavemeti oranında sahiptir.

Çift fazlı çelikler (DP) yumuşak ferrit matris içerisinde dağılmış %10 ile %40 oranlarında sert martensit parçacıklarını içerir. Yapıda çok küçük oranlarda kalıntı östenit ve beynit de yer alabilir. Şekil 2.4'de DP çeliğinin mikro yapısı mevcuttur. Yapıya bakıldığında koyu renkli fazlar sürekli ferrit fazı koyu renkli, martensit fazından oluşan adacıklar da açık renke görülmektedir [9].



Şekil 2.4: Çift fazlı çelik mikro yapısının şematik gösterimi [10].

Bu mikroyapı malzemenin 500 ile 1200 MPa arasında üst düzey çekme mukavemeti kazanmasını sağlamaktadır. DP çeliklerin mukavemetini martensit fazı, sünekliğini de ferrit fazı sağlamaktadır. DP çeliğinin martensit içeriği malzemenin mukavemet seviyesiyle orantılıdır.

Çizelge 2.2’de DP çeliklerin özellikleri özetlenmiştir [9].

Çizelge 2.2: DP çeliklerin özelliklerinin özeti [9].

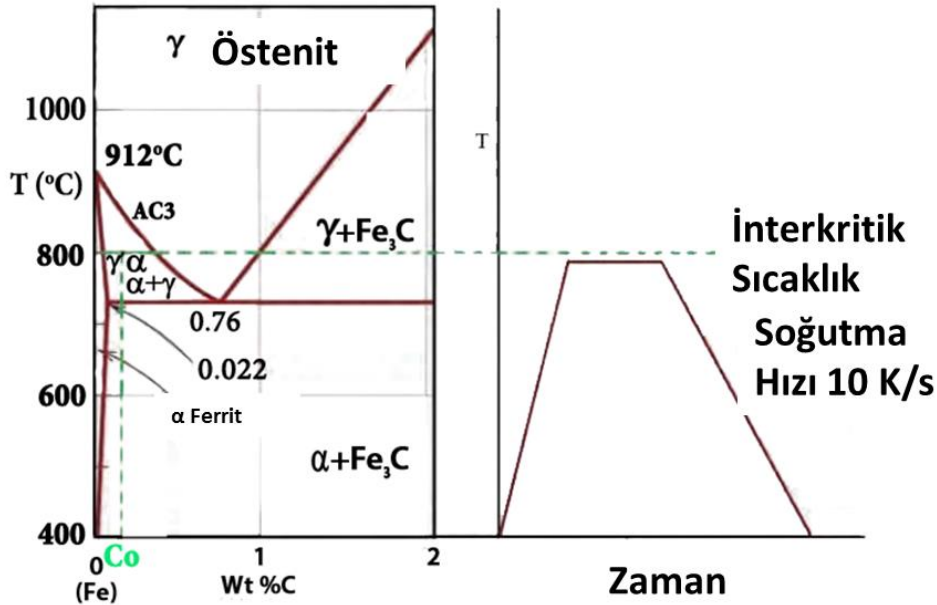
Mikro yapı	Yumuşak ferrit matris içerisinde dağılmış martensit adacıkları	Tipik alaşım elementleri	C, Si, P Mn, Cr, Mo, Ni ve V
Şekillendirilebilirlik	Mükemmel	Kaynak kabiliyeti	İyi
Avantaj		Performans	
Yüksek fırında sertleşme kabiliyeti ve yüksek mukavemet		Kırılma direnci	
Yüksek deformasyon sertleşmesi ve gerilme enerjisi sönmüleme kabiliyeti		Yüksek çekme mukavemeti ve boyun verme uzaması	
Yüksek uzama ve kaynak kabiliyeti		Yüksek üretilebilirlik, şekillendirilebilirlik	

Çift fazlı yapı DP çeliklere, HSLA çelik türlerine göre daha yüksek deformasyon sertleşmesi özelliği ve daha iyi şekillendirilebilirlik özelliği kazandırmaktadır. Düşük elastik limit, yüksek çekme mukavemeti, yüksek tekdüze gerinim, ve yüksek kopma uzaması miktarı özellikleri de çift fazlı çeliklerin diğer özgün özellikleri olarak karşımıza çıkmaktadır. Aynı zamanda çift fazlı çelikler deformasyon ve yaşlandırma işlemi sonucunda akma mukavemetinin artmasıyla sonuçlanan fırın sertleşmesi (BH) özelliği de göstermektedir. Bu işlem daha çok boya fırınlama işleminde meydana gelmektedir ve malzemenin çarpma performansını arttırmaktadır [1].

DP çelikleri çok geniş kimyasal bileşime sahip olabilmektedir ve %1'den fazla alaşım elementi içeriğiyle HSLA çeliklere göre daha fazla alaşım elementine sahiptir. Sınıflarına göre kimyasal bileşimleri fark etmekle birlikte DP çeliklerinin başlıca alaşım elementleri karbon, mangan ve silisyumdur. Bunların dışında düşük miktarlarda alüminyum, azot, fosfor ve sülfür gibi diğer alaşım elementleri de kullanılabilmektedir.

2.1.1 DP çeliklerin üretim yöntemleri

Çift fazlı çelik üretimi, temelde interkritik A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında (γ + α faz bölgesinde) tavlama ve hızlı soğutma işlemiyle martensit fazının elde edilmesi esasına dayanmaktadır. DP çeliklerin ikili mikroyapısı, sıcak haddelenmiş ürünler için östenit fazından, sürekli tavlama işlemine tabi tutulan soğuk haddelenmiş ve sıcak daldırma ile kaplanan ürünler için iki fazlı östenit+ferrit (interkritik) bölgesinden kontrollü soğutma ile üretilir. Şekil 2.5'de interkritik sıcaklıkta su verme işlemiyle üretim yönteminin basit şekilde gösterimi görülmektedir.

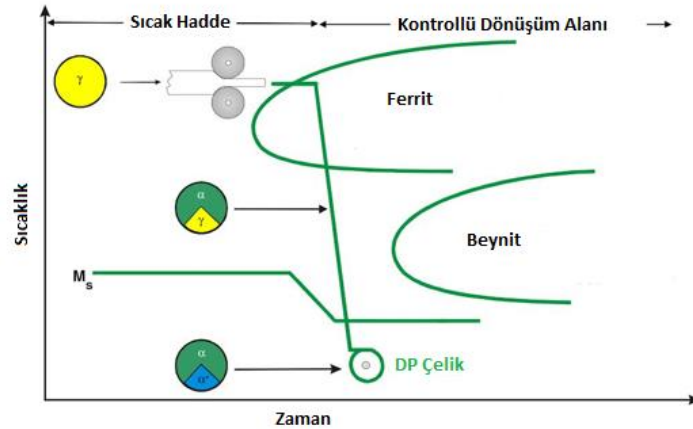


Şekil 2.5: İnterkritik tavlama yöntemiyle DP çelik üretimi [1].

Ticari olarak DP çeliklerin üretiminde 3 temel yöntem uygulanmaktadır:

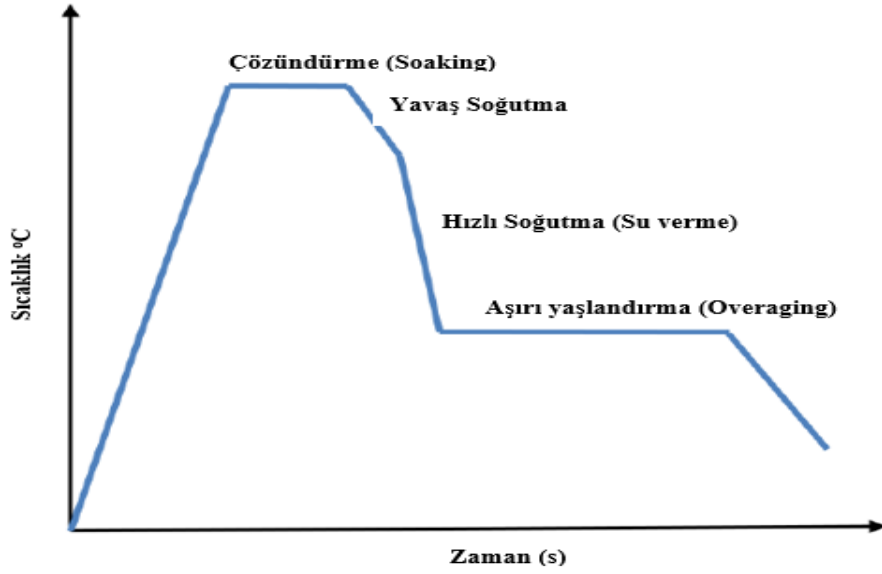
- Çift fazlı yapının geleneksel sıcak haddeme işlemi sırasında elde edilmesi (Hot Rolling)

- Sıcak veya soğuk haddelenmiş çelik sac rulolarının açılarak sürekli tavllanması (Continuous annealing)
- Sıcak veya soğuk haddelenmiş çelik sacların rulo halde yığın tavlamasına tabi tutulması (Batch annealing) [3].



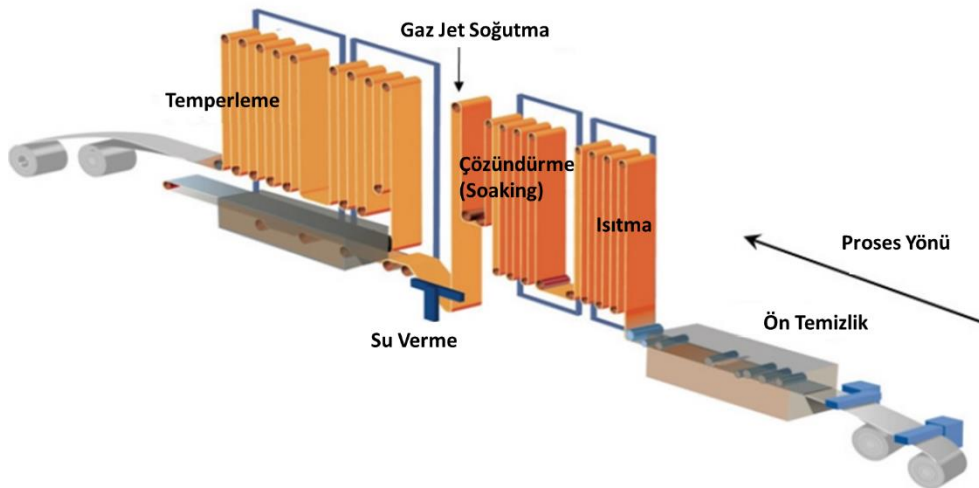
Buna göre sıcak haddeleme işleminden sonra çelik önce östenit fazının bir kısmının ferrit fazına dönüşümü sağlamak için yavaş soğutulur, sonrasında ise martensit dönüşüm sıcaklığının (M_s) altına hızlı soğutularak kalan östenit fazının martensit fazına dönüşümü sağlanır [11].

Sürekli tavlama yöntemi ile üretim en yaygın çift fazlı çelik üretimi yöntemlerinden biridir. İlk olarak 1936 yılında sıcak daldırma yöntemi ile galvanizli çelik üretimi için kullanılmıştır [12].



Şekil 2.7: Sürekli tavlama yöntemi ile DP çelik üretiminin ısıl adımları [11].

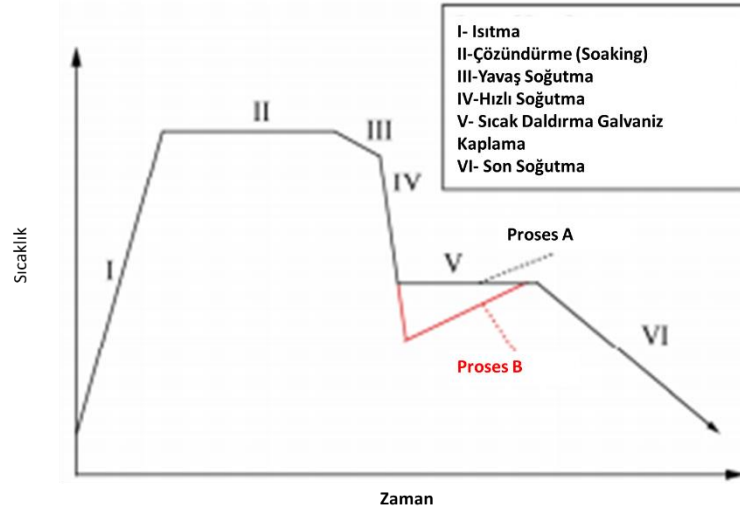
Sürekli tavlama işleminin şematik gösterimi şekil 2.8’de görülmektedir. Buna göre öncelikle sac metal $\gamma+\alpha$ (östenit+ferrit) faz bölgesine ısıtılır. Bu sıcaklık Ac_1 sıcaklığının biraz üzerinde (730-760 C) olmalıdır. Bu sıcaklıkta bir süre bekletilerek ferrit-östenit dönüşümü sağlanır. Sonrasında ise önce yavaş soğutma işlemi ve son olarak da östeit-martensit dönüşümünü sağlamak için malzemeye su verme işlemi uygulanır [11, 13].



Şekil 2.8: Sürekli tavlama yöntemi ile DP çelik üretiminin şematik gösterimi [13].

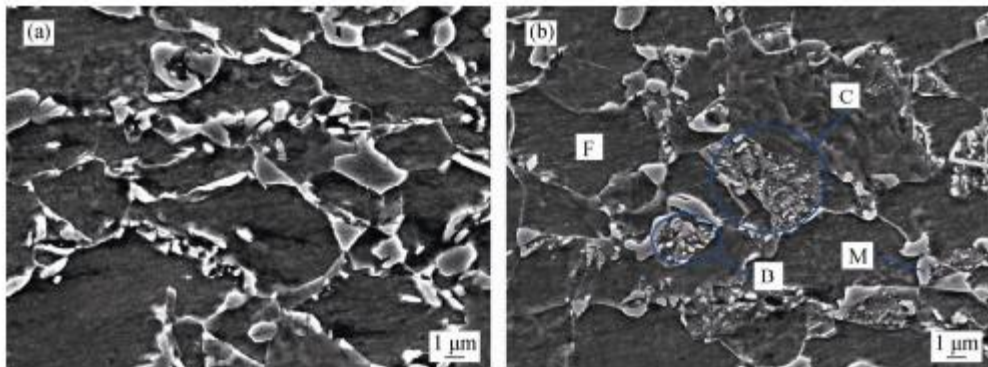
Sürekli tavlama yöntemiyle galvanizli DP çelik üretimi uygulamaları endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Sürekli tavlama yönteminde sıcak daldırma galvaniz kaplama işlemi yaşlandırma adımında gerçekleştirilmektedir.

Literatürde bu proses üzerinde de çalışmalar mevcuttur. Yapılan bir çalışmada sıcak daldırma işlemi benzetilerek iki farklı ısıtma işlem adımıyla DP600 kalite çelik malzeme üretilmiş ve mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Şekil 2.9’da bu iki prosesin adımları şematik olarak gösterilmektedir [14].



Şekil 2.9: Sıcak daldırma galvanizleme - tavlama işleminin şematik gösterimi [14].

İki yöntemden A prosesinde interkritik sıcaklığa ısıtılan numuneler doğrudan galvanizleme sıcaklığı olan 450 °C’ye su verilerek bekletilmiş ve sonrasında oda sıcaklığına soğutulmuş, B prosesinde ise önce galvanizleme sıcaklığının altında olan 350 °C sıcaklığa su verilerek sonrasında galvanizleme sıcaklığına ısıtılmış ve yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Her iki yöntemle elde edilen numunelerin mikroyapıları şekil 2.10’da gösterilmiştir [14].

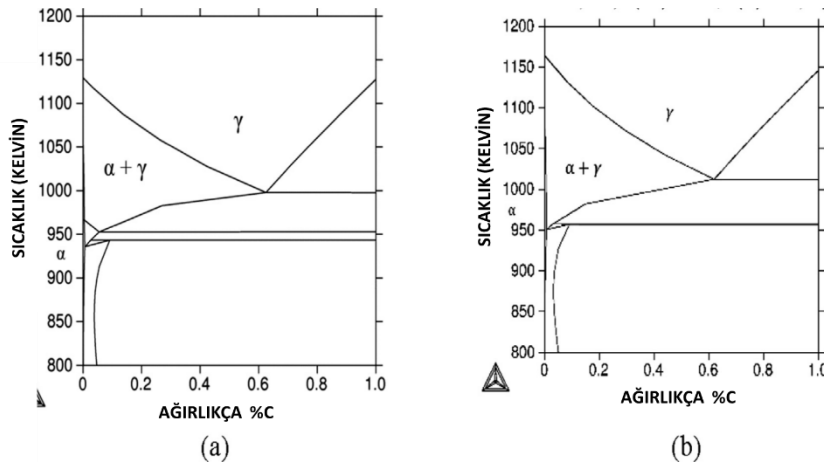


Şekil 2.10: Sıcak daldırma galvanizleme-tavlama işlemi ile üretilen malzemelerin SEM mikroyapı görüntüleri: (a) A prosesi. (b) B prosesi (F: Ferrit, M: Martensit, B: Beynit, C: Sementit).

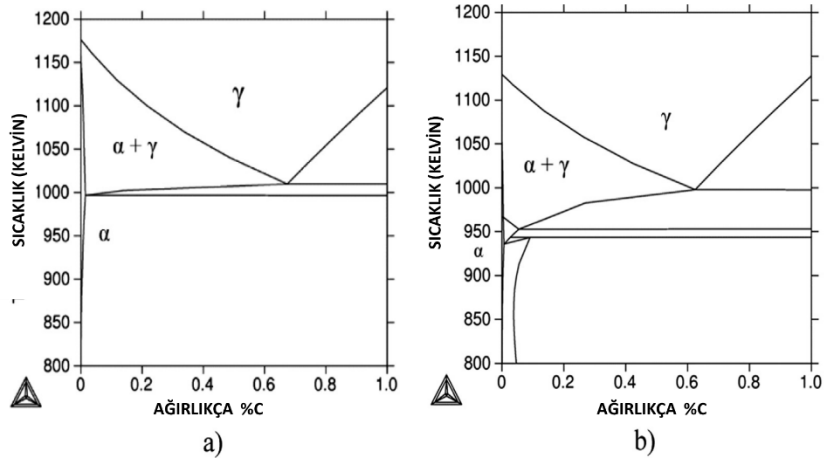
Mikro yapılar incelendiğinde doğrudan galvanizleme sıcaklığına su verilen ve sonrasında yaşlandırılan numunelerin mikro yapısında ferrit, martensit ve az miktarda beynit fazlarının olduğu görülmüştür. Galvanizleme sıcaklığının altında sıcaklığa su verilen ve sonrasında galvaniz sıcaklığına ısıtılan numunelerin yapısında ise su verme işleminde oluşan martensit fazının bir kısmının temperlenerek sementit'e dönüştüğü görülmüştür.

Yapılan bir diğer çalışmada alaşımdaki mangan ve silisyum içeriğinin interkritik sıcaklığa etkisi incelenmiştir. Artan mangan içeriğinin interkritik A_{c3} sıcaklığını düşürdüğü ve su verme işlemi sırasında martensit oluşumunu kolaylaştırdığı belirtilmiştir. Silisyum elementi ise su verme işlemi sırasında karbürlerin ferrit-martensit ara yüzeyine çökmesini engelleyerek katı çözünmesini engeller ve ferritin sünekliğinin yüksek olmasını sağlar. Çalışmada elde edilen diyagramlar şekil 2.11 ve şekil 2.12'de gösterilmiştir [15].

Bir başka çalışmada ise galvanizli çelik üretiminde en çok karşılaşılan sorunlardan biri işlem sırasında yapısında bulunan Mn, Al, Si P gibi alaşım elementlerinin ısıtma sırasında interkritik sıcaklıkta yüzeyde oksitler oluşturması olduğu belirtilmiştir. Oluşan bu oksitler çinko kaplamanın malzeme yüzeyine iyi yapışmasını engellemektedir [15].



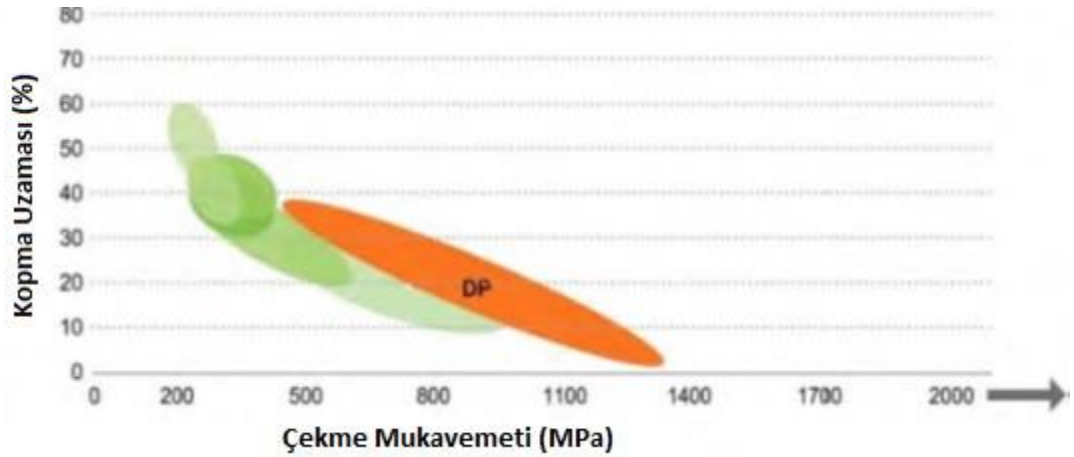
Şekil 2.11: Mangan içeriğinin çelik faz diyagramına etkisi: (a) %0,35 Mn. (b) %1,2 Mn.



Şekil 2.12: Silisyum içeriğinin çelik faz diyagramına etkisi: (a) % 0,2 Si. (b) % 1,2 Si.

2.1.2 DP çeliklerin karakteristik mekanik özellikleri

AHSS çeliklerin en önemli özellikleri derin çekme kabiliyeti için gerekli mukavemet ve şekil verilebilirlik için de sünekliktir. Şekil 2.13’de DP çeliklerin mukavemet-kopma uzaması grafiğindeki yeri görülmektedir. Buna göre çekme mukavemeti 420 MPa- 1400 MPa aralığında değişmektedir. Kopma uzama değerleri de %30’un üzerine kadar çıkabilmektedir.



Şekil 2.13: DP çeliklerin mukavemet-uzama ilişkisi [1].

Çift fazlı çeliklerin karakteristik özellikleri şu şekilde sıralanabilir:

- Sürekli akma davranışı
- Yüksek çekme mukavemeti
- Yüksek deformasyon sertleşmesi
- Yüksek şekillenebilirlik
- Düşük akma/çekme mukavemeti oranı [2]

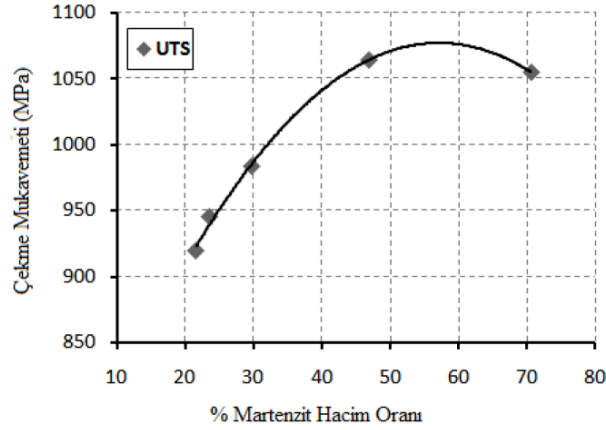
Süneklik: DP fazlı çeliklerin martensit hacim yüzdesinin artması toplam birik şekil değişiminde düşmeye sebep olmaktadır. Martensit fazının karbon miktarının düşük olması DP çelik malzemenin sünekliğinde artışa sebep olmaktadır. Aynı martensit oranında yapıda homojen dağılan daha küçük martensit taneleri daha yüksek süneklik özelliği sağlamaktadır. Çift fazlı çeliklerin sünekliğini sağlayan en önemli faz ferrit fazıdır. Ferrit fazı yapısında bulunan, karbon ve azot oranındaki artış sünekliğin düşmesine sebep olur. DP çeliklerin sünekliğini etkileyen diğer faz da kalıntı östenittir. Yapıda bulunan kalıntı östenit deformasyon sırasında martensite dönüşerek homojen uzamanın artmasını sağlamaktadır [16].

Akma Mukameveti: Akma mukavemeti malzemelerin çekme testi sırasında elastik değişimden plastik değişime geçtiği gerilme değeri olarak bilinir. Düşük akma dayanımı gösteren malzemeler daha kolay plastik şekil değiştirmektedir. Çift fazlı çelikler aynı çekme mukavemetine sahip temperlenmiş martensitik çeliklere göre daha düşük akma mukavemetine sahiptir. DP çeliklerin bir diğer özelliği de sürekli akma davranışı göstermesidir. Sürekli akma davranışının sebebi martensit tanelerinin çevresinde dislokasyon hareketinin yoğunlaşması ve kalıntı iç gerilmeler olarak görülmektedir [17]. Dislokasyon hareketinin martensit taneleri çevresinde yoğunlaşmasının sebebi ise östenit-martensit dönüşümü sırasında meydana gelen hacimsel büyüme ve bunun sonucunda ferrit matriste meydana gelen deformasyondur. Sürekli akma özelliği bu malzemelerin şekillendirilmesi sırasında yüzey özelliklerinin çok iyi olmasını sağlamaktadır [16].

Deformasyon Sertleşmesi: Çift fazlı çeliklerde deformasyon sertleşmesi yüksektir. DP çeliklerde deformasyon sertleşmesinin yüksek olması şekillendirme sonrasında malzemenin dayanımının artmasını sağlamaktadır.

Çekme Mukavemeti: DP çeliklerin mukavemeti yapısında bulunan martensit fazının miktarıyla orantılı olarak artar. Şekil 2.14’de martensit oranının DP çeliklerin çekme mukavemetine etkisi grafik olarak görülmektedir. Grafiğe göre martensit oranının %55’ e kadar mukavemeti arttırdığı, sonrasında da çekme mukavemetinde azalma olduğu görülmektedir. Bu azalma eğilimi de martensit oranının artmasıyla yapısındaki karbon miktarının azalmaya başlamasıyla açıklanmaktadır. Bu çeliklerin mukavemetini arttıran bir diğer etken ise martensit fazının sertliğidir. Matris olarak yapıda bulunan ferrit fazının sertliği de mukavemeti arttıran bir diğer etmendir.

Martensit fazının sertliği martensit içerisinde bulunan karbon miktarı ve çeliğin yapısındaki karbon oranı ile ayarlanabilir. Martensit fazının sertliği tane boyutunun küçültölmesiyle de arttırılabilir. Matris fazının yani ferritin sertliği ise alaşım elementleriyle ve tane boyutu ile arttırılabilir [16, 18].



Şekil 2.14: Martensit hacim oranının DP çeliklerin çekme mukavemetine etkisi [18].

2.1.3 DP Çeliklerin Temperleme Davranışları

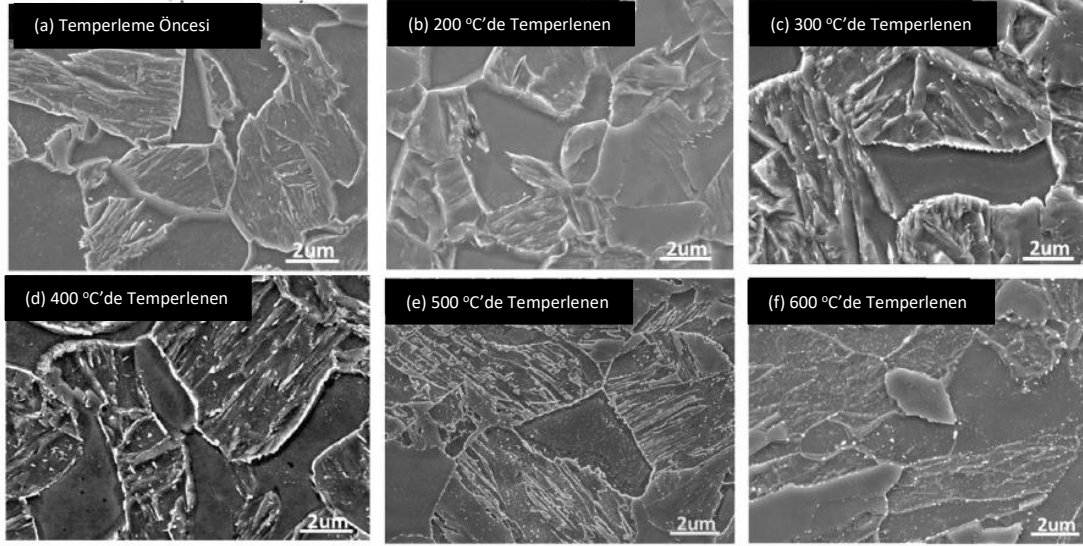
Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerinin istenilen seviyeye getirilebilmesi için mikro yapılarında değişiklik yapılabilmektedir. Temperleme işlemleri de bu mikro yapı ayarlaması için kullanılan en başlıca işlemdir. Temperleme işlemi ile interkritik aralıktan su verme işleminden sonra mukavemet/uzama oranının ayarlanabilmektedir [19].

Literatürde de bu konuda çok sayıda çalışma bulunmaktadır. Yapılan bir çalışmada interkritik su verme işlemiyle üretilmiş çift fazlı çelik malzemenin 100-600 °C arasında farklı sıcaklıklarda 1 saatlik sürelerle temperleme sonrası özellikleri incelenmiştir. Sonuç olarak 300 °C'ye kadar sıcaklıklarda yapılan temperleme işlemi sonunda malzemenin sürekli akma davranışının devam ettiği, bu sıcaklığın üzerindeki temperleme işlemlerinden sonra ise süresiz akma gösterdiği görölmüştür. Çalışmaya göre akma mukavemeti, 200 °C'den düşük sıcaklıklardaki temperleme ile artmakta, ancak daha yüksek sıcaklıklarda azalmaktadır. Çekme mukavemeti, 200 °C'den düşük temperleme sıcaklığında değişmez, ancak yüksek sıcaklıklarda azalır [19].

Temperleme işlemi, DP çeliklerin mekanik özelliklerindeki değişimin sebebi, hem martensit hem de ferritin dislokasyon yoğunluğundaki değişimdir. Düşük tavlama sıcaklığı martensit fazında ince karbürlerin oluşmasıyla sonuçlanır. Temperleme

sıcaklığının artmasıyla karbürlerin yoğunluğu artar ve martensitin karbon yoğunluğu azalır [19].

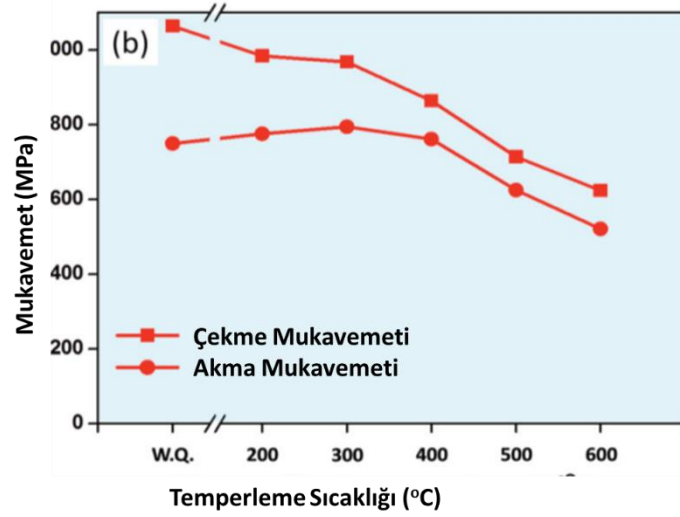
Başka bir çalışmada düşük karbonlu DP çeliğe 200-600 °C arasındaki sıcaklıklarda 1 saat sürelerle temperleme işlemi uygulanarak mekanik özelliklerinin değişimi incelenmiştir. Şekil 2.15’de çalışmada elde edilen mikroyapılar verilmiştir.



Şekil 2.15:Farklı sıcaklıklarda temperlenen numunelerin SEM görüntüleri [20].

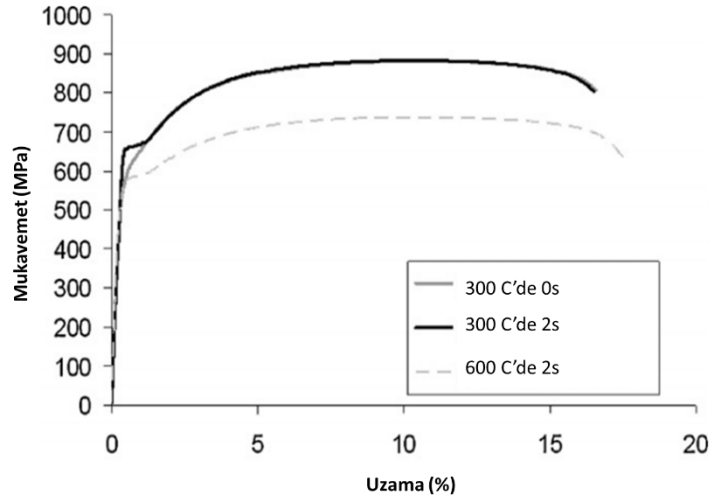
Mikro yapı görüntülerine bakıldığında 300 C ve üzerinde temperlenen numunelerin martensit fazları üzerinde karbür taneciklerinin çökeldiği ve artan sıcaklıkla karbür tanelerinin giderek büyüdüğü ve martensit fazının belirginliğinin azaldığı görülmüştür. 600 C’de temperlenen numunelerde fazlar arası sınırların kaybolduğu görülmüştür [20].

Şekil 2.16’da çalışmada elde edilen temperleme sıcaklığı-akma ve çekme mukavemetleri ilişkisi verilmiştir. Artan temperleme sıcaklığı ile fazların nanosertliklerinin düştüğü görülmüştür. Fazların nanosertlik ortalaması ile çekme mukavemeti arasında doğrusal bir ilişki olduğu görülmüştür. Artan temperleme sıcaklığı ile çekme mukavemetinin düştüğü görülmüştür. Akma mukavemetinin ise 300 C’ kadar olan sıcaklıklardaki temperleme işlemi ile artmış, daha yüksek sıcaklıklarda ise düşmüştür. Bunun sebebi olarak da düşük sıcaklıklarda martensit taneleri içinde çökelen karbürlerin tane içerisindeki mobil dislokasyonları kilitlemesi gösterilmiş. Artan sıcaklıkla karbür tanelerinin martensit içerisinde büyümesi ile bu özelliğini kaybettiği belirtilmiştir [20].



Şekil 2.16: Temperleme işleminin akma ve çekme mukavemetine etkisi [20].

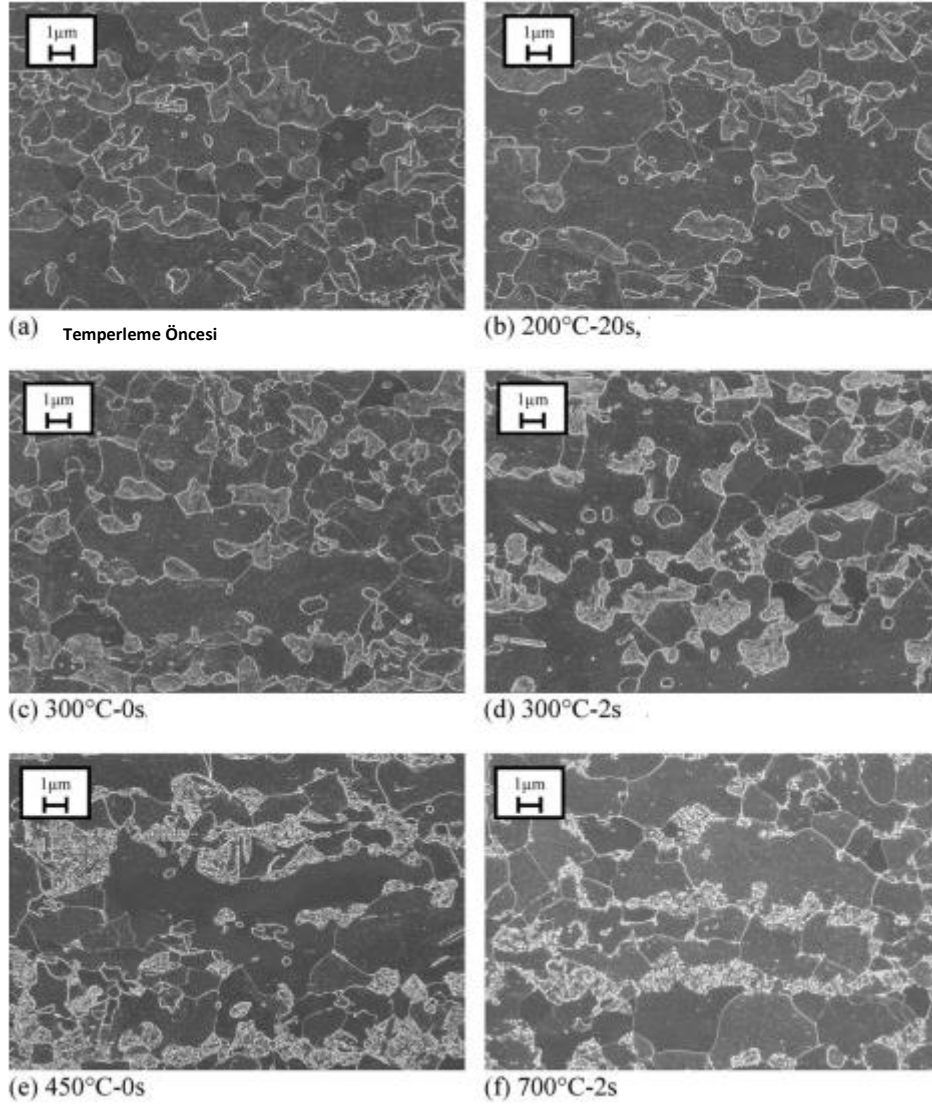
Bir başka çalışmada kısa süreli temperleme işlemlerinin çift fazlı çeliğin mikro yapısına mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Çalışmada numuneler farklı sıcaklıklara 35 C/s hızında ısıtılmış ve belirlenen sürelerde bekletilerek 26 C/s hızında soğutulmuştur. Şekil 2.17'de çalışmada farklı sürelerde yapılan temperleme işlemlerinin çekme eğrilerine etkisi görülmektedir. Şekilde 0 s temperleme süresi olarak belirtilen numune 300 C sıcaklığa ısıtılarak bekletilmeden soğutulmuş numuneyi ifade etmektedir [21].



Şekil 2.17: Farklı sıcaklıklarda temperlenen DP malzemenin çekme eğrileri [21].

Çekme eğrilerine bakıldığında çok kısa sürelerdeki temperleme işleminin bile çekme eğrilerinde değişikliğe yol açtığı görülmüştür. 300 C sıcaklıktaki 2 s temperleme süresinde malzemenin sürekli akma davranışı özelliğini kaybettiği 600 C sıcaklıktaki 2 temperleme işleminde ise çekme mukavemetinin de düştüğü görülmüştür. Çalışmada

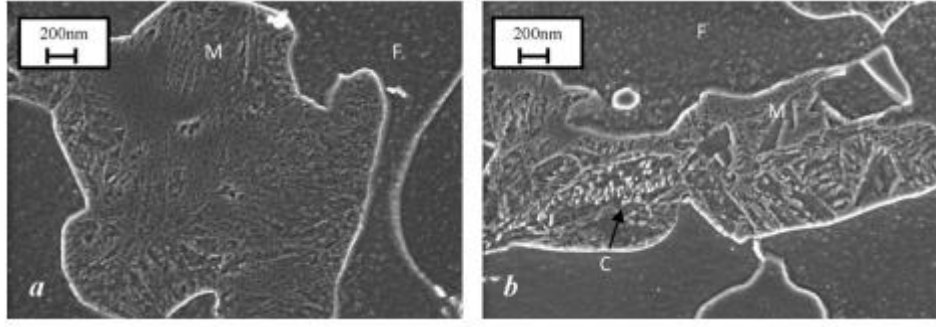
farklı sıcaklık ve sürelerde temperlenen numunelerin mikro yapı görüntüleri incelenmiş ve sonuçları Şekil 2.18’de verilmiştir [21].



Şekil 2.18: Farklı şartlarda temperlenmiş DP çeliklerin mikroyapı görüntüleri [21].

200 °C sıcaklıktaki temperleme işleminde malzeme mikro yapısında kayda değer değişikliğin olmadığı görülmüştür. Belirgin mikro yapı değişiklikleri ise 300 °C’de temperlenen numunelerin mikro yapılarında görülmüştür. Mikro yapılar incelendiğinde artan sıcaklık ve temperleme sıcaklığı ile martensitin temperlendiği ve karbür tanelerinin çökelindiği görülmektedir.

Şekil 2.19’da ise 300 C sıcaklıkta 0 ve 2s sürelerle temperlenen numunelerin mikroyapıları karşılaştırılmıştır.



Şekil 2.19: 300 °C sıcaklıkta temperlenen DP çeliğin mikro yapıları: (a) 0s. (b)2s (F:Ferrit, M:martensit, C:Karbür) [21].

Mikro yapılar karşılaştırıldığında 0 s temperleme süresinde malzeme mikro yapısında ferrit ve martensit yapılarının olduğu, 2 s temperleme süresi sonucunda ise martensitin temperlenmeye başladığı ve karbür taneciklerinin oluştuğu görülmektedir [21].

3. DEMİR ESASLI MALZEMELERE ALÜMİNYUM KAPLAMA YÖNTEMLERİ

Alüminyum metali ve alüminyum alaşımı malzemeler düşük yoğunluğunun yanında yüksek dayanıma sahip olması nedeniyle diğer metalik malzemelere karşı üstünlüğe sahiptir. Bu özelliğinden dolayı yakın tarihte en çok çalışma yapılan konulardan biri de alüminyumdur. Yukarıda bahsedilen özelliklerinin yanı sıra yüksek oksidasyon ve korozyon direnci de araştırmaların bu konuda yoğunlaşmasının sebeplerindendir. Tüm bu üstünlüklerine rağmen alüminyum malzemenin tek başına kullanılmasında bir takım kısıtlamalar olduğu da bilinen bir gerçektir. Bu kısıtlar da çalışmaları alüminyumun farklı malzemelerle birlikte kullanılması üzerine yoğunlaştırmıştır. Çalışmaların yoğunlaştığı başka bir alan da metalik malzemelerin alüminyum kaplanmasıdır [22].

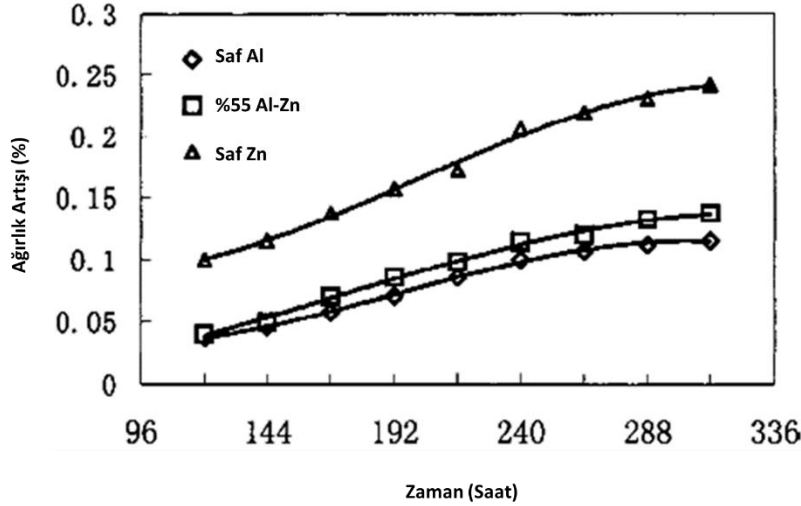
Demir esaslı malzemelerin üstünlükleri ile alüminyum ve alaşımlarının üstünlüklerinin birleştirildiği kaplama yöntemleri endüstride sıklıkla kullanılmaktadır. Örneğin düşük maliyeti ve mekanik özelliklerinden dolayı mühendislik uygulamalarında oda sıcaklığında geniş kullanım alanına sahip olan düşük karbon çeliklerinin yüksek sıcaklıklarda oksitlenme direnci düşüktür. Bu çeliklerin bu eksikliği de yüzeylerinin alüminyum ile kaplanarak giderilmeye çalışılmıştır [23].

Yapılan bir çalışmada düşük karbon çeliğinden üretilmiş tel üzerine yapılmış alüminyum kaplama, çinko kaplama ve Al-Zn karışımı kaplamaların deniz suyundaki korozyon dirençleri karşılaştırılmıştır. Şekil 3.1’de çalışmada elde edilen sonuçların grafiği görülmektedir. Buna göre çinko kaplamaya göre saf Al ve Al-Zn kaplamanın korozyon direncinin daha iyi olduğu görülmüştür [6].

Alüminyum kaplama işlemi üzerine yapılan çalışmalar ve endüstriyel gelişmeler neticesinde birçok kaplama tekniği geliştirilmiştir. Bu yöntemler şu şekildedir:

- Kutu kaplama
- Püskürtme ile kaplama
- Vakum kaplama

- Gaz kaplama
- Fiziksel buhar çöktürme yöntemi ile kaplama
- Giydirme
- Elektrolitik kaplama
- Sıcak daldırma ile kaplama



Şekil 3.1: Deniz ortamı korozyon direnci karşılaştırması [6].

3.1 Kutu Kaplama Yöntemi

Bu yöntemin aşamaları özetle; kaplanacak malzemenin yüzey temizliği, malzemenin alüminyum veya alüminyum-demir toz karışımıyla karbür fırınlarına yerleştirilmesi ve temperleme işlemidir. İşlem sırasında toz haldeki malzemelerin sinterlenmesini ve oksitlenmeyi önlemek için karışım içerisinde alüminyum oksit ve alüminyum klorür ilavesi yapılmaktadır. Kaplama işlemi 900-1100 °C sıcaklıklarda karışıma ve sıcaklığa bağlı olarak 4 saat ile 30 saat aralığında yapılabilmektedir. Kaplama sonrasında malzemenin dış yüzeyinde yüksek miktarda, %35-65 arası, alüminyum içeren kırılğan bir yapı oluşmaktadır. Bu sorun da malzemenin 800-100 °C sıcaklıklarında tavlama işlemi ile giderilmektedir. Tavlama işlemi ile %35-65 arası alüminyum içeren kırılğan dış yüzeyin alüminyum oranı %20 seviyelerine kadar düşürülmektedir. Bu kaplama yöntemi uygulama zorluğu ve yüksek maliyetinden dolayı sadece karmaşık yapı malzemelerin kaplanmasında kullanılmaktadır [22].

Püskürtme ile Kaplama Yöntemi

Püskürtme yöntemiyle alüminyum kaplama prosesi özetle; kaplanacak malzeme yüzeyine 2-4 atm arası hava basıncıyla ergitilmiş alüminyum veya alüminyum alaşımı püskürtülmesi işlemidir. Kaplama işleminden sonra kaplanan malzeme ile kaplama arasındaki bağı güçlendirmek için 900-1200 °C arasında bir sıcaklıkta tavlama işlemi uygulanması önerilmektedir [22].

3.2 Vakum Kaplama Yöntemi

Vakum yöntemi ile alüminyum kaplama işlemi temelde kaplanacak çelik malzemenin alüminyum buharının olduğu ortama daldırılması ve gaz halindeki alüminyumun soğuk çelik yüzeyinde yoğunlaşması ile gerçekleştirilen bir kaplama yöntemidir [24].

3.3 Gaz Kaplama Yöntemi

Kaplama prosesi için %45'i alüminyum, %45'i alüminyum oksit ve %10'u amonyumklorürden oluşan bir karışım kullanılmaktadır. Kaplama işlemi için bir retortun bir ucuna yukarıda bahsedilen karışım yerleştirilir ve 600 °C'ye ısıtılır, diğer ucuna da kaplanacak malzeme yerleştirilir ve bu da yaklaşık 1000 °C sıcaklığa kadar ısıtılır. İşlemin gerçekleştiği atmosferde alüminyumklorür olması da işlemin kritik noktalarındandır. İşlem sırasında aşağıdaki denklem uyarınca monoatomik alüminyum oluşur.



Oluşan bu monoatomik alüminyum difüzyonla çelik içerisine girerek ince bir film tabakası halindeki kaplamayı meydana getirmektedir. Yöntemin karmaşıklığı ve yüksek enerji maliyetlerinden dolayı endüstride fazla kullanım alanına sahip değildir [24].

3.4 Fiziksel Buhar Çöktürme (PVD) Kaplama Yöntemi

PVD esasen kaplama malzemesinin vakum ile atomize edilmesi ya da buhar fazına geçirilmesi ve sonrasında da kaplanacak malzemenin yüzeyine çöktürülmesi işlemidir. Bu sayede 20 µm kalınlığının altında ince film halinde kaplama tabakalarının elde

edilmesine olanak sağlamaktadır. Kaplama yöntemi uygulamada iki farklı yolla yapılmaktadır. Bunlar; fiziksel buharlaştırma ve plazma püskürtme yöntemidir [4].

Buharlaştırma işleminde malzeme yüksek vakum altında yüksek sıcaklığa ısıtılır ve bu sayede yüksek buhar basıncı elde edilir. Yüksek buhar basıncı kaplama malzemesinin kaplanacak malzeme yüzeyinde yoğunlaşması için gereklidir. Kaplama malzemesi ile kaplanacak malzeme yüzeyinin reaktivitesini arttırmak için gazların plazma ile aktivasyonu da sıklıkla kullanılan bir yöntemdir. Bu sayede normal biriktirme yöntemine göre kaplamanın yapışma kabiliyetini de arttırmaktadır [4].

Plazma püskürtme yönteminde ise kaplama malzemesi katod olarak kaplanacak malzeme de anot olarak kullanılır. Kaplama malzemesinden yüksek enerjili tanecik bombardımanı ile kopartılan iyonlar inert gaz ortamında kaplanacak malzemenin yüzeyine püskürtülür. Kaplama işleminin yapıldığı ortamda bulunan inert gaz ile plazma görevi görerek iyonize olmuş kaplama atomlarının kaplanacak olan malzemenin yüzeyine püskürtülmesi sağlanır [4].

Çelik malzemelerin kaplanması, karmaşık şekilli parçaların kaplanmasına olanak sağlaması, malzeme özelliklerini etkilememesi ve hassas kaplama olanağı sunması gibi avantajlarından dolayı sıklıkla tercih edilen bir yöntemdir [24].

3.5 Giydirme Yöntemi

Kaplama işlemi iki tabaka arasında metalik bir bağ oluşmasıyla sonuçlanan çelik ve alüminyum levhaların birlikte soğuk haddelemesini içerir. Kaplama ile çelik arasındaki mekanik bağın kuvvetlendirilmesi için hadde sonrasında temperleme işlemi uygulanır. Kaplamanın kalınlığı genellikle toplam levha veya plaka kalınlığının % 2 ile % 5'i arasındadır ve kaplama genellikle daha yumuşak ve daha düşük mukavemetli bir alaşım olduğundan, kaplamanın varlığı ürünün yorulma mukavemetini ve aşınma direncini azaltabilir [22, 25].

3.6 Elektrolitik Kaplama Yöntemi

Elektrolitik kaplama işleminde, alüminyum klorürün kaynaşmış tuzları veya etil bromür ve benzen içine daldırılmış alüminyum karışımı içeren elektrolitler kullanılır.

Kaplanacak malzeme ilk önce iyice temizlenmesi ve yağdan arındırılması gerekmektedir. Sonrasında farklı yöntemlerle yüzeyindeki oksitler giderilmelidir. Yöntemin en büyük dezavantajı ise işlem hızının çok yavaş olmasıdır. Öyle ki 30 dakikalık bir işlem sonucunda ortalama 0.01 mm kalınlığında bir kaplama elde edilebilmektedir [25].

3.7 Sıcak Daldırma ile Kaplama Yöntemi

Sıcak daldırma yöntemi kaplama metalinin ergimiş banyosuna kaplanacak malzemenin daldırılmasıyla gerçekleştirilen bir kaplama yöntemidir. Sıcak daldırma yöntemi ile başta çelik malzemeler olmak üzere birçok malzemeye kaplama yapılmaktadır [26].

Çelik malzemelerin sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanması da kullanılan en eski kaplama yöntemlerinden biridir. Diğer yöntemlerle karşılaştırıldığında hem maliyet hem de uygulama kolaylığı açısından oldukça avantajlı bir yöntemdir. Bu yöntemle çelik malzemelerin korozyon ve yüksek sıcaklık oksidasyon dirençlerinin artırılması sağlanmaktadır [25].

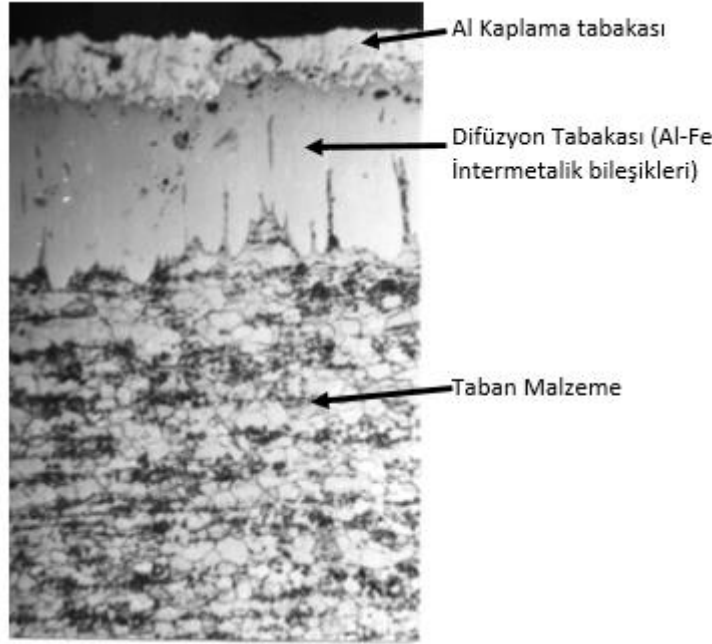
Çelik malzemelerin sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanması işlemi dört ana kademedeyi gerçekleştirilmektedir;

1. Ön hazırlık: kaplanacak malzemenin yüzeyindeki yağların ve oksit tabakasının giderilmesi. Bu işlem mekanik olarak yapılabileceği gibi hidroklorik asit veya sülfürik asit ile de yapılabilmektedir.
2. Cüruf alma: Kaplama malzemesinin kaplanacak malzeme yüzeyine yapışmasını sağlamak için ergimiş kaplama banyosuna cüruf yapıcı ilave edilir ve cüruf alınır.
3. Kaplama (daldırma): Kaplanacak malzeme belirli bir süre boyunca ergimiş kaplama banyosuna daldırılır.
4. Son işlemler: Kaplama sonrası malzemenin son halini alması için yapılan, silme, hava püskürtme veya haddeleme işlemleridir [25].

Sıcak daldırma alüminyum kaplamalar, kaplama malzemesinin içeriğine tip-1 ve tip-2 kaplamalar olarak göre ikiye ayrılır. Tip-1 kaplama 20-25µm kalınlığına sahip Al-Si, tip-2 kaplama 30-50µm kalınlığa sahip ticari saflıkta alüminyum kaplamadır [27].

3.7.1 Sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanmış çelik yapısı

Kaplanmış malzeme temelde 3 ayrı katmandan oluşur. Şekil 3.2’de kaplama yapısı şematik olarak gösterilmiştir. Bunlar; daldırma banyosunun bileşiminden oluşan üst katman, daldırma ortamı ve çeliğin etkileşiminden oluşan intermetalik katmanı ve kaplama yapılan ana malzemedir [28].

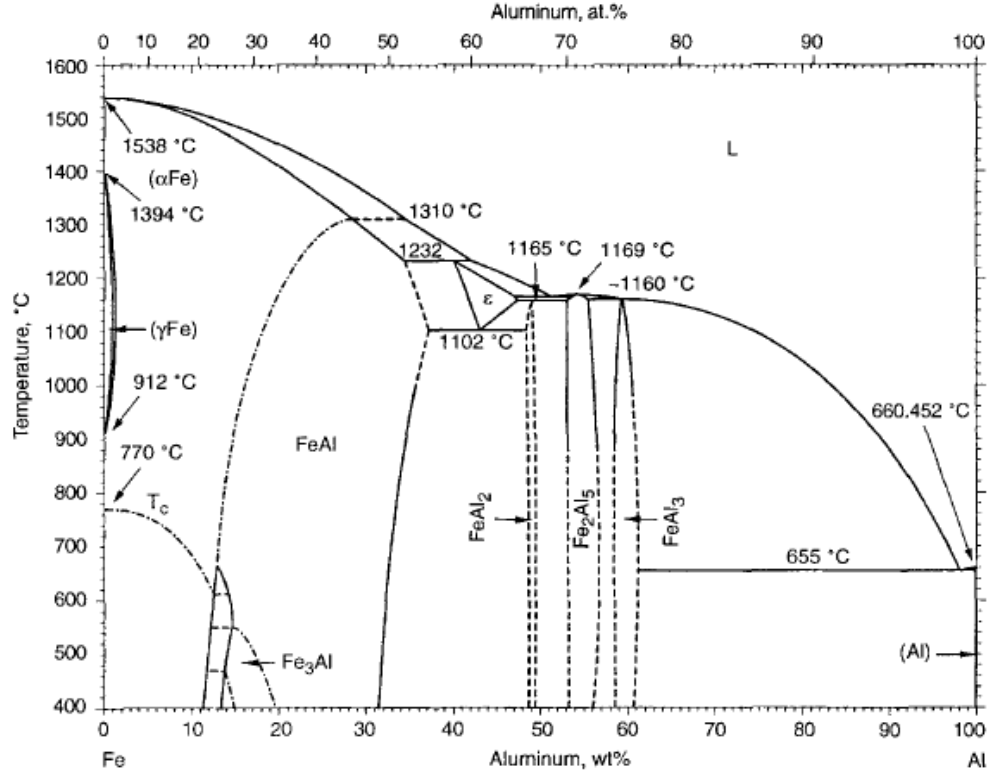


Şekil 3.2: Alüminyum kaplama yapısı [29].

Kaplama yapısının istenilen özelliklerde olması için kaplama işlemini etkileyen parametrelerin kontrol altında tutulması gerekmektedir. Kaplama işlemini etkileyen başlıca parametreler daldırma süresi, banyo bileşimi ve daldırma sıcaklığıdır. Daldırma sıcaklığı ve daldırma süresinin artmasıyla kaplama kalınlığı artmaktadır. İşlem sırasında oluşan intermetalik tabaka yapısı gereği kırılgan olabilmektedir. Bu yüzden intermetalik tabakanın ince olması istenmektedir [22, 25].

3.7.2 Difüzyon tabakasındaki intermetalik fazların oluşum mekanizmaları

Kaplama ile taban malzeme arasında oluşan intermetalik fazlarının neler olduğunu anlamak için tip-1 kaplama için Fe-Al-Si denge diyagramına, tip-2 kaplama için de Fe-Al denge diyagramına bakmak gerekir. Oluşan intermetalik fazlar işlem parametrelerine göre değişiklik göstermektedir. Şekil 3.3’de Fe-Al denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 3.3: Fe-Al faz diyagramı [27].

Fe-Al denge diyagramına bakıldığında Fe-Al etkileşiminden FeAl_2 , FeAl_3 , Fe_2Al_5 , FeAl , ve Fe_3Al fazları oluşabileceği görülmektedir. FeAl_2 , FeAl_3 , Fe_2Al_5 gibi daha yüksek alüminyum içeren bileşikler daha kırılgandır. FeAl , ve Fe_3Al gibi daha yüksek demir içeriğine sahip bileşikler ise daha yüksek aşınma ve oksidasyon direncinin yanı sıra iyi mukavemet özelliklerine sahip olabilmektedir. Ayrıca yüksek demir içeren bileşikler kırılma tokluğunu, oksidasyon direncini ve alüminize çeliğin ara yüzey mukavemetini artırır. Fakat demirce zengin bileşiklerin oluşması alüminyumca zengin bileşiklerin oluşmasından daha zordur [25].

Çizelge 3.1’de Fe-Al etkileşiminden oluşabilecek intermetalik bileşiklerin 700 °C’deki oluşum serbest enerjileri verilmiştir. Termodinamik olarak bakıldığında bileşiklerin içindeki alüminyum oranı arttıkça oluşma ihtimali de artmaktadır. Tablodaki serbest enerjilere bakıldığında oluşma ihtimali en yüksek olan fazlar FeAl_3 ve Fe_2Al_5 fazlarıdır. Fakat literatür çalışmalarına bakıldığında tüm fazların oluşabildiği fakat Fe_2Al_5 fazının diğerlerine göre daha fazla orana sahip olduğu görülmektedir.

Çizelge 3.1: Fe-Al sistemindeki intermetalik fazların 700 °C'deki oluşum serbest enerjileri [25].

Faz	ΔG (KJ/mol)
FeAl ₃	-22,8
Fe ₂ Al ₅	-19,6
FeAl ₂	-16,9
FeAl	-11
Fe ₃ Al	-4,8

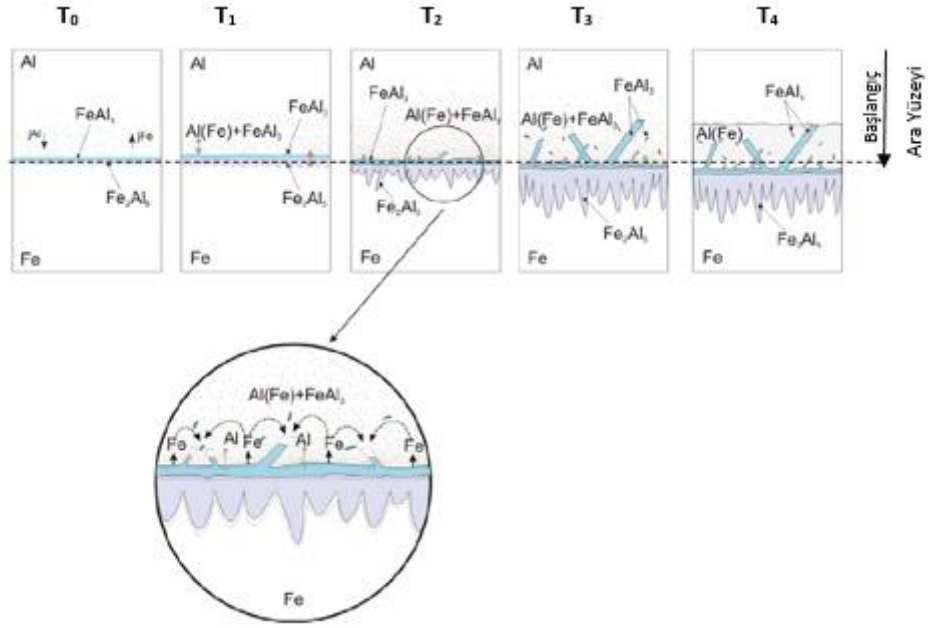
Demir esaslı malzemelerin alüminyum kaplanması prosesinde Fe-Al ara yüzeyinde meydana gelen reaksiyonlar 5 temel adımda incelenmektedir. Şekil 3.4'de sıcak daldırma sırasında intermetalik tabakanın oluşum ve büyüme mekanizması şematik olarak gösterilmiştir [24].

T₀ olarak açıklanan ilk aşamada soğuk demir esaslı malzemenin sıcak Al banyosuna daldırılmasıyla banyo içerisinde bölgesel sıcaklık düşüşü meydana gelmekte, bazı durumlarda banyo katılaşabilmektedir. Demir esaslı malzeme Fe-Al arasında bir reaksiyonun başlayacağı sıcaklığa ulaşana kadar Fe-Al arasında ısı transferi devam eder. Fe-Al etkileşimi sonucunda yeni fazların oluşmasıyla sıvı alüminyumun demir yüzeyini ıslatmış olur ve ilk adım tamamlanmış olur. İlk adımda oluşan Fe-Al fazlarının hangisinin demir yüzeyinde oluştuğunu belirlemek oldukça zordur [29].

T₁ olarak adlandırılan ikinci aşamada ise çift yönlü difüzyon neticesinde (reaksiyon difüzyonu olarak da tanımlanır) difüze olan metallerin kafeslerinden farklı kafesler oluşmaktadır. Reaksiyon difüzyonu sürecinin karakteristik bir özelliği, hızının sadece fazlarda bulunan münferit elementlerin difüzyon hızına değil, aynı zamanda arayüzey reaksiyonlarının kinetiğine de bağlı olmasıdır. Reaksiyon difüzyonu ile oluşan yeni fazlara bakıldığında tek bir fazın olmadığı ve birtakım süreksizliklerin olduğu belirtilmektedir. Yani homojen olmayan ortamda heterojen reaksiyonlar meydana gelmektedir. Bu aşama 3 adımda gerçekleşmektedir [22, 29]:

- Fe ve Al atomlarının faz sınırına difüzyonu
- Fe ve Al atomlarının atom bağlarının kırılarak yeni bağlar kurması
- Yeni intermetalik fazlar arasında elementlerin difüzyonu

Bu aşamada ergimiş metal içerisinde katı faz çözünmeye başlamaktadır ve bu adım kaplamanın büyümeye başlaması ile son bulur [29].



Şekil 3.4: Alüminyum kaplamanın büyüme mekanizması [29].

T₂ aşaması ise intermetalik tabaka kalınlığının arttığı aşamadır. Bu aşamada Fe-Al etkileşiminden oluşan fazlar kaplama banyosu ile etkileşime girerek kaplama kalınlığını arttırmaktadır. Kaplama işleminde difüzyon mekanizması oldukça önemli kabul edilmektedir. Çünkü fazların büyümesi reaksiyon mekanizmasına göre daha yavaş olan difüzyon mekanizmasıyla kontrol edilmektedir [22, 29].

Kaplama yapısında sadece 2 faz muayenelerini mümkün kılabilen kalınlığa sahip olabilmektedir. Bu fazlar FeAl₃ ve Fe₂Al₅ fazlarıdır [29].

T₃ aşamasında sırasında etkileşimler devam etmektedir. Fe₂Al₅ faz tabakasının kalınlığı, daldırma süresine bağlı olarak parabolik bir şekilde büyür. Ara tabakayı kaplamadan ayıran yüzey, başlangıç faz sınırının düzleminden taban malzemenin iç kısmına doğru kayar. Banyoda çözünen demir içeriği artar. Difüzyon bölgesinde dinamik bir denge durumu oluşur. Bu denge farklı intermetalik fazlardan difüze olan alüminyum akısının büyüklüğüne ve banyodaki demir taşıma hızına yani Nernst difüzyon tabakasının kalınlığına bağlıdır [29].

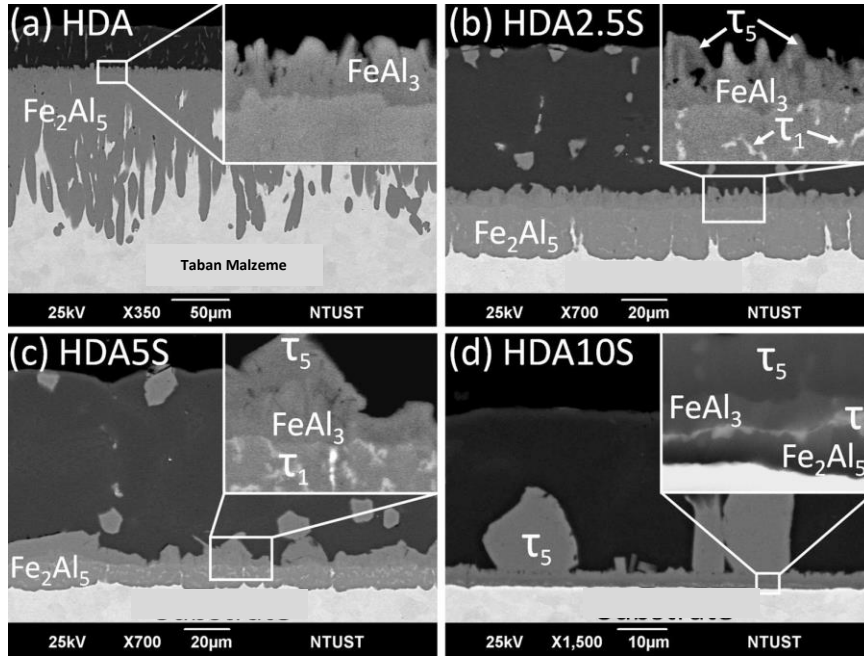
T₄ aşaması numunenin kaplama banyosundan çıkarılmasıyla başlar. Bu aşamada numune yüzeyinden ortama doğru gerçekleşen ısı transferi nedeniyle yüzeydeki ısı düşmektedir. Bu noktada demir yüzeyine yakın olan Fe₂Al₅ fazı yüzeye yapışır, daha dış kısımda bulunan daha ince FeAl₃ fazı ise kaplama yüzeyine doğru kolonsal halde

büyüme eğilimindedir. Bu iki fazın dışında ise az miktarda demir içeren kaplama banyosu ile aynı özellikte bir tabaka bulunmaktadır.

3.7.3 Demir esaslı malzemelere sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanması ile ilgili çalışmalar

Çelik malzemelerin sıcak daldırma yöntemi ile kaplanması ile ilgili literatürde oldukça fazla çalışma bulunmaktadır. Çalışmalar yüzey özellikleri, kaplama sırasında oluşan intermetalik tabakaların özellikleri, kaplama banyosuna eklenen alaşım elementlerinin kaplama özelliklerine etkisi gibi farklı konulara odaklanmıştır. Bu başlık altında bu çalışmalardan birkaçına ait sonuçlardan bahsedilecektir.

Yapılan bir çalışmada düşük karbonlu bir çelik malzeme üzerine sıcak daldırma yöntemiyle saf alüminyum ve farklı oranlarda silisyum içeren Al-Si alaşımı kaplanmış ve kaplama özellikleri incelenmiştir. Kaplama işlemi 700 °C sıcaklıktaki banyolarda 3 dakikalık daldırma sürelerinde yapılmıştır. Şekil 3.5’de kaplamada elde edilen kaplamaların SEM mikroyapıları görülmektedir. Mikroyapılarda görülen “S” kodu kaplama banyosunun silisyum içeriğini ifade etmektedir. Örneğin HDA 10S %10 Si içeriğini ifade etmektedir [23].



Şekil 3.5: Al kaplama yapıları [23].

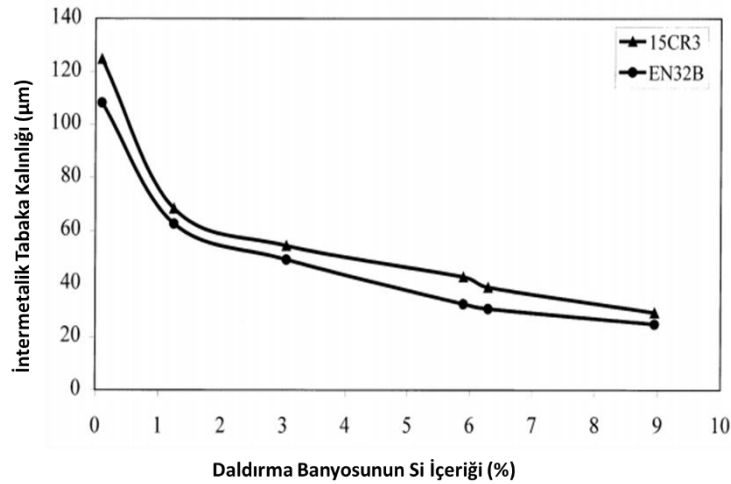
İnceleme sonunda alüminyum kaplamada intermetalik bileşik olarak kaplamaya yakın olan dış kısımda az miktarda FeAl₃ tabakası, daha iç kısımda ise daha geniş Fe₂Al₅

tabakası oluştuğu görülmüştür. Al-Si kaplamada ise FeAl_3 , Fe_2Al_5 , Al_7FeSi , τ_1 - $(\text{Al},\text{Si})_5\text{Fe}_3$, τ_6 - Al_4FeSi , τ_5 - Al_7Fe_2 gibi bileşiklerin oluştuğu görülmüştür [23].

Çalışmada elde edilen bir diğer sonuç ise kaplama banyosundaki silisyum içeriğinin artmasıyla difüzyon tabakasının kalınlığını azalttığıdır.

İntermetalik tabakasının kalınlığını ve morfolojisini, daldırma süresi, banyo sıcaklığı, çelik malzemenin kimyasal bileşimi ve alüminyum içerisine eklenen silisyum etkilemektedir. Kaplama kalınlığını ise ergimiş banyonun akışkanlığı ve çelik yüzeyin pürüzlülüğü etkilemektedir [25].

Silisyum içeriği arttıkça intermetalik tabaka kalınlığının azalmaktadır. Ayrıca intermetalik tabaka daha homojen bir yapıya sahiptir. Yapılan çalışmalarda da bu doğrulanmıştır. Şekil 3.6’da de yapılan bir çalışmada kaplama banyosundaki silisyumu içeriğinin intermetalik tabaka kalınlığına etkisi görülmektedir. Buna göre artan Si içeriğinin intermetalik katmanın kalınlığını azalttığı doğrulanmıştır. Silisyumun alaşım kalınlığını azaltması, silisyumun alüminyumun çelik içerisinde katı hal difüzyon hızını düşürmesiyle açıklanabilmektedir. Silisyum alaşım tabakası içerisine girerek Fe_2Al_5 büyümesini engellemektedir [23, 30].



Şekil 3.6: Silisyum oranının intermetalik katmanı kalınlığına olan etkisi [30].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada kimyasal bileşimi Çizelge 4.1’de verilen DP 800 kalite çelik malzeme sıcak daldırma yöntemiyle alüminyum kaplanmıştır. Kaplama sonrasında malzemenin kaplama özellikleri ve mekanik özellikleri incelenmiştir.

Çizelge 4.1: DP 800 çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağı.).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Fe
0,106	1,059	2,154	0,022	0,002	0,036	0,016	0,05	0,014	96,545

Daldırma parametrelerinin optimize edilmesi için daldırma banyosu bileşimi, daldırma süresi, daldırma sıcaklığı ve daldırma sonrası soğutma şekli parametrelerine göre farklı şartlarda daldırma işlemleri yapılmıştır. Kullanılan daldırma parametreleri Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Çizelge 4.2: Daldırma parametreleri.

Daldırma Banyosu Sıcaklığı (°C)	Daldırma Banyosu Bileşimi	Daldırma Süresi (s)	Daldırma Sonrası Soğutma Şekli
700, 715, 730, 745, 770	Al-%10Si	60 s	Havada soğutma, Suda soğutma
715, 730, 745, 770	Saf Al	60 s	Havada soğutma, Suda soğutma

4.1 Numune Hazırlama

Deneylerde galvanizli olarak temin edilen DP 800 kalite 2 mm kalınlığa sahip çelik sac malzeme kullanılmıştır. İl olarak sac malzeme yüzeyindeki galvaniz tabakası zımpara yardımıyla kaldırılmıştır. Daldırma işlemi sırasında malzemenin mekanik özelliklerindeki değişimin incelenebilmesi için çekme numuneleri hazırlanmıştır. Daldırma işlemi sonrası malzemede meydana gelen mikro yapı değişimlerinin incelenebilmesi için 2x2 cm boyutlarında malzemeler kesilmiştir. Çekme numunelerine ve hazırlanan küçük parçalara 2mm çapında delikler delinerek daldırma süresinde tutulmasını sağlayacak paslanmaz çelik tellerle bağlanmıştır.

Numuneler ultrasonik banyoda aseton ile yağ giderme işlemine ve sonrasında %10 HCl çözeltisinde oksit giderme işlemine tabi tutulmuştur.

4.2 Sıcak Daldırma Yöntemi İle Alüminyum Kaplama İşlemi

Sıcak daldırma işlemi ısıtıl işlem laboratuvarında bulunan ergitme fırınında gerçekleştirilmiştir.

Kaplama malzemesi olarak ticari saflıktaki Alüminyum ve Alüminyum-%10 Silisyum bileşimi seçilmiştir. Kaplama malzemeleri aseton ile yüzey temizleme oksit giderme işlemlerinden sonra grafit potada ergitme fırınına yerleştirilmiştir. Grafit potadaki kaplama malzemeleri daldırma sıcaklığına ısıtılarak ergitilmiştir. Ergiyen kaplama banyosun üzerine yaklaşık olarak 3-5 gram NaCl ve KCl tuzlarından oluşan flaks malzemesi dökülmüş ve 15 dk beklenmiştir. Daha sonra yüzeyde oluşan cüruf alınmış ve daldırma banyosu kaplama işlemine hazır hale getirilmiştir.

Hazırlanmış olan numuneler daldırma banyosuna daldırılmış, belirlenen sürelerde bekletilerek kaplanmış ve banyodan çıkarılmıştır. Banyodan çıkarıldıktan sonra iki farklı şekilde (havada ve suda) soğutulmuştur. Herhangi bir karışıklığa mahal vermemek için numuneler daldırma ortamı, daldırma sıcaklığı ve soğutma şekline göre sınıflandırılarak ayrılmış ve numaralandırılmıştır. Çizelge 4.3' numunelerin bilgileri yer almaktadır.

Çizelge 4.3: Numune tablosu.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli
715	Saf Al	60	Hava
715	Saf Al	60	Su
730	Saf Al	60	Hava
730	Saf Al	60	Su
745	Saf Al	60	Hava
745	Saf Al	60	Su
770	Saf Al	60	Hava
770	Saf Al	60	Su
700	Al-Si	60	Hava
700	Al-Si	60	Su
715	Al-Si	60	Hava
715	Al-Si	60	Su
730	Al-Si	60	Hava
730	Al-Si	60	Su
745	Al-Si	60	Hava
745	Al-Si	60	Su
770	Al-Si	60	Hava
770	Al-Si	60	Su

4.1 Mikroyapı ve kaplama yapısı incelemeleri

Sıcak daldırma işlemi sonrasında numunelerin kaplama ve mikro yapı incelemeleri sırasıyla gerçekleştirilmiştir.

Mikro yapı incelemeleri için daldırma işlemine tabi tutulmuş malzemeler ATM Brillant marka kesme cihazında kesilerek ATM Opal 410 marka bakalit cihazında bakalite alınmıştır. Bakalite alınan numuneler ATM Saphir marka zımpara ve parlatma cihazında zımpara ve parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Parlatılan numuneler %3'lük nital çözeltisiyle 10-15 s dağlanarak mikro yapıları, kaplama yapıları incelenmiş ve kaplama kalınlıkları ölçülmüştür.

Kesit incelemeleri ve kaplama kalınlığı ölçümleri Nikon Eclipse LV150N marka optik mikroskopta Clemex görüntü analiz sistemi ile yapılmıştır.

Kaplamaların elementel analiz çalışmaları Zeiss Merlin Gemini II taramalı elektron mikroskobuna bağlı Quantax 800 enerji dispersif spektrometre cihazıyla yapılmıştır.

Kaplama yapısının incelenmesinden sonra taban malzeme mikro yapısının daha iyi görülebilmesi için numuneler tekrar parlatılarak Lepera dağlayıcısı ile tekrar dağlanmış ve taban malzemenin mikro yapı görüntüleri optik mikroskop ile çekilmiştir. Görüntüler nokta analiz yöntemi ile analiz edilerek malzeme yapısındaki martensit hacim oranları hesaplanmıştır.

Mikrosertlik ölçümleri Qness Q60 marka sertlik ölçüm cihazında standart Vickers ucuyla kesitten, kaplama, difüzyon tabakası ve taban malzemeden yapılmıştır. Ölçümler kaplama ve difüzyon tabakasında 25g taban malzemede ise 500 g yük ile yapılmıştır. Her numune için 5 ölçüm alınarak ortalama sertlik değeri hesaplanmıştır.

X-ışını difraksiyonu (XRD) incelemeleri 30 kV ve 28.5 mA parametrelerinde çalışan ve CuK α tüp kullanan GBC MMA 027 model cihaz, 10 – 90° arasında 0.2° artışlarla tarama yapılarak gerçekleştirilmiştir.

4.2 Çekme Testleri

Her numune için çekme testi yapılarak kaplama işlemi sonrasında malzemenin mekanik özelliklerinin değişimi incelenmiştir. Çekme testleri Instron marka çekme test cihazında, 0,5 mm/dakika çekme hızında yapılmıştır. Test sırasında numuneler

üzerine bağlanan ekstansometre cihazı ile malzemenin uzama davranışları gözlenmiştir. Test verileri çıktı alınarak çekme eğrileri çizilmiş ve mekanik özellikler belirlenmiştir. Test sonucu incelenen mekanik özellikler; akma ve çekme mukavemeti, akma davranışı ve yüzde kopma uzamasıdır. Çekme eğrileri çizilirken malzemelerin kesit alanı hesaplamalarında kaplama kalınlıkları çıkarılmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR

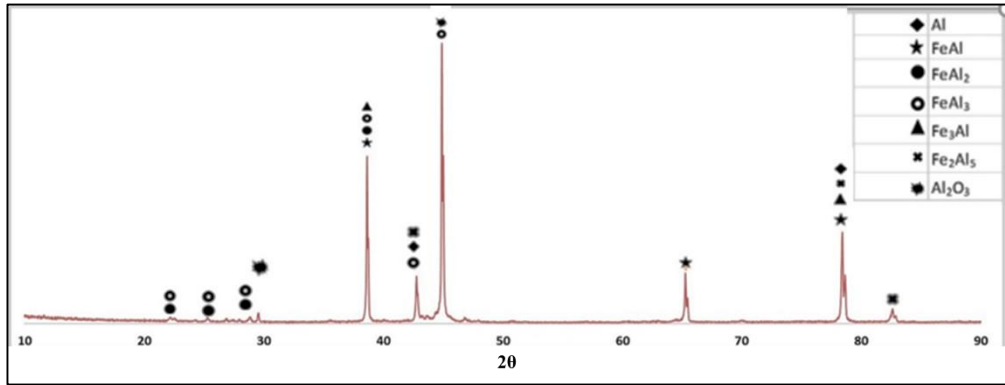
Deneysel sonuçlar üç ana başlıkta incelenmiştir. Bunlar saf alüminyum kaplama için sonuçlar, Al-Si kaplama için sonuçlar, iki kaplama yönteminin karşılaştırılması ve taban malzeme karakterizasyon işlemleri şeklindedir.

5.1 Saf Alüminyum Kaplama İçin Deneysel Sonuçlar

Saf alüminyum kaplama yapılan numunelerin deney sonuçları dört ayrı başlık altında incelenecektir. Bu başlıklar; kaplama yapısı karakterizasyonu ve kaplama kesiti incelemeleri, taban malzeme kesiti karakterizasyonu ve mekanik test sonuçlarıdır.

5.1.1 Kaplama yapısı karakterizasyonu

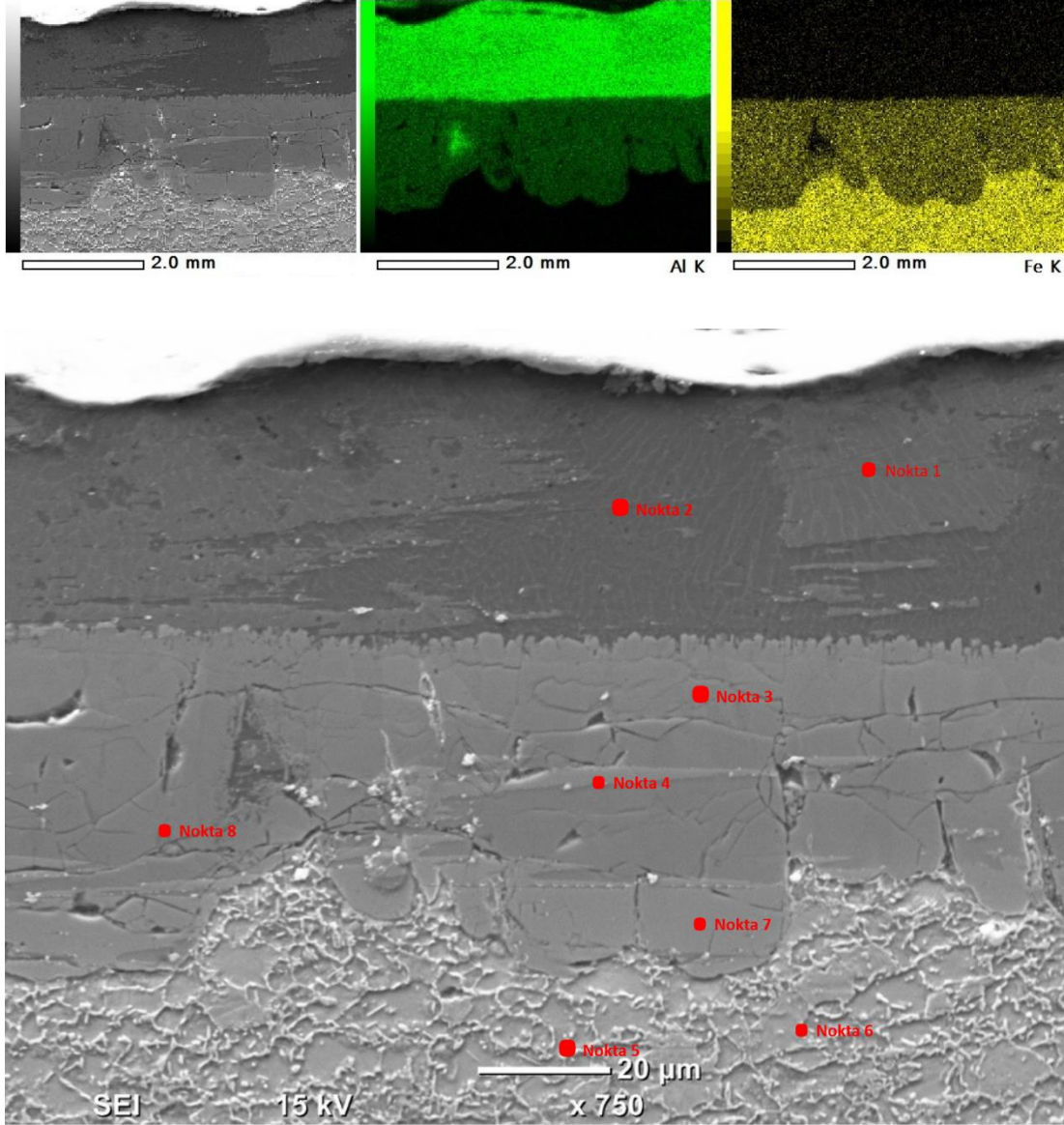
Şekil 5.1’de yapılan XRD analizine ait paternler görülmektedir. Buna göre kaplama yapısında oluşan fazlar FeAl, FeAl₂, FeAl₃, Fe₃Al, Fe₂Al₅ ve Al₂O₃ pikleri görülmektedir.



Şekil 5.1:Saf Al kaplama XRD paternleri.

Oluşabilecek intermetalik fazlarla bölüm 3.8.2’de detaylı bilgi verilmiştir. Bu bilgiler ışığında FeAl₃ ve Fe₂Al₅ intermetalik fazlarının düşük oluşum enerjilerinden dolayı ilk oluşan fazlar olması beklenmektedir. Bu intermetalik fazlar haricinde faz oluşması daha fazla enerji gerektirdiğinden mümkün olmamaktadır.

XRD analizinden sonra oluşan fazların daha net anlaşılabilmesi için noktasal EDS analizleri yapılmıştır. Şekil 5.2’de kaplama yapısının EDS elementel haritası ve nokta EDS analizi yapılan noktalar görülmektedir.



Şekil 5.2: Saf Al kaplamanın elementel haritası ve noktasal EDS noktalarının gösterimi.

Çizelge 5.1’de noktalardan elde edilen elementel EDS sonuçları görülmektedir. Sonuçlara bakıldığında XRD analiz sonuçlarıyla örtüşmektedir.

Elde edilen noktasal EDS analiz sonuçlarına bakıldığında kaplama tabakasında çok az miktarda Fe elementine, aynı şekilde taban malzemede de çok az miktarda Al

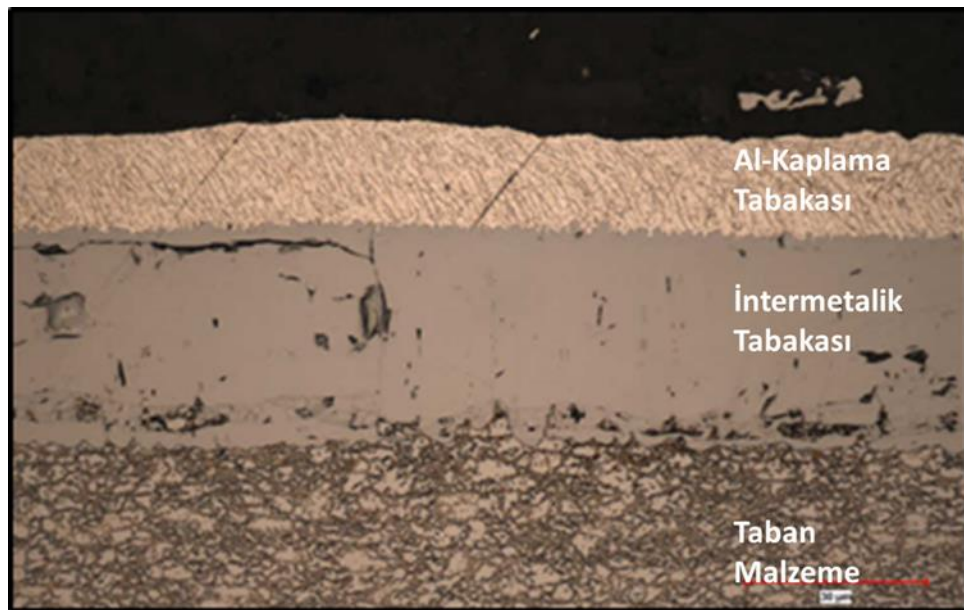
elementine rastlanmıştır. Difüzyon tabakasında ise iki farklı oranda Al-Fe bileşimi olduğu görülmektedir. Bunlar %72-%28 ve %54-%46 şeklindedir.

Çizelge 5.1: Saf Al kaplama için noktasal EDS analiz sonuçları (Atomik % miktarları).

Nokta Tanımı	Al	Fe
Nokta 1	97	3
Nokta 2	99	1
Nokta 3	73	27
Nokta 4	72	28
Nokta 5	0,3	99,7
Nokta 6	1,5	98,5
Nokta 7	54	46
Nokta 8	72	28

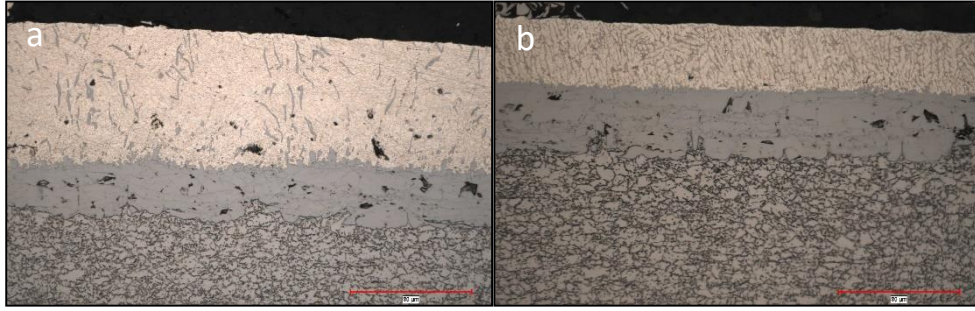
5.1.2 Kaplama kesiti karakterizasyonu

Daldırma işlemi 715, 730, 745,770 °C sıcaklıkta 60 s sürelerde yapılmıştır. Daldırma işlemi sonrasında numuneler suda ve havada soğutularak soğutma şeklinin etkileri incelenmiştir. Elde edilen kaplamanın kesitinin tanımlaması Şekil 5.3’de verilmiştir. Şekle bakıldığında temelde 3 yapı görülmektedir. Bunlar kaplama malzemesi olan ticari saflıktaki Saf Al kaplama tabakası, difüzyon tabakası olarak da adlandırılan intermetalik tabakası ve taban malzemedir. İntermetalik tabakanın elementel bileşimi bölüm 5.1.1’de verilmiştir.

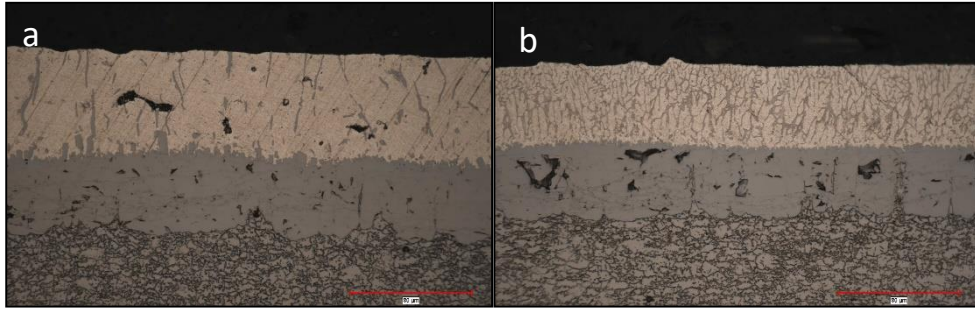


Şekil 5.3: Saf Al kaplama yapısı.

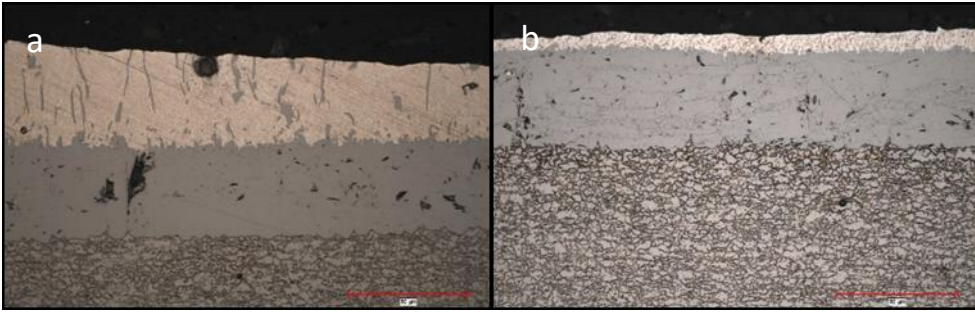
Kaplama yapılan numunelere ait optik mikroskopla çekilmiş kesit mikro yapıları şekil 5.4, şekil 5.5, şekil 5.6 ve şekil 5.7’de verilmiştir.



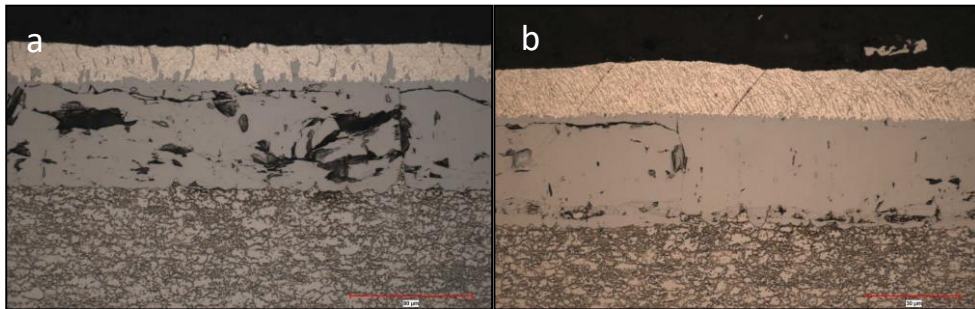
Şekil.5.4: 715 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil.5.5: 730 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil.5.6: 745 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil.5.7: 770 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.

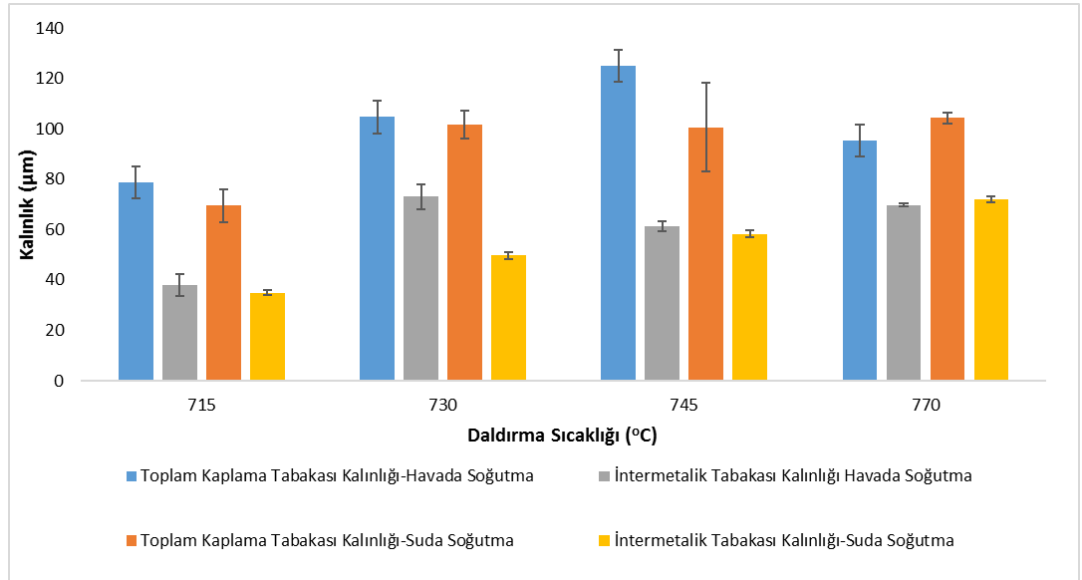
Mikroyapılar incelendiğinde tüm numunelerde kaplama ve intermetalik tabakaların oluştuğu görülmektedir. Kaplama kesit görüntüleri incelendiğinde genel olarak benzerlik göstermektedir. Özellikle 770 C sıcaklıkta yapılan ve havada soğutulan numunelerin intermetalik tabakasında çatlakların ve boşlukların olduğu görülmektedir.

Çizelge 5.2’de kaplanan malzemelerin kaplama tabakası ve oluşan intermetalik tabaka kalınlıkları verilmiştir.

Çizelge 5.2: Saf Al kaplama kesiti kalınlık değerleri.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Ortalama Al Tabaka Kalınlığı (μm)	Ortalama İntermetalik Tabaka Kalınlığı (μm)
715	Saf Al	60	Hava	41 ± 2	38 ± 4
715	Saf Al	60	Su	32 ± 1	73 ± 5
730	Saf Al	60	Hava	64 ± 16	64 ± 2
730	Saf Al	60	Su	26 ± 2	70 ± 1
745	Saf Al	60	Hava	35 ± 4	35 ± 1
745	Saf Al	60	Su	52 ± 6	50 ± 2
770	Saf Al	60	Hava	42 ± 4	58 ± 2
770	Saf Al	60	Su	32 ± 3	72 ± 1

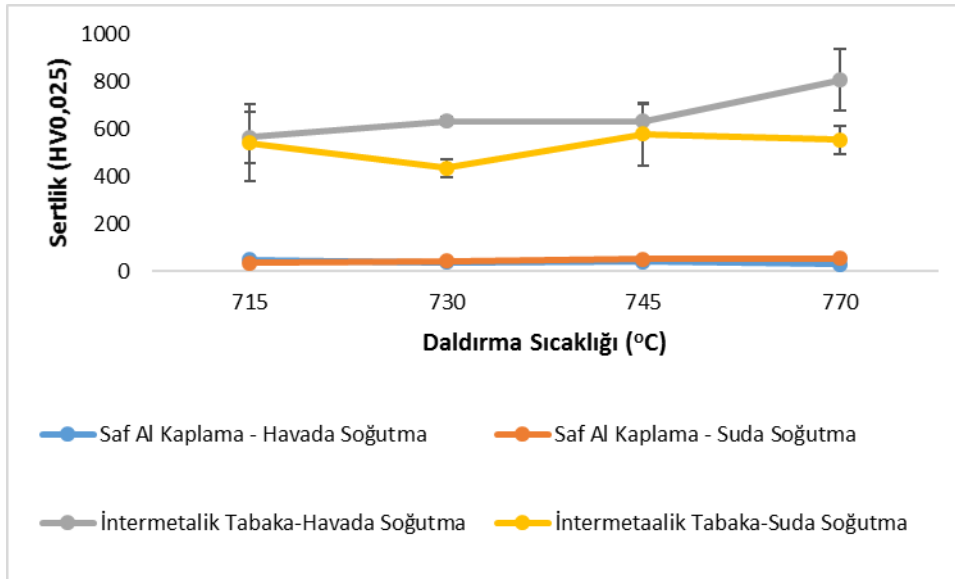
Şekil 5.8’de farklı sıcaklıklarda elde edilen kaplamaların ve intermetalik tabakaların kalınlıkları verilmiştir.



Şekil 5.8: Saf Al kaplanan numunelerin kaplama tabakası kalınlıkları.

Grafikte kaplama kalınlığının en yüksek olduğu numunelerin 730 ve 745 °C’de kaplanan numuneler olduğu görölmektedir. İntermetalik tabakanın en büyük olduğu numune ise 730 °C’de kaplanan ve havada soğutulan numunedir. Bu da 730 °C’de difüzyonun diğér sıcaklıklardan daha hızlı olduğunu göstermektedir. Genel olarak suda soğutulan numunelerin kaplama kalınlıkları havada soğutulan numunelere göre daha yüksektir. Toplam kaplama tabakası kalınlıkları 730 °C’ye kadar artan daldırma sıcaklığı ile artarken sonraki sıcaklıklarda daha sabit kalma eğilimindedir.

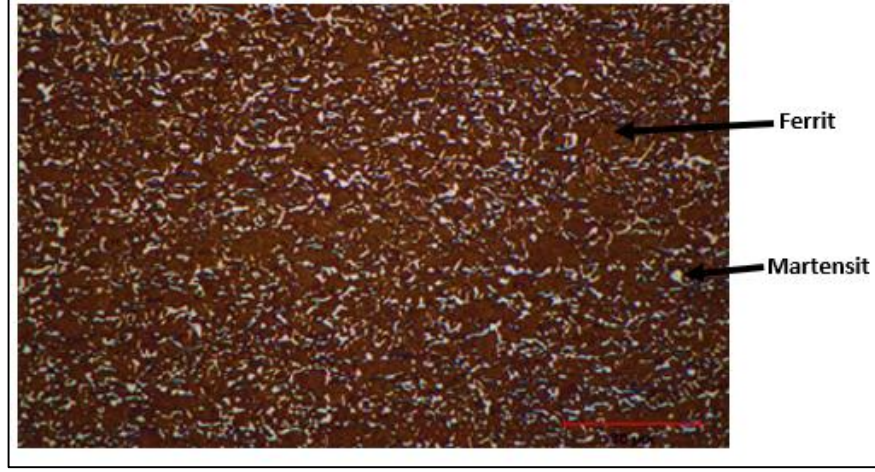
Sertlik ölçümleri kaplama kesitinden kaplama ve intermetalik tabakalardan 5 farklı noktadan 25 g yük ile yapılmış ve ölçülen değérlerin ortalaması alınmıştır. 5.9’da kaplanan malzemelerin kesitlerinden alınan sertlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Sonuçlara göre kaplama malzemesine göre oldukça yüksek sertlik değérlerine sahip intermetalik tabaka oluştđu görölmektedir. Kaplama tabakasının ortalama sertliği ortalama 44 HV_{0,25} hesaplanmıştır. İntermetalik tabakaların ortalama sertlik değeri 595 HV_{0,25} olarak hesaplanmıştır. Grafik incelendiğinde suda soğutulan numunelerin kaplama sertliklerinin çok az miktar da olsa yüksek olduğu görölmektedir. İntermetalik tabaka sertliklerine bakıldığında ise havada soğutulan numunelerin daha sert intermetalik tabakaya sahip olduğu görölmektedir. İntermetalik tabaka sertlikleri sıcaklıkla genel olarak çok değışmemekle birlikte 730 °C’de kaplanan ve suda soğutulan numunede diğér sıcaklıklara göre düşük çıkmış 770 °C’de kaplanan ve havada soğutulan numunede ise diğér sıcaklıklara göre yüksek çıkmıştır.



Şekil 5.9: Saf Al kaplama ve intermetalik tabaka sertlikleri.

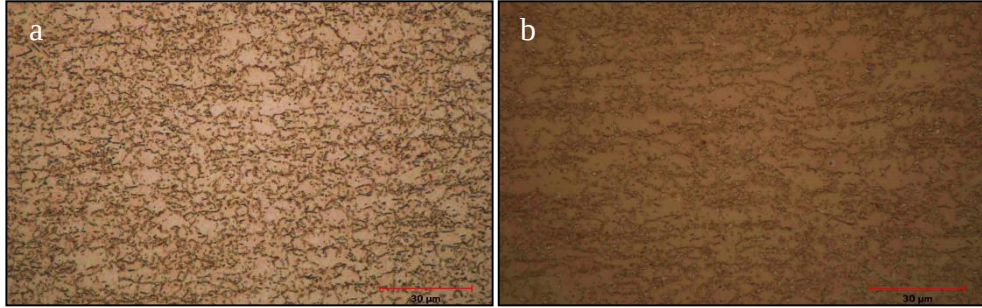
5.1.3 Taban malzeme kesiti karakterizasyonu

Şekil 9’da kaplama öncesi malzemenin mikro yapısı verilmiştir. Yapıda beyaz renkli martensit ve koyu renkli ferrit fazlarından oluşan çift fazlı yapı belirgin şekilde görülmektedir.

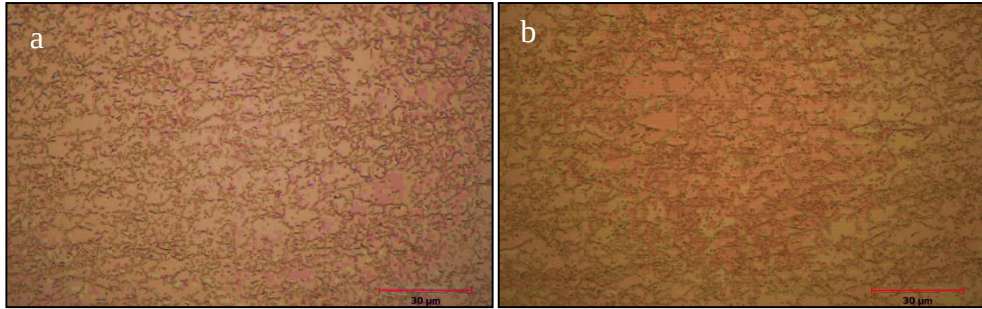


Şekil 5.10: Kaplama öncesi taban malzemenin mikro yapısı.

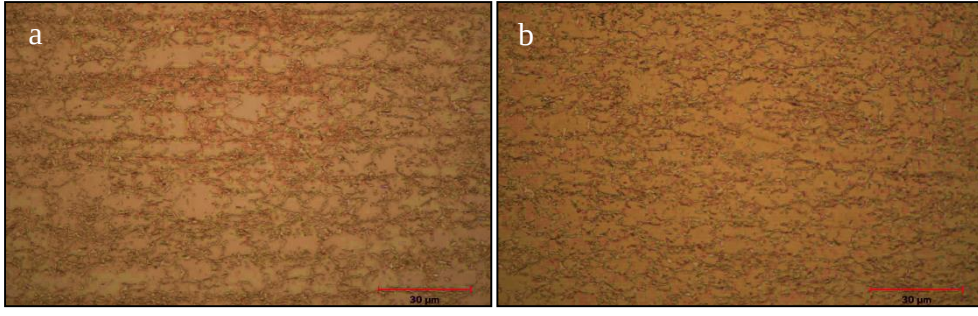
Şekil 5.12-Şekil 5.15’de farklı sıcaklıklarda kaplanan ve havada ve suda soğutulan numunelere ait taban malzemelerin mikroyapıları görülmektedir.



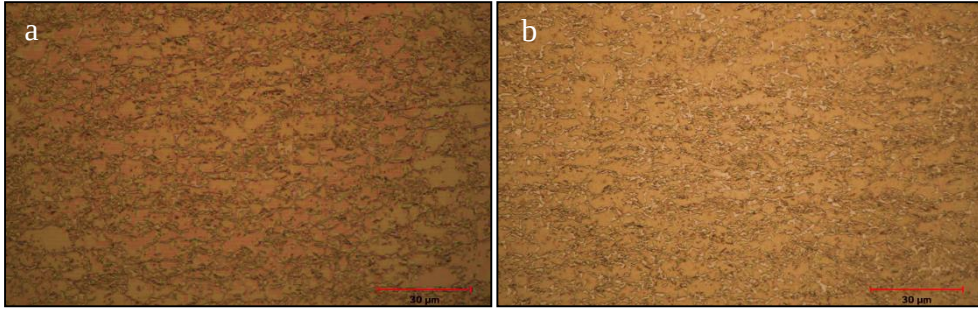
Şekil 5.11: 715 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.12: 730 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.13: 745 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.14: 770 °C'de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.

Mikroyapıların kaplama öncesi malzeme mikro yapılarıyla karşılaştırıldığında düşük sıcaklıklarda yapılan daldırma işleminin malzeme yapısındaki martensit oranını azalttığı görülmektedir. Bunun sebebi olarak da martensit fazının temperlenmesi gösterilebilir. Bölüm 2.1.3'de bu konuda yapılan çalışmalara değinilmiş ve literatür çalışmaları verilmiştir. Daldırma sıcaklığının artmasıyla martensit oranının arttığı görülmektedir. Bu da numunelerin interkritik sıcaklık aralığına çıkarak martensitin östenite dönüşmesi ve soğutma işlemiyle tekrar oluşması ile açıklanabilir. 770 °C sıcaklıkta daldırılan numunelerin martensit oranının kaplama öncesi malzemeye daha yakın olduğu görülmektedir.

Numunelerin martensit hacim oranları noktasal analiz yöntemiyle hesaplanarak Çizelge 5.3'de verilmiştir.

Çizelge 5.3: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranları.

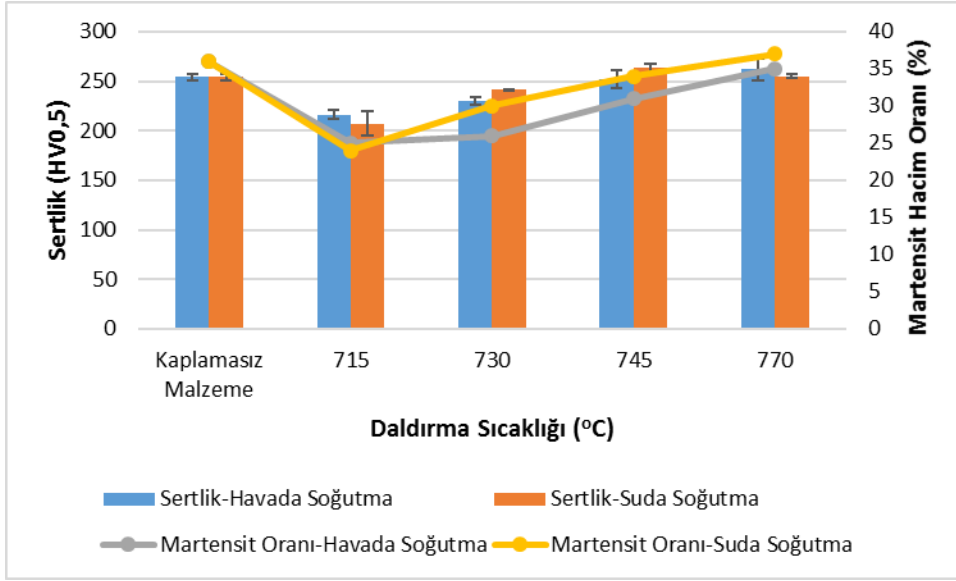
Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Martensit Oranı (%)
715	Saf Al	60	Hava	25
715	Saf Al	60	Su	24
730	Saf Al	60	Hava	26
730	Saf Al	60	Su	30
745	Saf Al	60	Hava	31
745	Saf Al	60	Su	34
770	Saf Al	60	Hava	35
770	Saf Al	60	Su	37
Kaplamaşız Malzeme				36

Numunelerin taban malzeme kesitinden 5 farklı noktadan sertlik ölçümü alınmıştır. Ölçülen değerlerin ortalaması alınarak Çizelge 5.4’de verilmiştir.

Çizelge 5.4: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlik değerleri.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Sertlik Ortalama (HV0,5)
715	Saf Al	60	Hava	216 ± 4
715	Saf Al	60	Su	207 ± 12
730	Saf Al	60	Hava	230 ± 4
730	Saf Al	60	Su	241 ± 1
745	Saf Al	60	Hava	252 ± 9
745	Saf Al	60	Su	263 ± 4
770	Saf Al	60	Hava	262 ± 11
770	Saf Al	60	Su	255 ± 1
Kaplamaşız malzeme				254±3

Şekil 5.15’de taban malzemenin mikro sertlik değeri ile martensit hacim oranının ilişkisi verilmiştir.

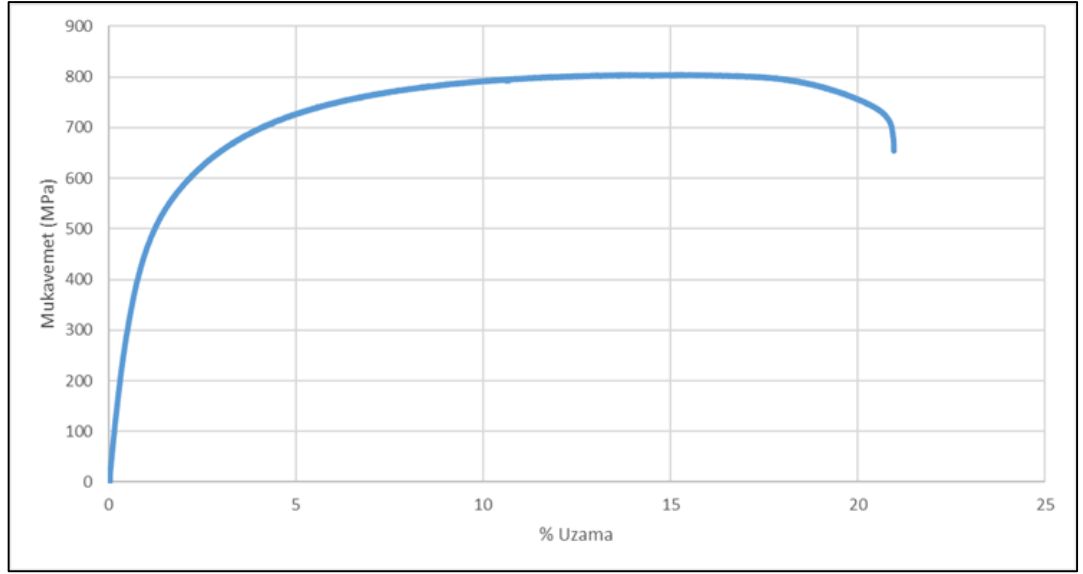


Şekil 5.15: Saf Al kaplanan numunelerin taban malzeme martensit oranı-mikro sertlik ilişkisi.

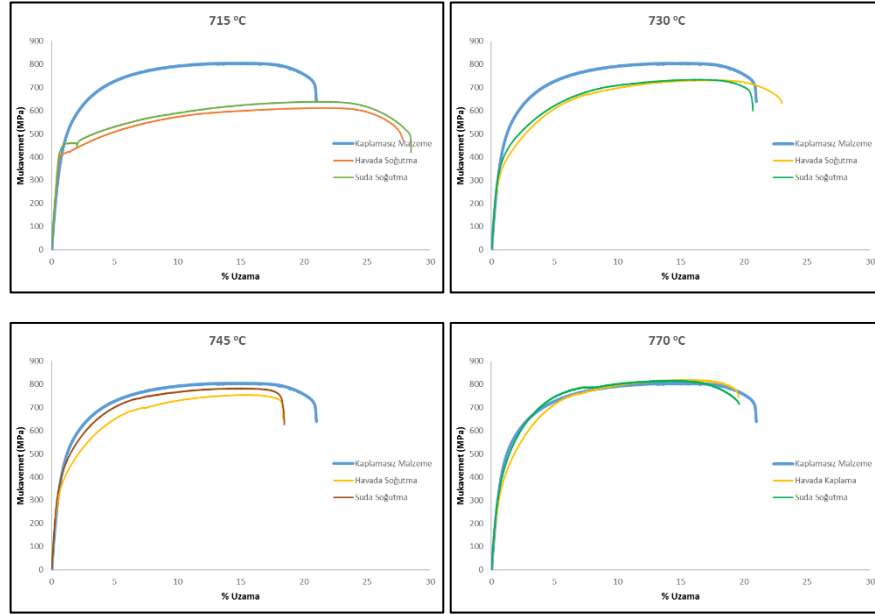
Grafik değerlendirildiğinde martensit oranının düşük sıcaklıklarda malzemenin kaplama öncesi değerine göre düşük değerlerde olduğu görülmektedir. Bu durum literatürde de belirtildiği gibi martensitin temperlenmesi ile açıklanabilir. Konu ile ilgili literatürde yer alan çalışmalar bölüm 2.1.3’de anlatılmıştır. Suda soğutulan numunelerin martensit oranları havada soğutulan numunelere göre görece daha yüksektir. Daldırma sıcaklığının 730 °C ve üzerinde olduğu durumlarda artan sıcaklıkla martensit oranının da arttığı görülmektedir. Bu da 730 °C’de numunelerin interkritik sıcaklık aralığına girmesi ile açıklanabilir. İnterkritik sıcaklık aralığına çıkan numunelerin yapısında östenit oluşmakta ve soğutma işlemiyle birlikte tekrar martensit oluşmaktadır. Sertlik ve martensit oranı değerleri ile mikro yapı görüntüleri birbirini doğrular niteliktedir.

5.1.4 Mekanik özelliklerin incelenmesi

Şekil 5.16’da taban malzemenin kaplama işlemine tabi tutulmadan önceki çekme test grafiği ve mekanik özellikleri görülmektedir. Grafiğe bakıldığında malzemenin literatürde belirtilen çift fazlı çelik özelliklerinden sürekli akma özelliğini gösterdiği görülmektedir. Bu bölümde kaplama işlemine tabi tutulan malzemenin mekanik özelliklerindeki değişimler incelenerek uygun kaplama şartlarının belirlenmesi amaçlanmıştır.



Şekil 5.16: Kaplama öncesi malzemenin çekme test eğrisi.



Şekil 5.17: Saf Al kaplanmış numunelerin çekme test eğrileri.

Şekil 5.17’de kaplanan numunelerin çekme eğrileri ile kaplama öncesi malzemenin çekme eğrisi karşılaştırılmıştır. Sonuçlara bakıldığı zaman 715 °C’de kaplanan malzemenin çekme ve akma mukavemetinin düştüğü, kopma uzaması değerinin arttığı ve sürekli akma özelliğini kaybettiği görülmektedir. 730 °C ve üzeri sıcaklıklarda kaplanan malzemeler ise sürekli akma davranışı göstermektedir. Çekme özellikleri kaplanmamış malzemeye en yakın numunelerin 770 °C’de kaplanan numuneler olduğu görülmektedir.

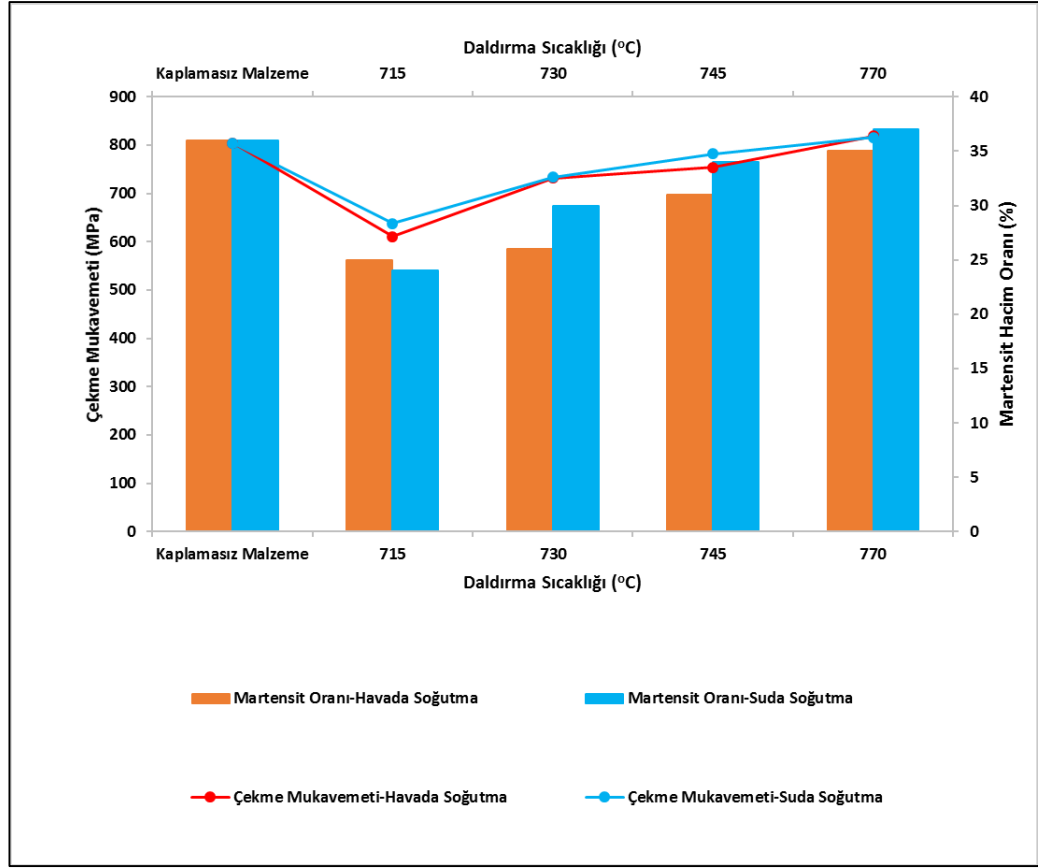
Çekme testleri sonucunda elde edilen mekanik özellikler Çizelge 5.5’de gösterilmiştir.

Çizelge 5.5: Saf Al kaplanan numunelerin çekme testi sonuçları.

Daldırma Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Davranışı	Kopma Uzaması (%)
715	Saf Al	60	Hava	414	611	Süreksiz	28
730	Saf Al	60	Hava	338	732	Sürekli	23
745	Saf Al	60	Hava	361	754	Sürekli	18
770	Saf Al	60	Hava	362	819	Sürekli	19,7
715	Saf Al	60	Su	457	638	Süreksiz	28,5
730	Saf Al	60	Su	362	734	Sürekli	21
745	Saf Al	60	Su	397	782	Sürekli	18,5
770	Saf Al	60	Su	421	816	Sürekli	19,8
	Kaplamasız malzeme			475	804	Sürekli	21

Mekanik özellikler incelendiğinde akma mukavemeti kaplamasız malzemeye en yakın olan numuneler 715 ve 770 °C’de kaplanan ve suda soğutulan numuneler olduğu görülmüştür. Kopma uzaması değerlerine bakıldığında 730 °C’de kaplanan numunelerin kopma uzamaları kaplamasız malzemeye göre yüksektir. Daha yüksek sıcaklıklarda kaplanan numunelerin kopma uzamaları kaplamasız malzemeye benzer değerlere sahiptir. Çekme mukavemetleri karşılaştırıldığında ise kaplamasız malzemeye en yakın çekme mukavemeti değerlerine sahip numuneler 770 °C’de kaplanan numunelerde görülmüştür.

Mekanik özelliklerin değişiminin temel sebeplerinden biri taban malzemenin martensit içeriğidir. Şekil 5.18’de martensit oranı ile çekme mukavemeti ilişkisi verilmiştir. Buna göre artan martensit oranı ile çekme mukavemetinin arttığı görülmüştür. 770 C’de kaplanan numunelerin martensit hacim oranları kaplama öncesi malzemenin martensit oranına yakın değerlere sahiptir. Aynı şekilde çekme mukavemeti de kaplama öncesi malzemeye en yakın değere sahip numuneler de 770 °C’de kaplanan numunelerdir.



Şekil 5.18: Saf Al kaplanan numunelerin martensit hacim oranı-çekme mukavemeti ilişkisi.

5.2 Al-Si Kaplama İçin Deneysel Sonuçlar

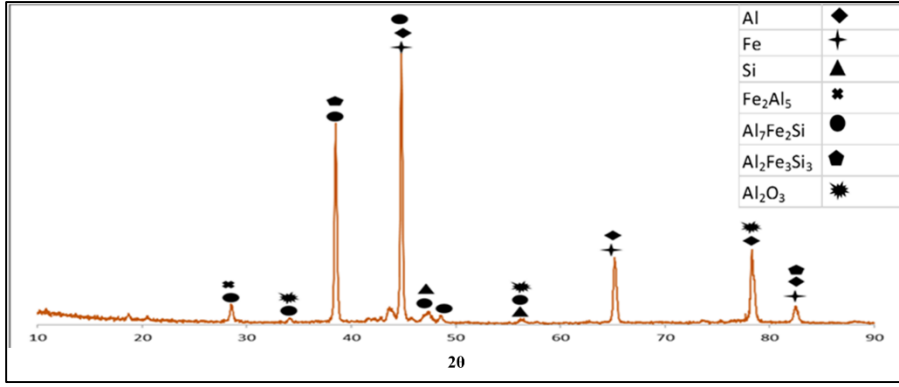
Saf alüminyum kaplama yapılan numunelerin deney sonuçları dört ayrı başlık altında incelenecektir. Bu başlıklar; kaplama yapısı karakterizasyonu ve kaplama kesiti incelemeleri, taban malzeme kesiti karakterizasyonu ve mekanik test sonuçlarıdır

5.2.1 Kaplama yapısı karakterizasyonu

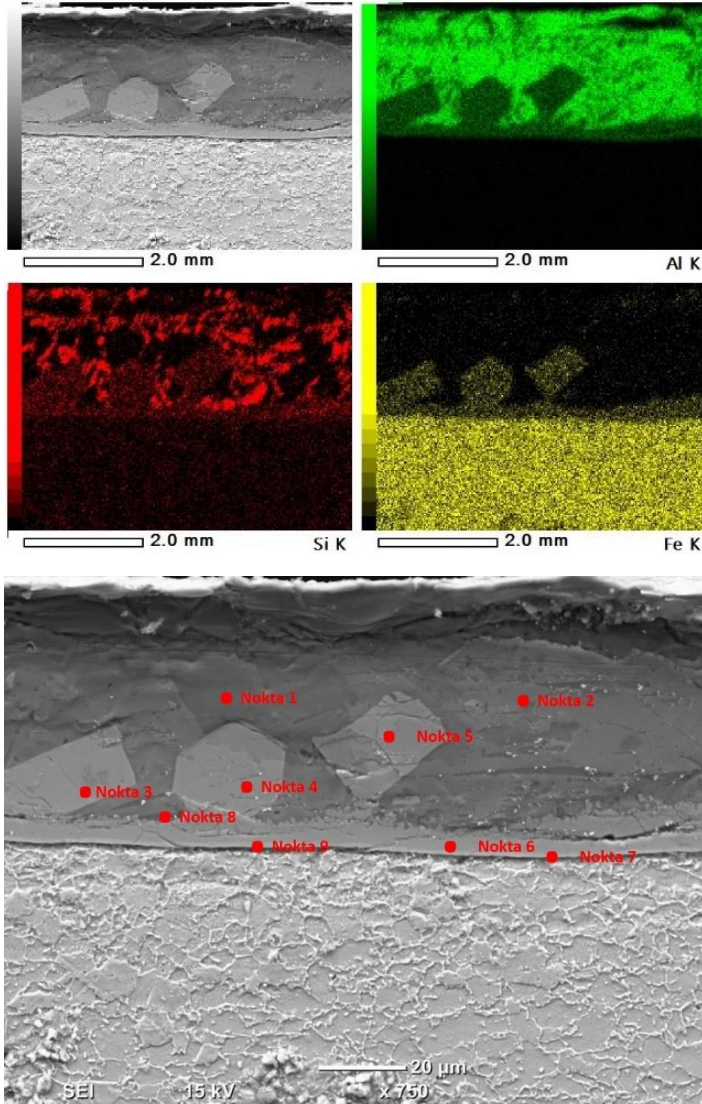
Şekil 5.19’da yapılan XRD analizine ait paternler görülmektedir. Paternlere bakıldığında Al, Fe, Si, Al₂O₃, Fe₂Al₅, Al₇Fe₂Si ve Al₂Fe₃Si₃ fazlarına ait pikler görülmüştür.

Paternler incelendiğinde Fe₂Al₅ fazının piklerinin şiddetinin oldukça düşük seviyelerde olduğu görülmektedir. Literatürde yer alan Silisyum’un Fe-Al bileşiklerinin büyümesini engellediği bilgisiyle bu veri örtüşmektedir.

XRD analizinden sonra oluşan fazların daha net anlaşılabilmesi için noktasal EDS analizleri yapılmıştır. Şekil 5.21’de kaplama yapısının EDS elementel haritası ve nokta EDS analizi yapılan noktalar görülmektedir.



Şekil 5.19: Al-Si kaplama XRD paternleri.



Şekil 5.20: Al-Si kaplamanın elementel haritası ve noktasal EDS noktalarının gösterimi.

Şekil 5.21'deki noktalardan elde edilen noktasal EDS analiz sonuçları çizelge 5.3'de verilmiştir. Noktasal EDS sonuçları ve XRD sonuçları birbirini doğrulamaktadır.

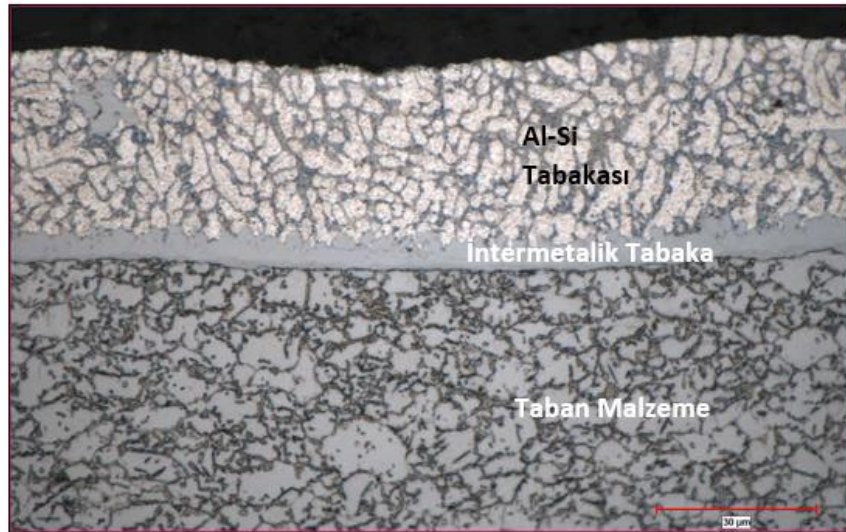
İntermetalik tabakadan alınan tüm noktasal analizlerde Al, Fe ve Si atomlarının yer aldığı görülmektedir.

Çizelge 5.6: Al-Si kaplama için noktasal EDS analiz sonuçları (Atomik % miktarları).

Nokta Tanımı	Al	Si	Fe
Nokta 1	98,5	1,5	
Nokta 2	97,3	2,2	0,5
Nokta 3	69,5	11,8	18,7
Nokta 4	69,1	11,9	19
Nokta 5	72,6	10,6	16,8
Nokta 6	65,8	5	29,2
Nokta 7	5	3,7	91,3
Nokta 8	83,2	10,6	6,2
Nokta 9	45,1	7,77	47,13

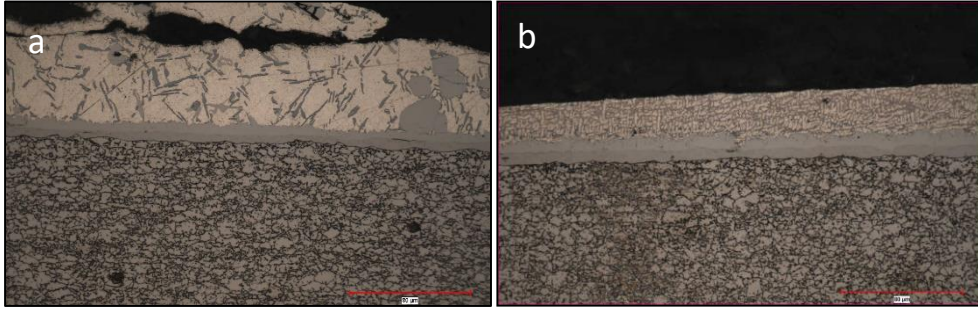
5.2.2 Kaplama kesiti karakterizasyonu

Daldırma işlemi 700, 715, 730, 745, 770 °C sıcaklıkta 60 s sürelerde yapılmıştır. Daldırma işlemi sonrasında numuneler suda ve havada soğutularak soğutma şeklinin etkileri incelenmiştir. Elde edilen kaplamanın kesitinin tanımlaması Şekil 5.21’de verilmiştir. Şekle bakıldığında temelde 3 yapı görülmektedir. Bunlar kaplama malzemesi olan ticari saflıktaki Al-Si kaplama tabakası, difüzyon tabakası olarak da adlandırılan intermetalik tabakası ve taban malzemedir. İntermetalik tabakanın elementel bileşimi bölüm 5.2.1’de verilmiştir.

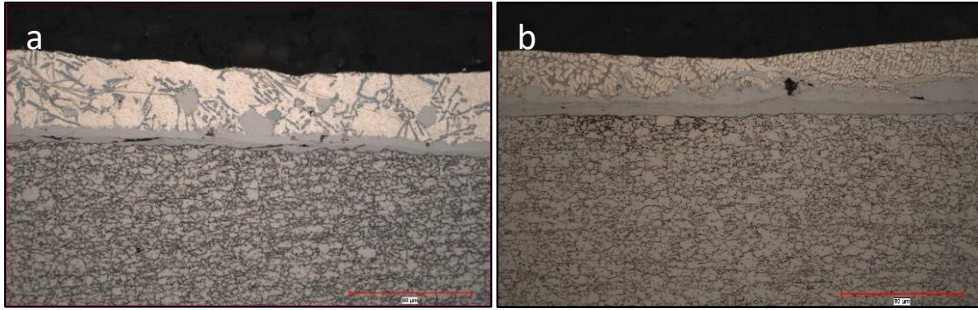


Şekil 5.21: Al-Si kaplama yapısı.

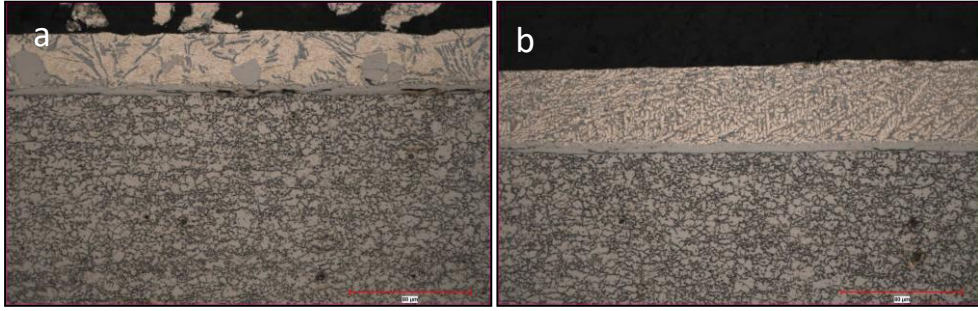
Kaplama yapılan numunelere ait optik mikroskopla çekilmiş kesit mikro yapıları şekil 5.22, şekil 5.23, şekil 5.24, şekil 5.25 ve şekil 5.26’da verilmiştir.



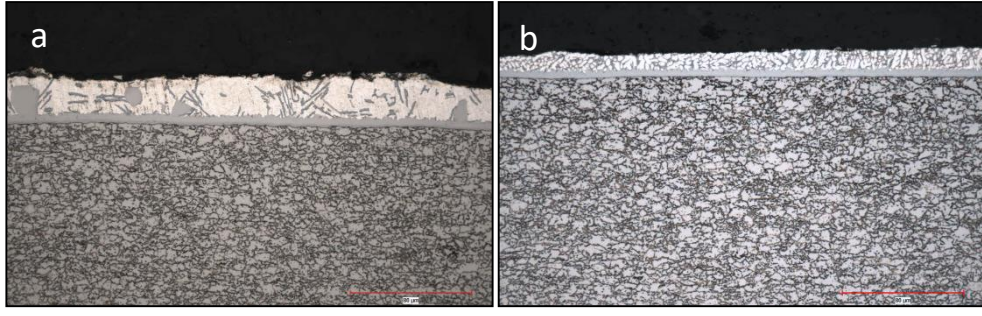
Şekil.5.22: 700 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



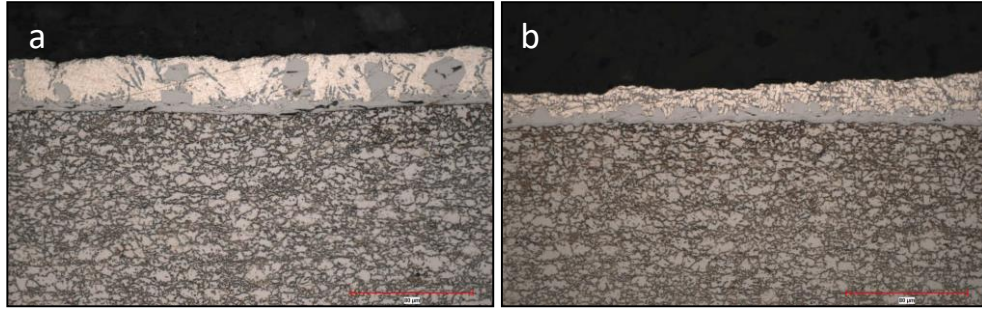
Şekil.5.23: 715 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil.5.24: 730 °C’de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.25: 745 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil.5.26: 770 °C'de kaplanan malzemenin kaplama yapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.

Mikroyapılar incelendiğinde tüm numunelerde kaplama ve intermetalik tabakaların olduğu görülmektedir. Kaplama kesit görüntüleri incelendiğinde genel olarak benzerlik göstermektedir. İntermetalik tabaka-taban malzeme arasındaki yüzey çizgi halinde olmakla birlikte intermetalik tabaka-kaplama tabakası ara yüzeyinde intermetalik tabakanın kaplama tabakasına doğru difüze olduğu görülmektedir.

Kaplanan numunelerin kaplama ve intermetalik tabaka kalınlıkları optik mikroskop yardımıyla ölçülmüştür. Ölçülen değerler Çizelge 5.7’de verilmiştir.

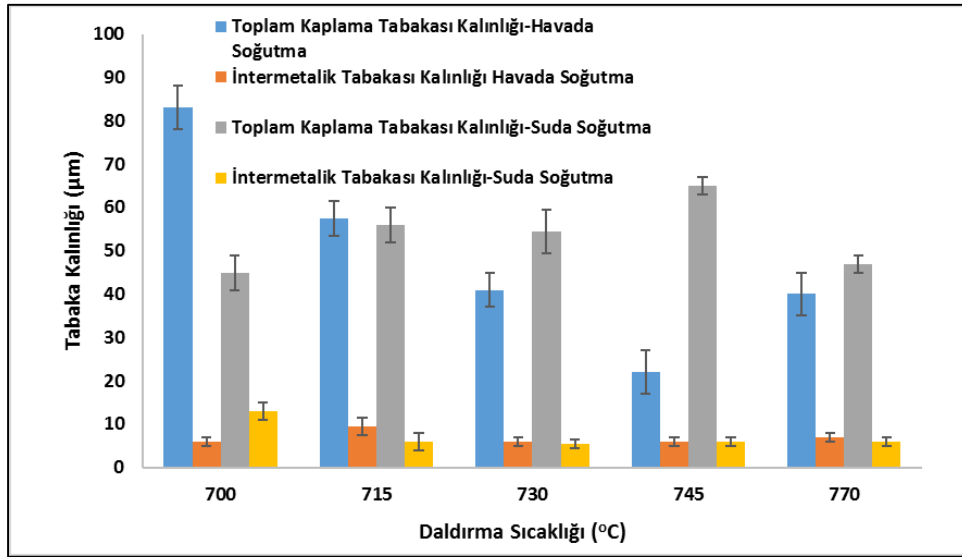
Çizelge 5.7:Al-Si kaplama kalınlıkları.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Ortalama Al-Si Tabaka Kalınlığı (µm)	Ortalama İntermetalik Tabaka Kalınlığı (µm)
700	Al-Si	60	Su	32 ± 6	13 ± 8
715	Al-Si	60	Hava	48 ± 2	9,5 ± 2
715	Al-Si	60	Su	50 ± 3	6 ± 0
730	Al-Si	60	Hava	35 ± 3	6 ± 1
730	Al-Si	60	Su	49 ± 4	5,5 ± 1
745	Al-Si	60	Hava	16 ± 8	6 ± 1
745	Al-Si	60	Su	59 ± 1	6 ± 1
770	Al-Si	60	Hava	33 ± 4	7 ± 1
770	Al-Si	60	Su	41 ± 1	6 ± 1

Şekil 5.27’de farklı sıcaklıklarda elde edilen kaplamaların ve intermetalik tabakaların kalınlıkları verilmiştir. Grafiğe göre en yüksek kaplama kalınlığına sahip numunenin 700 °C’de daldırılan ve havada soğutulan numune olduğu görülmektedir. İntermetalik tabaka kalınlıklarında ise sıcaklıkla kayda değer bir değişimin olmadığı görülmektedir.

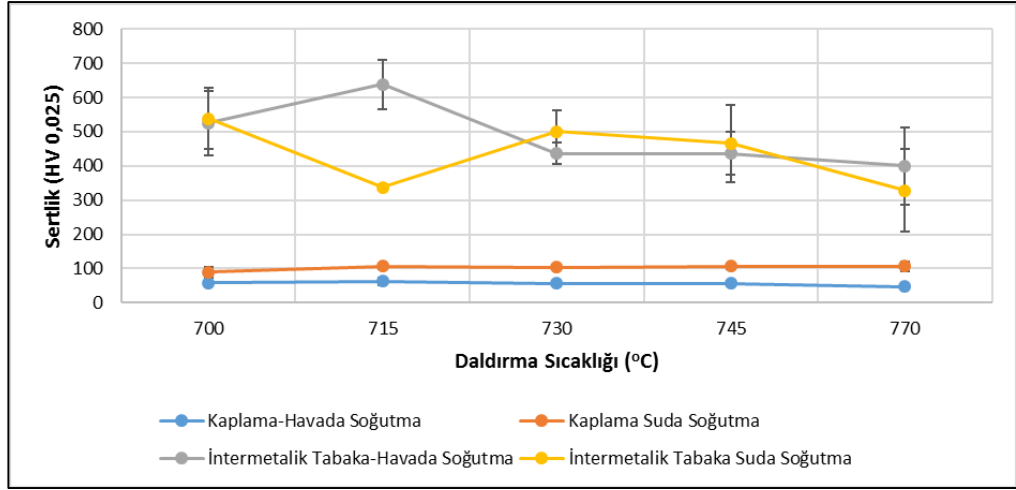
Daldırma sıcaklığının etkilerine bakıldığında havada soğutulan numunelerin kaplama kalınlıkları 745 °C’ye kadar olan sıcaklıklarda artan sıcaklıkla azalmış, sonrasında ise tekrar artış göstermiştir.

Soğutma şeklinin etkisi incelenecek olursa suda soğutulan numunelerin kaplama kalınlıklarının havada soğutulanlara oranla daha yüksek olduğu görülmektedir.



Şekil 5.27: Al-Si kaplanan numunelerin kaplama tabakası kalınlıkları.

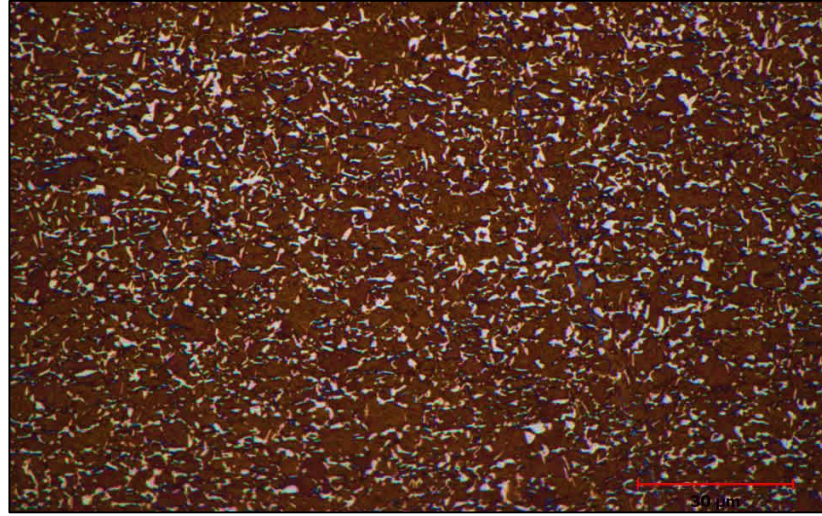
Sertlik ölçümleri kaplama kesitinden kaplama ve intermetalik tabakalardan 5 farklı noktadan 25 g yük ile yapılmış ve ölçülen değerlerin ortalaması alınmıştır. Al-Si tabakanın ortalama sertliği 79 HV_{0,25} hesaplanmıştır. Ortalama intermetalik tabaka sertliği de 461 HV_{0,25} olarak hesaplanmıştır. Şekil 5.9’da kaplanan malzemelerin kesitlerinden alınan sertlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Grafiğe bakıldığında kaplama malzemesine oranla oldukça yüksek sertlik değerlerine sahip intermetalik tabakaların olduğu görülmektedir. Grafik incelendiğinde suda soğutulan malzemelerin kaplamalarının havada soğutulanlara göre daha yüksek sertliğe sahip olduğu görülmektedir. İntermetalik tabaka sertliklerine bakıldığında genel olarak havada soğutulan numunelerin intermetalik tabakasının daha sert olduğu görülmektedir. Sadece 730 °C’de kaplanan numunelerden suda soğutulan numunenin daha sert olduğu görülmektedir.



Şekil 5.28: Al-Si kaplama ve intermetalik tabaka sertlikleri.

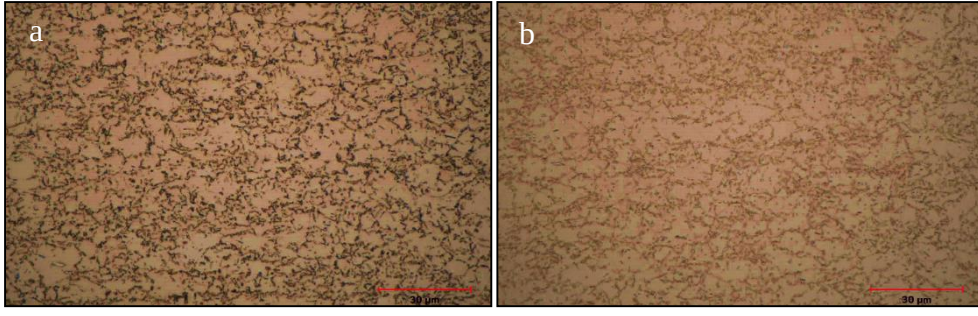
5.2.3 Taban malzeme kesiti karakterizasyonu

Kaplama öncesi malzemenin mikroyapısı şekil xx'de verilmiştir. Yapıda beyaz renkli martensit ve koyu renkli ferrit fazlarından oluşan çift fazlı yapı belirgin şekilde görülmektedir.

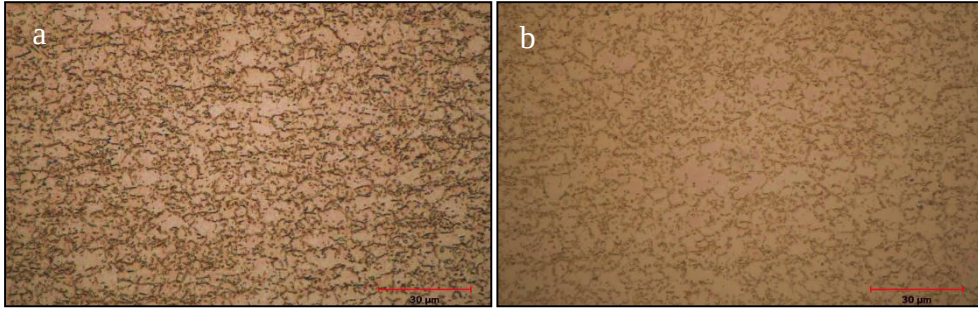


Şekil 5.29: Kaplama öncesi taban malzemenin mikroyapısı.

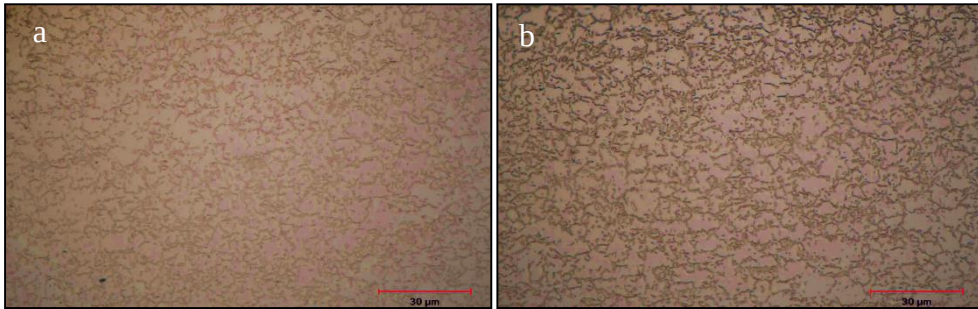
Şekil 5.30-5.34'de farklı sıcaklıklarda kaplanan ve havada ve suda soğutulan numunelere ait taban malzemelerin mikroyapıları görülmektedir. Mikroyapılar kaplama öncesi malzeme mikroyapısıyla karşılaştırıldığında düşük sıcaklıklarda yapılan daldırma işleminin malzeme yapısındaki martensit oranını azalttığı görülmektedir. Daldırma sıcaklığının artmasıyla martensit oranının da arttığı görülmektedir. 770 C'de daldırılan numunelerin martensit oranının daldırma öncesi malzemeye daha yakın olduğu görülmektedir.



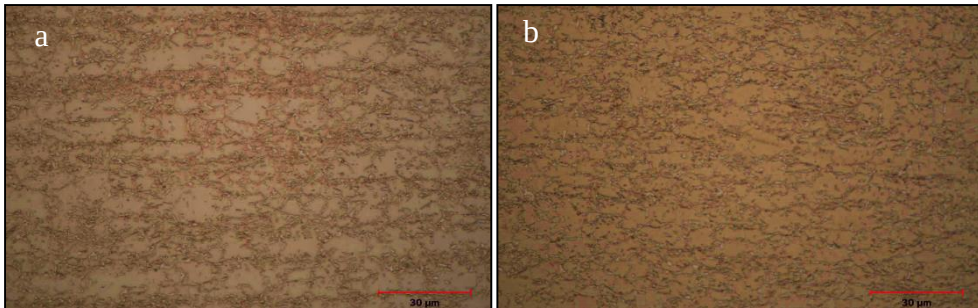
Şekil 5.30: 700 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



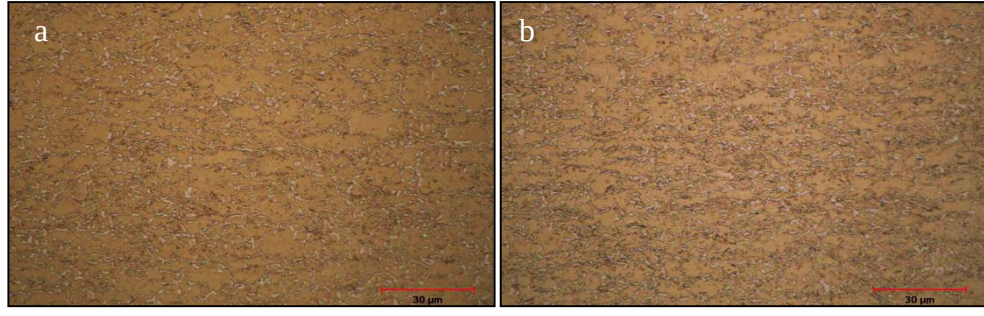
Şekil 5.31: 715 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.32: 730 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.33: 745 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan. (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.



Şekil 5.34: 770 °C’de kaplanan malzemenin mikroyapısı: (a) Daldırma sonrası havada soğutulan (b) Daldırma sonrası suda soğutulan.

Mikroyapıların kaplama öncesi malzeme mikro yapılarıyla karşılaştırıldığında düşük sıcaklıklarda yapılan daldırma işleminin malzeme yapısındaki martensit oranını azalttığı görülmektedir. Bunun sebebi olarak da martensit fazının temperlenmesi gösterilebilir. Bölüm 2.1.3’de bu konuda yapılan çalışmalara değinilmiş ve literatür çalışmaları verilmiştir. Daldırma sıcaklığının artmasıyla martensit oranının arttığı görülmektedir. Bu da numunelerin interkritik sıcaklık aralığına çıkarak martensitin östenite dönüşmesi ve soğutma işlemiyle tekrar oluşması ile açıklanabilir. 770 °C sıcaklıkta daldırılan numunelerin martensit oranının kaplama öncesi malzemeye daha yakın olduğu görülmektedir.

Numunelerin martensit hacim oranları noktasal analiz yöntemiyle hesaplanarak Çizelge 5.8’de verilmiştir.

Çizelge 5.8 Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranları.

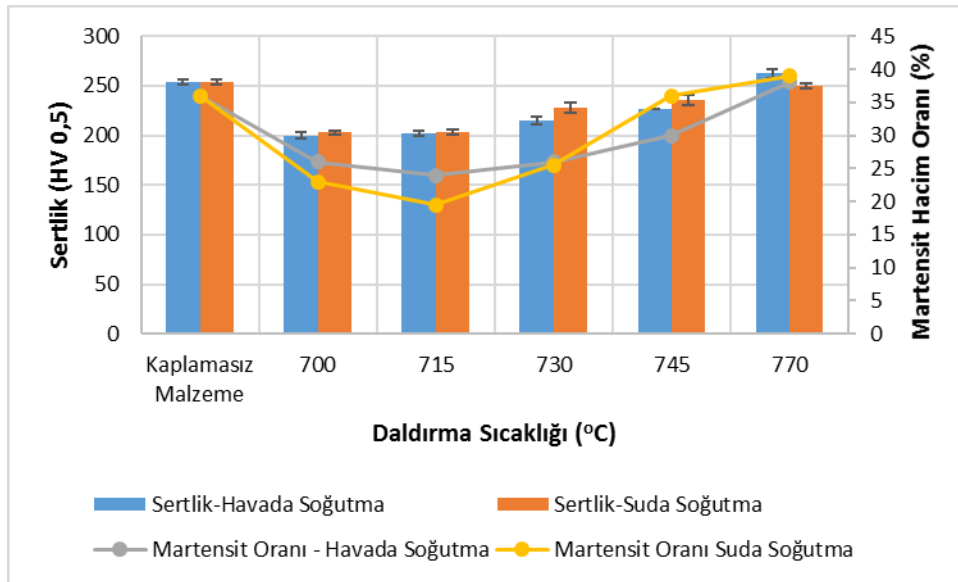
Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Martensit Hacim Oranı (%)
700	Al-Si	60	Hava	26
700	Al-Si	60	Su	23
715	Al-Si	60	Hava	24
715	Al-Si	60	Su	19,5
730	Al-Si	60	Hava	26
730	Al-Si	60	Su	25,5
745	Al-Si	60	Hava	30
745	Al-Si	60	Su	36
770	Al-Si	60	Hava	38
770	Al-Si	60	Su	39
Kaplama Sız Malzeme				36

Numunelerin taban malzeme kesitinden 5 farklı noktadan sertlik ölçümü alınmıştır. Ölçülen değerlerin ortalaması alınarak Çizelge 5.9’de verilmiştir.

Çizelge 5.9 Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlik değerleri.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Taban Malzeme Sertliği (HV 0,5)
700	Al-Si	60	Hava	200 ± 4
700	Al-Si	60	Su	202 ± 3
715	Al-Si	60	Hava	215 ± 4
715	Al-Si	60	Su	226 ± 3
730	Al-Si	60	Hava	262 ± 0
730	Al-Si	60	Su	203 ± 5
745	Al-Si	60	Hava	204 ± 3
745	Al-Si	60	Su	228 ± 2
770	Al-Si	60	Hava	236 ± 2
770	Al-Si	60	Su	250 ± 6
Kaplama Sız Malzeme				254 ± 3

Numunelerin martensit oranları ile sertlik değerleri arasındaki ilişki Şekil 5.32’de grafik olarak gösterilmiştir.



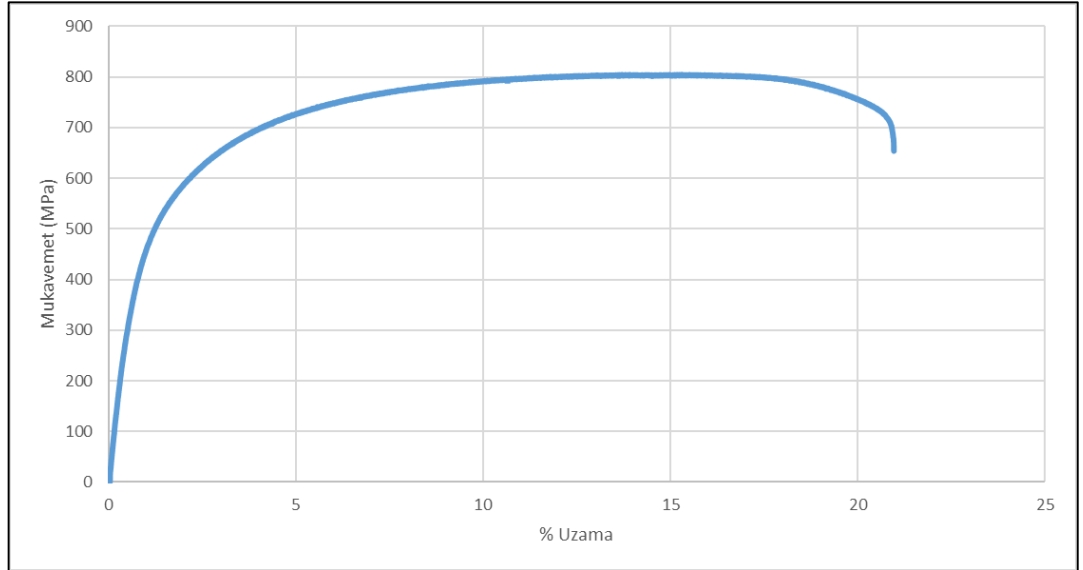
Şekil 5.35: Al-Si kaplanan numunelerin taban malzemesi martensit oranı-sertlik ilişkisi.

Grafik değerlendirildiğinde martensit oranının düşük sıcaklıklarda malzemenin kaplama öncesi değerine göre düşük değerlerde olduğu görülmektedir. Bu durum literatürde de belirtildiği gibi martensitin temperlenmesi ile açıklanabilir. Konu ile

ilgili literatürde yer alan çalışmalar bölüm 2.1.3’de anlatılmıştır. Daldırma sıcaklığının 730 °C ve üzerinde olduğu durumlarda artan sıcaklıkla martensit oranının da arttığı görülmektedir. Bu da 730 °C’de numunelerin interkritik sıcaklık aralığına girmesi ile açıklanabilir. İnterkritik sıcaklık aralığına çıkan numunelerin yapısında östenit oluşmakta ve soğutma işlemiyle birlikte tekrar martensit oluşmaktadır. Sertlik ve martensit oranı değerleri ile mikro yapı görüntüleri birbirini doğrular niteliktedir. 770 C sıcaklıkta kaplanan numunelerin sertlik ve martensit hacim oranı değerleri kaplama öncesi malzemeye en yakın değerler olarak görülmektedir.

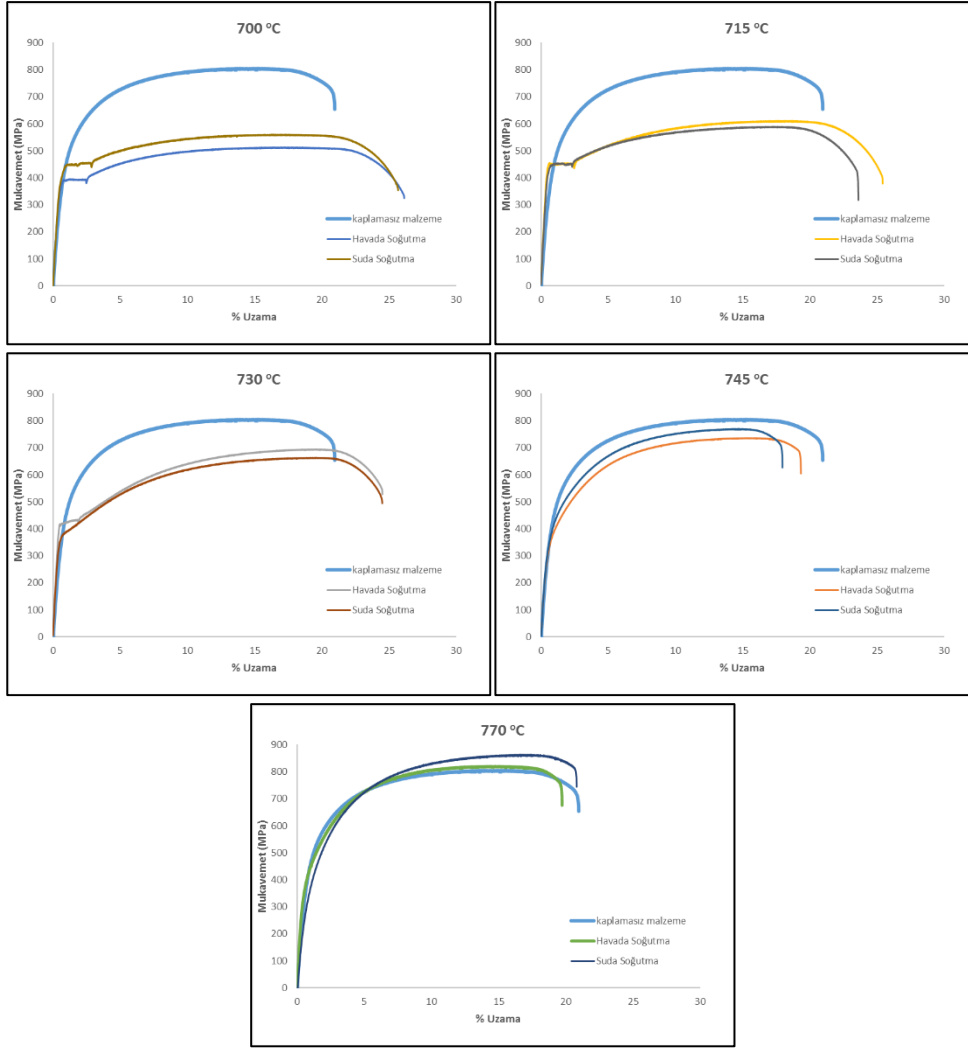
5.2.4 Mekanik özelliklerin incelenmesi

Şekil 5.36’da taban malzemenin kaplama işlemine tabi tutulmadan önceki çekme test grafiği ve mekanik özellikleri görülmektedir. Grafiğe bakıldığında malzemenin literatürde belirtilen çift fazlı çelik özelliklerinden sürekli akma özelliğini gösterdiği görülmektedir. Bu bölümde kaplama işlemine tabi tutulan malzemenin mekanik özelliklerindeki değişimler incelenerek uygun kaplama şartlarının belirlenmesi amaçlanmıştır.



Şekil 5.36: Kaplama öncesi malzemenin çekme eğrisi.

Şekil 5.37’de kaplanan numunelerin çekme eğrileri ile kaplama öncesi malzemenin çekme eğrisi karşılaştırılmıştır.



Şekil 5.37: Al-Si kaplanan numunelerin çekme test eğrileri.

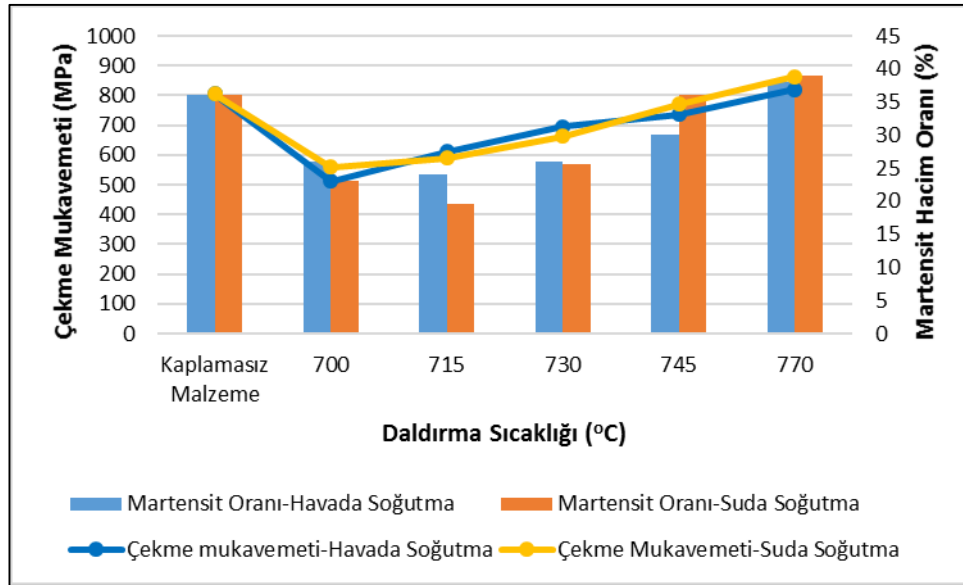
Sonuçlara bakıldığı zaman 700, 715 ve 730 °C’de kaplanan malzemenin çekme ve akma mukavemetinin düştüğü, % kopma uzaması değerinin arttığı ve sürekli akma özelliğini kaybettiği görülmektedir. Bunun sebebi ise malzemenin temperlenerek hem martensit hacim oranının azalması hem de malzeme yapısında üretim sırasındaki martensit çevresindeki kalıntı gerilmelerin giderilmesi ile açıklanmaktadır. 745 °C ve üzeri sıcaklıklarda kaplanan malzemeler ise sürekli akma davranışı göstermektedir. Çekme özellikleri kaplanmamış malzemeye en yakın numunelerin 770 °C’de kaplanan numuneler olduğu görülmektedir.

Çekme testlerinden elde edilen mekanik özellikler çizelge 5.10’da verilmiştir.

Çizelge 5.10: Al-Si kaplanan numunelerin çekme testi sonuçları.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Davranışı	Kopma Uzaması (%)
700	Al-Si	60	Hava	394	512	Sürekli	19
715	Al-Si	60	Hava	449	611	Sürekli	24,5
730	Al-Si	60	Hava	427	694	Sürekli	25,4
745	Al-Si	60	Hava	335	736	Sürekli	26
770	Al-Si	60	Hava	373	820	Sürekli	19,7
700	Al-Si	60	Su	446	560	Sürekli	18
715	Al-Si	60	Su	449	589	Sürekli	24,5
730	Al-Si	60	Su	373	663	Sürekli	23,6
745	Al-Si	60	Su	364	770	Sürekli	25,7
770	Al-Si	60	Su	371	864	Sürekli	20,8
	Kaplama Sız Malzeme			475	804	Sürekli	21

Çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerini etkileyen en önemli parametrelerden birinin martensit içeriği olduğu farklı araştırmalarla ortaya konmuştur. Bu çalışmada da çekme mukavemeti-martensit içeriği ilişkisi şekil 5.38’de verilen grafikte gösterilmiştir.



Şekil 5.38: Martensit hacim oranı-çekme mukavemeti ilişkisi.

Grafik incelendiğinde düşük sıcaklıklarda kaplanan numunelerin çekme mukavemetlerinin ve martensit hacim oranlarının düştüğü ve artan kaplama sıcaklığı ile her iki değerin de arttığı görülmektedir. Literatürde de geçen artan martensit içeriği ile çekme mukavemetinin arttığı bilgisi bu çalışmada da doğrulanmıştır.

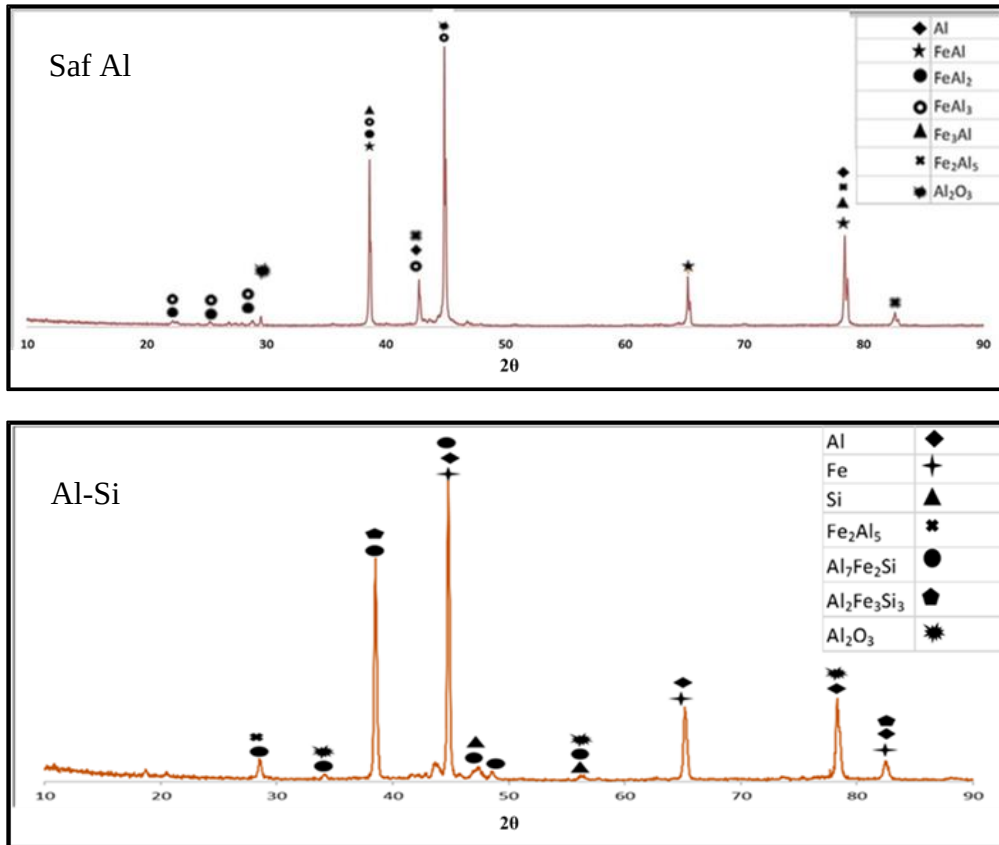
5.3 Saf Alüminyum ve Al-Si Kaplamalarının karşılaştırılması

Bu bölümde iki farklı kaplama yöntemi ile kaplanan malzemenin karşılaştırması yapılacaktır. Karşılaştırma, kaplama yapısı, sertlik değerleri ve mekanik özellikler başlıkları altında yapılacaktır. Tüm karşılaştırmalar 60 s daldırma süresiyle 715, 730, 745 ve 770 °C sıcaklıklarda kaplanan numuneler ile yapılmıştır.

5.3.1 Kaplama yapısının karşılaştırılması

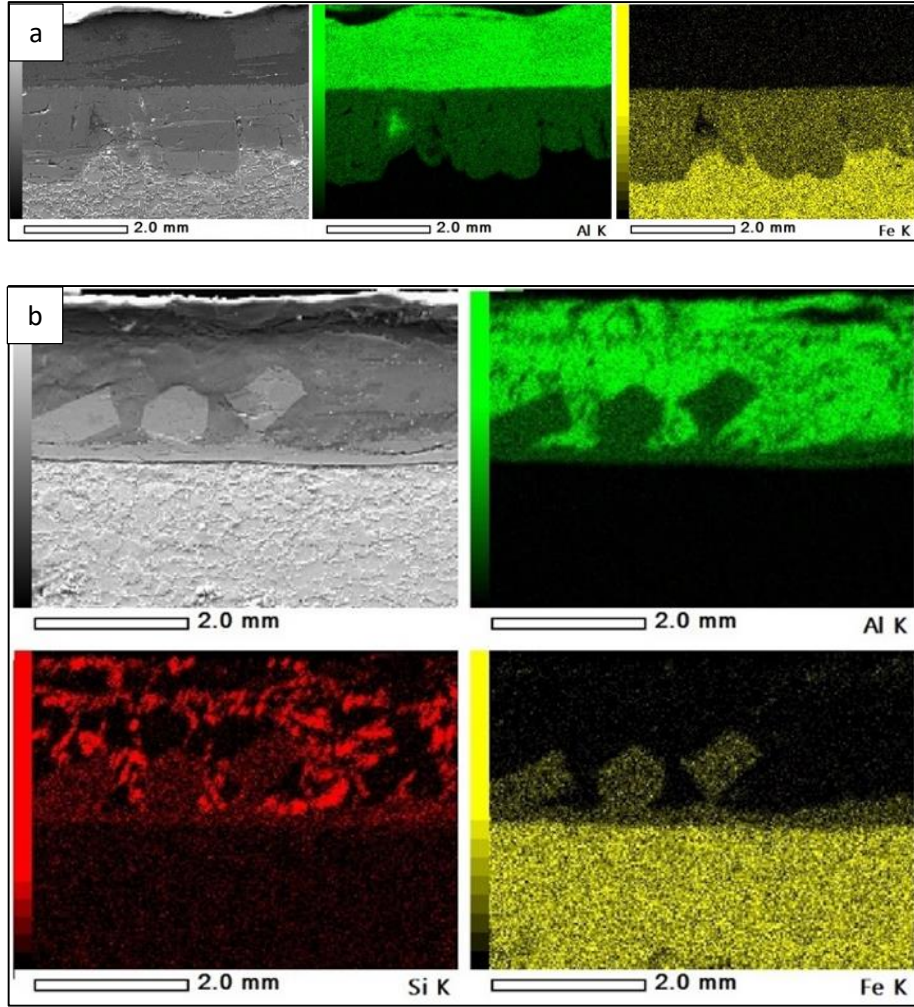
Bu başlık altında Saf Al ve Al-Si kaplamaların yapısal olarak karşılaştırılması yapılacaktır. Bu kapsamda XRD paternleri ve EDS nokta analiz sonuçları karşılaştırılarak sonuçları değerlendirilecektir.

Şekil 5.39’da her iki kaplama şeklinin XRD sonuçları verilmiştir. Sonuçlara bakıldığında Saf Al kaplamada Fe-Al bileşiklerine ait pikler görülürken Al-Si kaplamada Fe-Al bileşiklerinin piklerinin oluşmadığı ve Fe, Al, Si ve Fe-Al-Si bileşiklerine ait piklerin oluştuğu görülmektedir.



Şekil 5.39: XRD paternleri karşılaştırması.

Şekil 5.40’da her iki kaplama yöntemiyle kaplanan numunelerin EDS elementel haritaları karşılaştırılmıştır.

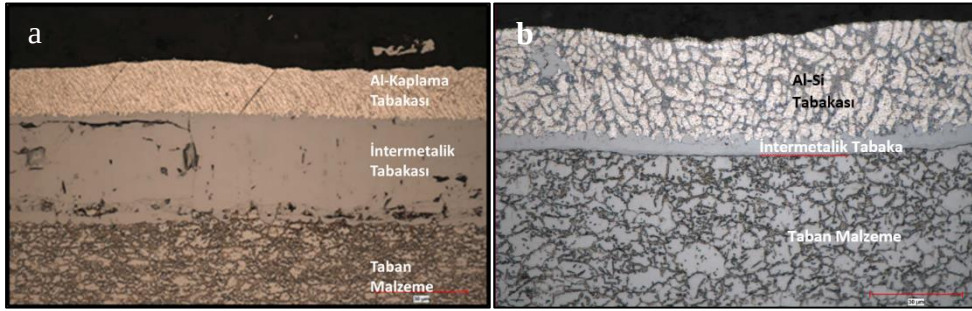


Şekil 5.40: Saf Al ve Al-Si kaplamalara ait EDS elementel haritaların karşılaştırılması: (a) Saf Al kaplama. (b) Al-Si kaplama.

Elementel haritalara bakıldığında Al elementi yeşil renkte, Fe elementi sarı renkte ve Si elementi kırmızı renkte gösterilmektedir. Saf Al kaplamada intermetalik tabakada Fe ve Al elementlerinin dağıldığı, Al-Si kaplamada ise intermetalik tabakada Fe, Al ve Si elementinin bulunduğu görülmektedir. Kaplamaların difüzyon tabakaları incelendiğinde Saf Al kaplamada intermetalik tabakanın taban malzemeye doğru difüze olduğu ve taban malzemeye doğru dil yapısında büyüdüğü görülmektedir. İntermetalik tabaka-Al arayüzeyi ise daha çizgisel bir görüntüye sahiptir. Al-Si kaplamada ise tam tersi bir görüntüye sahiptir. İntermetalik tabaka-Fe arayüzeyi daha çizgisel bir yapıya sahipken intermetalik tabakanın kaplama tabakasına doğru büyüdüğü görülmektedir. Farklı çalışmalarda silisyumun intrmetalik tabakanın yapısına ve oluşum mekanizmalarına etkileri konu edilmiştir. Yapılan bir çalışmada silisyumun intermetalik tabakadaki katı hal difüzyonunu kısıtladığı belirtilmiştir [23].

5.3.2 Kaplama kesitinin karşılaştırılması

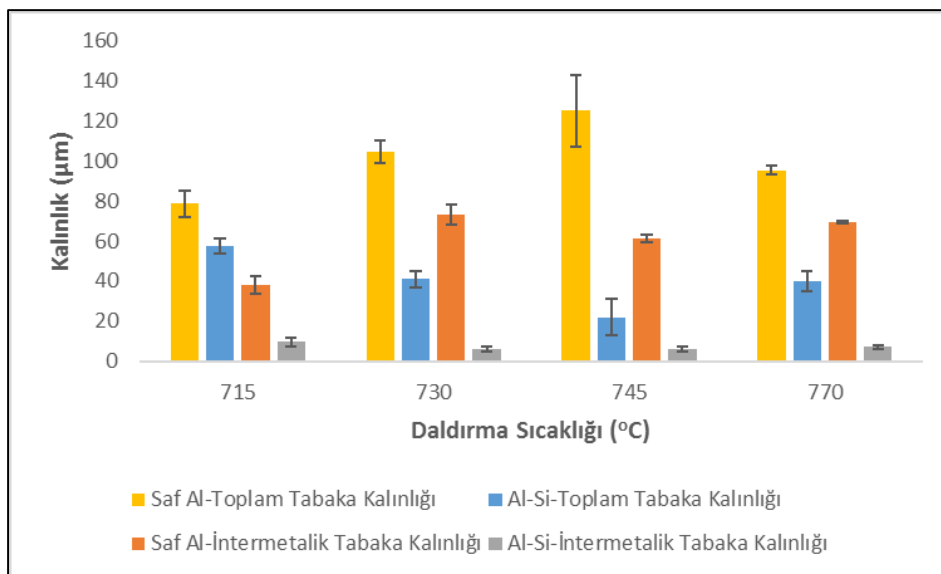
Bu bölümde Saf Al ve Al-Si kaplanmış malzemelerin kaplama kesitleri karşılaştırılmıştır.



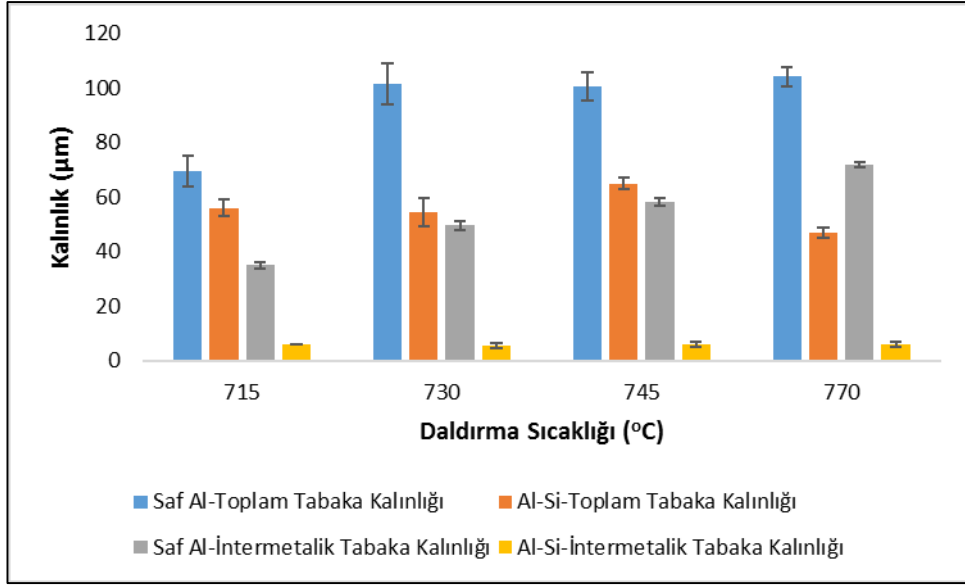
Şekil 5.41: Kaplama kesiti karşılaştırması: (a) Saf Al kaplama. (b) Al-Si kaplama.

Şekil 5.41’de her iki kaplama türünün de kaplama yapıları verilmiştir. Buna göre her iki kaplama türünde de kaplama tabakası ve intermetalik tabakaların oluştuğu görülmektedir. Saf Al kaplamada Fe ve Al’den oluşan intermetalik tabakasının genişliğinin Al-Si kaplamadaki Al-Fe-Si’den oluşan intermetalik tabakanın genişliğinden daha fazla olduğu görülmektedir. Bunun sebebi intermetalik tabaka içerisinde bulunan silisyum atomlarının katı hal difüzyonunu kısıtlamasıdır.

Kaplama kesitlerinden alınan tabaka kalınlıkları aynı şartlarda kaplanmış numuneler için karşılaştırılmıştır. Havada ve suda soğutulan numuneler kendi içlerinde karşılaştırılmıştır. Şekil 5.42’de havada soğutulan numunelerin, Şekil 5.43’de ise suda soğutulan numunelerin kaplama tabakalarına ait karşılaştırma grafiği verilmiştir.



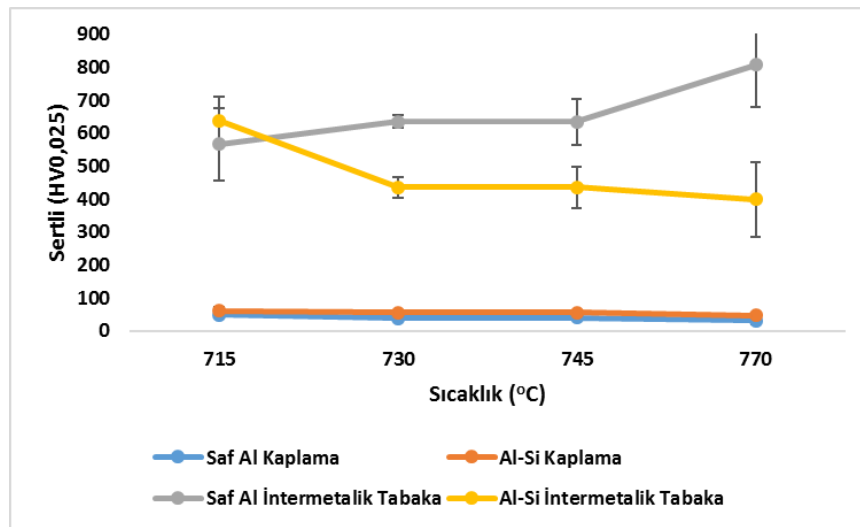
Şekil 5.42: Kaplama sonrası havada soğutulan numunelerin kaplama tabakası kalınlıklarının karşılaştırılması.



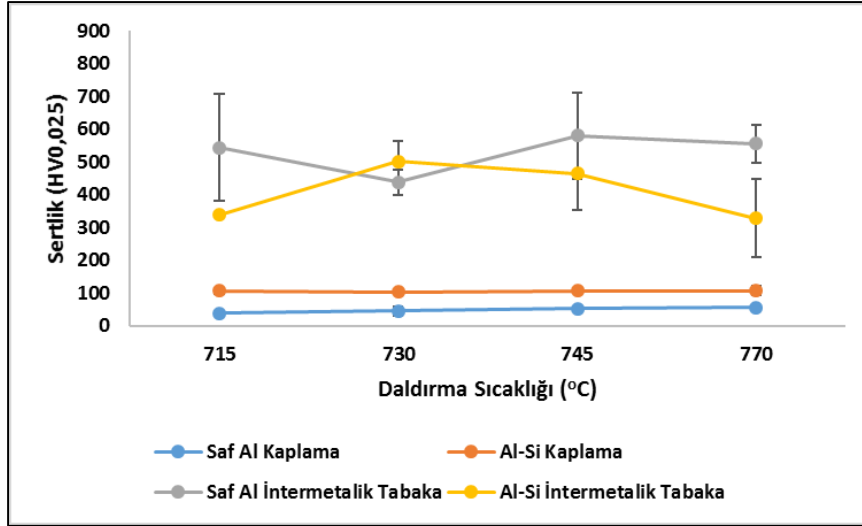
Şekil 5.43: Kaplama sonrası suda soğutulan numunelerin kaplama tabakası kalınlıklarının karşılaştırılması.

Karşılaştırma grafikleri incelendiğinde her iki soğutma şeklinde de saf Al kaplanan numunelerin toplam kaplama tabakası (Al+İntermetalik) kalınlığının Al-Si kaplanan numunelere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. İntermetalik tabaka kalınlıkları karşılaştırıldığında ise tüm sıcaklıklarda Al-Si kaplamaların intermetalik tabakalarının daha ince olduğu görülmektedir.

Kaplama kesitinde kaplama ve intermetalik tabaka üzerinden yapılan sertlik ölçüm sonuçları havada ve suda soğutulan numunelerde ayrı ayrı karşılaştırılmış. Karşılaştırma Havada soğutulan numuneler için Şekil 5.43’de suda soğutulan numuneler için de şekil 5.44’de grafik ile gösterilmiştir.



Şekil 5.44: Havada soğutulan numuneler için kaplama sertlikleri karşılaştırması.



Şekil 5.45 Suda soğutulan numuneler için kaplama sertlikleri karşılaştırması.

Sertlik değerleri incelendiğinde Al-Si kaplamanın sertliğinin daha yüksek olduğu görülmektedir. Saf Al kaplanan numunelerin intermetalik tabakasının sertliği genel olarak Al-Si kaplanan numunelerin intermetalik tabakasının sertliğine göre daha yüksek değerlere sahiptir. Bu sonuçlardan alüminyum içerisine eklenen silisyumun alüminyumun sertliğini artırdığı, intermetalik tabakanın sertliğini de azalttığı çıkarılmıştır.

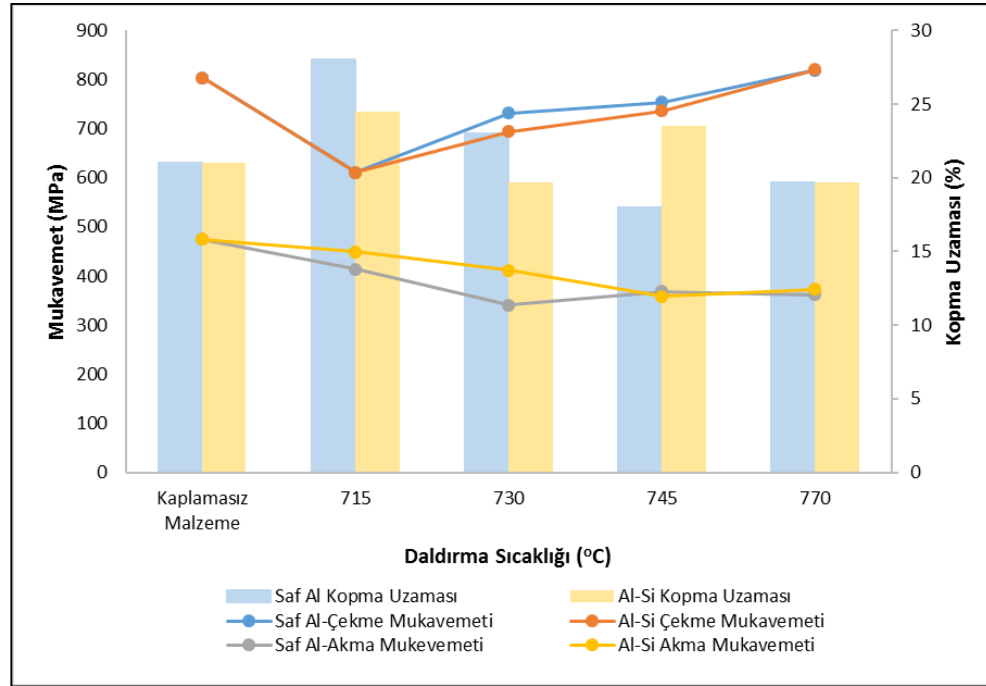
5.3.3 Mekanik özelliklerin karşılaştırılması

Bu bölümde her iki kaplama türüyle elde edilen mekanik özellikler karşılaştırılacaktır. Çekme testlerine ait bilgiler her iki kaplama türüne ait deneysel sonuçlarda verilmiştir. Çizelge 5.11’de aynı şartlarda Al ve Al-Si kaplanan numunelerin mekanik özellikleri birlikte verilmiştir.

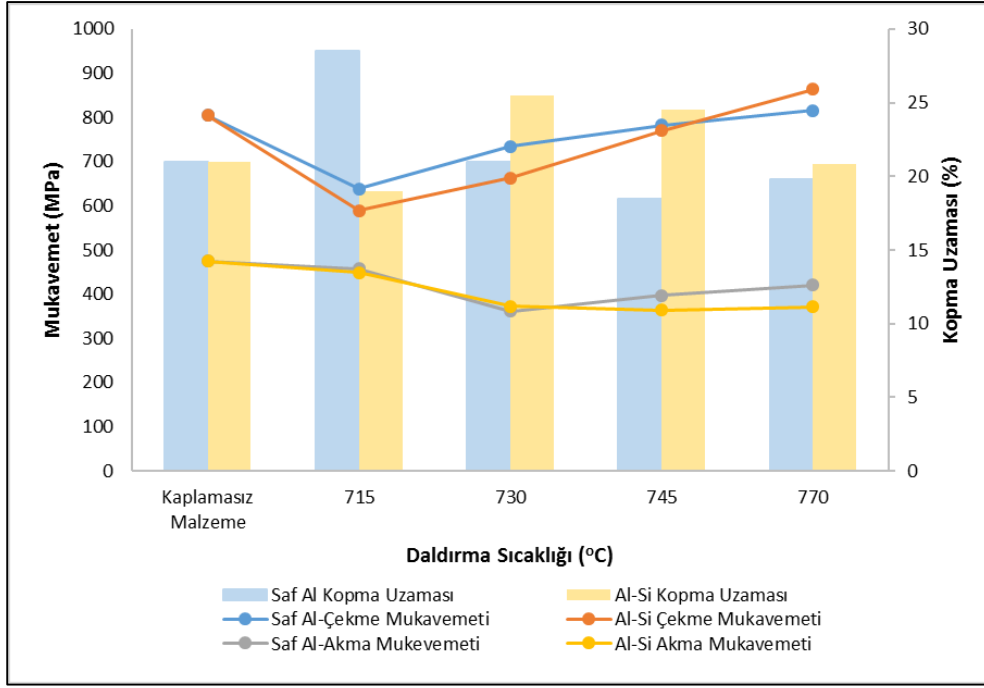
Mekanik özellikler, aynı şartlarda kaplanan numuneler için şekil 5.11’de grafik halinde verilmiştir.

Çizelge 5.11: Al ve Al-Si kaplanan numunelerin mekanik özellikleri.

Daldırma Ortamı Sıcaklığı (°C)	Daldırma Ortamı	Daldırma Süresi (s)	Soğutma Şekli	Akma Mukavemeti (MPa)	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Davranışı	Kopma Uzaması (%)
715	Al-Si	60	Hava	449	611	Süreksiz	24,5
715	Saf Al	60	Hava	414	611	Süreksiz	28
730	Al-Si	60	Hava	412	694	Süreksiz	19,7
730	Saf Al	60	Hava	341	732	Sürekli	23
745	Al-Si	60	Hava	359	736	Sürekli	23,5
745	Saf Al	60	Hava	368	754	Sürekli	18
770	Al-Si	60	Hava	373	820	Sürekli	17
770	Saf Al	60	Hava	362	819	Sürekli	19,7
715	Al-Si	60	Su	449	589	Süreksiz	19
715	Saf Al	60	Su	457	638	Süreksiz	28,5
730	Al-Si	60	Su	373	663	Süreksiz	25,5
730	Saf Al	60	Su	362	734	Sürekli	21
745	Al-Si	60	Su	364	770	Sürekli	24,5
745	Saf Al	60	Su	397	782	Sürekli	18,5
770	Al-Si	60	Su	371	864	Sürekli	20,8
770	Saf Al	60	Su	421	816	Sürekli	19,8
Kaplamaşız Malzeme				475	804	Sürekli	21



Şekil 5.46: Kaplama sonrası havada soğutulan numunelerin mekanik özelliklerinin kaplama malzemesine göre karşılaştırılması.



Şekil 5.47: Kaplama sonrası suda soğutulan numunelerin mekanik özelliklerinin kaplama malzemesine göre karşılaştırılması.

Mekanik özellikler karşılaştırıldığında kaplama malzemesinin akma ve çekme mukavemetine kayda değer bir etkisinin olmadığı görülmektedir. Mekanik özellikleri etkileyen temel etkenin taban malzemesinin martensit oranı olduğu görülmektedir. Mekanik özelliklerin tamamı incelendiğinde kaplama öncesi malzemeye en yakın özelliklere sahip numuneler 770 °C’de kaplanan numuneler olmuştur.

6. GENEL SONUÇLAR

Yapılan tez çalışmasında DP 800 kalite çift fazlı çelik malzemeye alüminyum malzeme özelliklerinde herhangi bir kayıp yaşanmadan, sıcak daldırma yöntemiyle ticari saf Al ve Al-%10 Si alaşımı kaplaması yapılması amaçlanmıştır. Kaplama işlemi 60 s sürelerde, 700, 715, 730, 745 ve 770 °C sıcaklıklarda yapılmıştır. Daldırma işleminden sonra numunelerin bir kısmı havada soğumaya bırakılmış bir kısmı ise suda soğutulmuştur. Kaplama yapılan malzemelerin kaplama yapıları, kesit incelemeleri ve mekanik özellikleri incelenmiş ve sonuçlar aşağıda listelenmiştir.

1. Çalışma sonucunda DP 800 kalite çift fazlı çeliğin çekme mukavemeti ve % uzama değerlerinden herhangi bir kayıp yaşamadan sıcak daldırma yöntemi ile alüminyum kaplanabileceği görülmüştür.
2. Kaplama işlemi sonrasında kaplamasız malzemenin çekme mukavemetine en yakın değerler %101 ve %107 ile 770 °C'de kaplanan numunelerde görülmüştür.
3. Taban malzemesi kesitinden ölçülen sertlik değerleri 770 °C'de kaplanan numunelerde kaplanmamış malzemenin kesitinden alınan sertlik değerine göre daha yüksek çıkmıştır. Saf Al kaplanan numuneler için 745 ve 770 C'de kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlik değerleri kaplanmamış numuneye %100 oranında benzer çıkmıştır. Al-Si kaplanan numuneler için 745 C ve üzerinde kaplanan numunelerin taban malzemesi sertlikleri %90 ve üzerinde kaplanmamış malzemenin sertliğine benzer çıkmıştır.
4. Kaplama yapılan tüm numunelerde akma mukavemeti düşmüştür. Literatürde bunun sebebi olarak hem martensit taneleri içerisinde çökelen karbürlerin kabalaşarak dislokasyonları kilitleme özelliğini kaybetmesi gösterilmiştir.
5. Alüminyum kaplanan numunelerden 730 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda kaplananlar sürekli akma davranışı, daha düşük sıcaklıklarda kaplananlar ise süreksiz akma göstermiştir. Al-Si kaplanan numunelerden 745 °C ve üzerindeki sıcaklıklarda kaplananlar sürekli akma davranışı daha düşük sıcaklıklarda kaplananlar ise süreksiz akma davranışı göstermiştir.

6. Mekanik özellikler ile martensit hacim oranı arasında doğrudan bir ilişki olduğu görülmüştür. Artan martensit hacim oranı ile çekme mukavemeti ve sertlik değerleri artmakta, % uzama değeri düşmektedir.
7. Kaplama üzerinde yapılan XRD paternlerine ve EDS sonuçlarına bakıldığında saf Al kaplamada Al, Al_5F_2 , AlFe ve Al_3Fe fazlarının olduğu, Al-Si kaplamada ise Al, Si, Al_2O_3 , Fe_2Al_5 , $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Si}$ ve $\text{Al}_2\text{Fe}_3\text{Si}_3$ fazlarının olduğu görülmüştür.
8. Kaplama kesitinden yapılan tabaka kalınlıkları ölçümleri incelendiğinde saf Al kaplanan numunelerin toplam kaplama tabakalarının Al-Si kaplanan numunelere göre daha yüksek değerlere sahip olduğu görülmüştür. Saf Al kaplama için en yüksek toplam kaplama kalınlığı 105 μm , Al-Si kaplama için en yüksek toplam kaplama kalınlığı ise 65 μm ölçülmüştür.
9. İntermetalik tabakaların kalınlıkları ölçüldüğünde saf Al kaplamaların intermetalik tabakasının daha kalın ve dil yapısına sahip olduğu, Al Si kaplamaların intermetalik tabakasının ise daha ince ve düzgün olduğu görülmüştür. Saf Al intermetalik tabakasının en fazla olduğu değer 73 μm ile 730 °C’de kaplanan ve havada soğutulan numunede ölçülmüştür. Al-Si intermetalik tabakasının en yüksek olduğu değer 13 μm ile 700 °C’de kaplanan numunede ölçülmüştür. Al-Si kaplanan numunelerin intermetalik tabakalarının ortalama değeri 7,22 μm olarak hesaplanmıştır. Saf Al kaplanan numunelerin ortalama intermetalik tabaka kalınlığı 57 μm olarak hesaplanmıştır.
10. Kesitlerden yapılan sertlik ölçümlerine bakıldığında kaplama malzemesinin sertlik değerinin çok üstünde sertlik değerlerine sahip intermetalik tabakaların oluştuğu görülmektedir. Saf Al kaplama sertliği ortalama 44 $\text{HV}_{0,25}$, intermetalik tabaka sertliği 595 $\text{HV}_{0,25}$ hesaplanmıştır. Al-Si kaplama sertliği ortalama 79 $\text{HV}_{0,25}$, intermetalik tabaka sertliği ortalama 461 $\text{HV}_{0,25}$ hesaplanmıştır. Silisyum ilavesinin alüminyumun sertliğini artırdığı intermetalik tabakanın sertliğini ise düşürdüğü görülmüştür.

KAYNAKLAR

- [1] **Emeri, M.Y.** (2013). *Advanced High-Strength Steels—Science, Technology, and Application*. ASM International.
- [2] **Keeler, S. Kimchi, M. ve Mooney, P. J.** (2017). *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*, World Auto Steel.
- [3] **Karaçalı, G.** (2015). *Soğuk haddelenmiş çift fazlı DP600 kalite çeliklerin yaşlanma davranışının incelenmesi* (Yüksek lisans tezi), İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [4] **Das, S. Sahoo, P. ve Davim, J. P.** (2017). Surface Finish Coatings. In MSJ. Hashmi (Eds), *Comprehensive Materials Finishing* (Vol. 3, pp. 39-55). Retrieved from. <https://www.sciencedirect.com/divit.library.itu.edu.tr/science/article/pii/B9780128035818091670>
- [5] **Takata, N. Tsukahara, T. Kobay, S. ve Takeyama, M.** (2016). Microstructure Control of Dual-Phase Steels through Hot-Dip Al–Mg–Si Alloy Coating Process, *ISIJ International*, 56, 319-325
- [6] **Lui, S. ve Huang, Q.** (2003). Coating structure and properties of continuously hot dipped aluminised steel wire. *Materials Science and Technology*, 13 (19), 1025-1028.
- [7] **Keeler, S. ve Kimchi, M.** (2014). *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*, World Auto Steel.
- [8] **Bhat, S. P.** 2008. Advances in high strength steels for automotive applications. *Great design in steel seminar-ArcelorMittal*, April 8 2007, Michigan, USA
- [9] **Tamarelli, C. M.** (2011). *AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*, Southfield, Michigan: Steel Market Development Institute.
- [10] **Url-1** <<http://ispatguru.com/dual-phase-steels>>, Erişim tarihi 20.04.2018
- [11] **Bleck, W. ve Phiu-On, K.** (2005). Microalloying of cold-formable multi phase steel grades, *Materials Science Forum*, 500-501, 97-114.

- [12] **Chang C.** (2010). *Correlation between the Microstructure of Dual Phase Steel and Industrial Tube Bending Performance (Master Thesis)*, University of Windsor, Windsor, Ontario, Canada.
- [13] **Granbom, Y.** (2010), *Structure and mechanical properties of dual phase steels – An experimental and theoretical analysis (Doktora Tezi)*, Royal Institute of Technology Stockholm, Sweden.
- [14] **Kuang C., Zhi-wang, Z. ve Wang,M.** (2017). Effect of hot-dip galvanizing processes on the microstructure and mechanical properties of 600 MPa hot dip galvanized dual phase steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 24, p. 1379.
- [15] **Caprili, S. Salvatore, W. Vale, R. Cristiano A. ve XLuvarà, G.** (2018). A new generation of high-ductile Dual-Phase steel reinforcing bars, *Construction and Building Materials*, 179, pp. 66-79.
- [16] **Song, G. M., Vystavel, T., Pers,v. d., De Hosson, J. ve Sloof,W.** (2012). Relation between microstructure and adhesion of hot dip galvanized zinc coatings on dual phase steel, *Acta Materiala*, 60, pp. 2973-2981.
- [17] **Bilir, Y.** (2016). Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Mekanik Özelliklere Etkisi, *18. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, (pp. 942-947). İstanbul, 29 Eylül-1 Ekim.
- [18] **Jiang, Z. ve Zhao, J.** (2018). Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress in Materials Science*, 94, 174-242.
- [19] **Bilir, O. G.** (2014). *Orta Karbonlu Dual Fazlı Çeliklerde Faz Dönüşümlerinin Termodinamik Modellenmesi Ve Mikroyapısal Karakterizasyonu (Yüksek lisans tezi)*, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- [20] **Sayed, A. A. ve Kheirandish, S.** (2012). Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels, *Materials Science and Engineering* , (A 532), 21– 25.
- [21] **Lia, H. Gaoa, S. Tiana, Y. Teradab, D. ve Shib, A.** (2015). Influence of tempering on mechanical properties of ferrite and martensite dual phase steel, *Materials Today:Proceedings*, 2, 667-671.
- [22] **Kamp,A., Celotto, S. ve Hanlon,D.** (2012). Effects of tempering on the mechanical properties of high strength dual-phase steels, *Materials Science and Engineering*, A358, pp. 35-41.
- [23] **Taşlıçay, C.** (2017). *Sıcak Daldırma Yöntemiyle Alüminyum Kaplanan 316Ti Kalite Paslanmaz Çeliğin Yüzey Özelliklerinin Mikro Ark Oksidasyon İşlemiyle Geliştirilmesi (Yüksek lisans tezi)*, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

- [24] **Cheng, W.-J. ve Wang, C.-J.** (2013). High-temperature oxidation behavior of hot-dipped aluminide mild steel with various silicon contents, *Applied Surface Science*, 274, 258-265.
- [25] **Koçanaoğulları, S.** (2010). *Demir esaslı toz metalürjisi ile üretilmiş parçalarda alüminyum kaplamanın yüzey özelliklerine etkisi* (Yüksek lisans tezi), Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Manisa.
- [26] **Isiko, M. B.** (2012). *Aluminizing Of Plain Carbon Steel – Effect of temperature on coating and alloy phase morphology at constant holding time* (Master Thesis), Department of Materials Science and Engineering, Norwegian University of Science and Technology, Norway.
- [27] **Davis, J.** (2000). *Corrosion - Understanding the Basics*, (pp. 363-406), ASM International.
- [28] **Davis, J.** (1998) *Surface engineering for corrosion and wear resistance*, ASM International.
- [29] **Wang, C.-J. ve Chen, S.-M.** (2006). The high-temperature oxidation behavior of hot-dipping Al–Si coating on low carbon steel, *Surface & Coatings Technology*, 200, 6601–6605.
- [30] **Liberski, P., Gierrek, Kania, A. H. Podolski, P. ve Taterek,A.** (2008). Formation of coatings from a liquid phase on the surface of iron-base alloys, *Archives Of Foundry Engineering*, 8, pp. 93-98.
- [31] **Bindumadhavana,P., Makesh, S., Gowrishankar, N. Wah, H. K.ve Prabhakar,O.** (2000). Aluminizing and subsequent nitriding of plain carbon low alloy steels for piston ring applications, *Surface and Coatings Technology*, 127, pp. 252-259.

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Abdullah DEDE

Doğum Tarihi ve Yeri: 27.12.1989

E-posta : dedeabdullah@gmail.com

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2011, İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

MESLEKİ DENEYİM:

2016 yılından beri TAI-TUSAŞ şirketinde İş Güvenliği Mühendisi olarak çalışmaktadır

