



**UNIVERSITAS INDONESIA**

**PENGARUH MASUKAN PANAS DAN KOMPOSISI GAS  
PELINDUNG TERHADAP PENGENDALIAN STRUKTUR  
MIKRO LASAN BAJA TAHAN KARAT SAF 2707  
HIPERDUPEK**

**SKRIPSI**

**MOHAMMAD FADLI**

**0806331771**

**FAKULTAS TEKNIK  
DEPARTEMEN TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL  
DEPOK  
JULI 2012**



**UNIVERSITAS INDONESIA**

**PENGARUH MASUKAN PANAS DAN KOMPOSISI GAS  
PELINDUNG TERHADAP PENGENDALIAN STRUKTUR  
MIKRO LASAN BAJA TAHAN KARAT SAF 2707  
HIPERDUPLEK**

**SKRIPSI**

**Diajukan sebagai salah satu syarat untuk memperoleh gelar Sarjana Teknik**

**MOHAMMAD FADLI**

**0806331771**

**FAKULTAS TEKNIK  
DEPARTEMEN TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL  
DEPOK  
JULI 2012**

## HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS

**Skripsi ini adalah hasil karya saya sendiri, dan  
Semua sumber baik yang dikutip maupun dirujuk  
Telah saya nyatakan dengan benar.**

**Nama : Mohammad Fadli**

**NPM : 0806331771**

**Tanda Tangan : **

**Tanggal : 17 Juni 2012**



## HALAMAN PENGESAHAN

Skripsi ini diajukan oleh

Nama : Mohammad Fadli

NPM : 0806331771

Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material

Judul Skripsi : Pengaruh Masukan Panas dan Komposisi Gas Pelindung terhadap Pengendalian Struktur Mikro Lasan Baja Tahan Karat SAF 2707 Hiperduplek

**Telah berhasil dipertahankan di hadapan Dewan Penguji dan diterima bagian persyaratan yang diperlukan untuk memperoleh gelar Sarjana Teknik pada Program Studi Teknik Metalurgi dan Material Fakultas Teknik, Universitas Indonesia**

### DEWAN PENGUJI

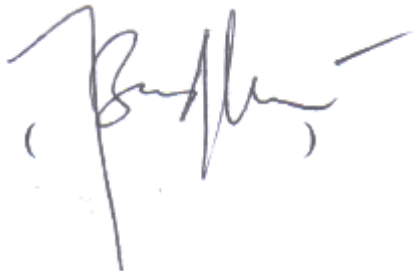
Pembimbing : Dr. Ir. Muhammad Anis, M.Met



Penguji 1 : Prof. Dr. Ir. Dedi Priadi, DEA



Penguji 2 : Dr. Badrul Munir, ST, M.Eng.Sc



Ditetapkan di : Depok

Tanggal : 9 Juli 2012

## KATA PENGANTAR

Puji syukur penulis panjatkan ke hadirat Allah SWT, karena atas ridho-Nya, penulis dapat menyelesaikan skripsi ini. Skripsi ini ditulis untuk memenuhi salah satu syarat memperoleh gelar Sarjana Teknik pada Departemen Teknik Metalurgi dan Material, Fakultas Teknik, Universitas Indonesia. Penulis menyadari bahwa tanpa bantuan, dorongan, saran, dan bimbingan dari berbagai pihak penulis tidak akan mendapatkan kelancaran dalam menyelesaikan skripsi ini. Dengan ini, penulis ingin mengucapkan terima kasih kepada :

1. Bapak Dr. Ir. Muhammad Anis, M.Met selaku dosen pembimbing yang telah memberikan inspirasi, bimbingan dan nasehat yang berharga sehingga penulis dapat menyelesaikan skripsi ini dengan baik.
2. Dr. Ir. Akhmad Herman Yuwono, M.Phil.Eng selaku Pembimbing Akademis yang telah memberikan nasehat dan motivasi selama perkuliahan.
3. Bapak Dr. Ir. Winarto, M.Sc dan Ibu Ir. Rini Riastuti, M.Sc yang telah memberikan banyak saran terhadap penelitian ini.
4. Bapak Ir. Kukuh. W. Soerowidjojo, MBA dari Sandvik Materials Technology, Swedia selaku pemberi sampel baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek.
5. Para teknisi *workshop* DTMM FT UI: Bapak Ahmad Ashari, ST, Bapak Jali dan Bapak Ucok yang telah membantu dalam preparasi sampel dan proses pengelasan.
6. Bapak Zaenal Arifin selaku teknisi Laboratorium Metalografi dan HST yang telah membantu preparasi metalografi.
7. Bapak Nyoman, ST dari PT. Amoco Mitsui Indonesia yang telah meminjamkan alat *ferit scope*®.
8. Bapak Terry Atmajaya, ST, Ibu Irlinda Desita, ST dari PT. FSCM dan Bapak Ani Rahmat dari BATAN yang telah membantu pengujian kekerasan sampel.

9. Teman seperjuangan penelitian saudara Arif Fisca Sunandar (Piscok), Hariansyah Permana, dan Stefano Widy Yunior yang telah bekerja sama mengerjakan penelitian ini sehingga terasa menyenangkan.
10. Teman seperjuangan skripsi Teknik Metalurgi dan Material 2008 untuk semester genap 2011/2012 yang telah bersama-sama mengerjakan skripsi, saling bertukar pikiran tentang penelitiannya dan senasib sepenaggungan dalam suka-duka pengerjaan skripsi menuju satu visi wisuda bersama-sama.
11. Teman-teman seangkatan Teknik Metalurgi dan Material 2008 yang telah memberikan rasa kekeluargaan, persahabatan dan kenyamanan selama masa kuliah.
12. Alumni dan junior yang telah memberikan inspirasi, semangat dan rasa kekeluargaan selama masa kuliah.
13. Dan secara khusus kepada keluarga, ayahanda Drs. Mohammad Soleh, M.Ed dan ibunda Noviarni, S.Pd, serta kakak Khairani, S.Kom, MM dan Muhammad Fachri, S.Kom, MM, yang telah banyak memberikan kasih sayang, bantuan moral dan juga memberikan motivasi kepada penulis untuk dapat menyelesaikan perkuliahan dan skripsi ini.

Akhir kata, penulis berharap semoga Tuhan Yang Maha Esa membalas kebaikan semua pihak yang telah membantu penulis dan penulis juga berharap semoga skripsi ini membawa manfaat dalam pengembangan ilmu.

Depok, 17 Juni 2012



Penulis

**HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI  
TUGAS AKHIR UNTUK KEPENTINGAN AKADEMIS**

---

Sebagai civitas akademik Universitas Indonesia, saya yang bertanda tangan di bawah ini:

Nama : Mohammad Fadli

NPM : 0806331771

Departemen : Teknik Metalurgi dan Material

Fakultas : Teknik

Jenis Karya : Skripsi

demi pengembangan ilmu pengetahuan, menyetujui untuk memberikan kepada Universitas Indonesia **Hak Bebas Royalti Noneksklusif (*Non-exclusive Royalty-Free Right*)** atas karya ilmiah saya yang berjudul :

**“Pengaruh Masukan Panas dan Komposisi Gas Pelindung terhadap  
Pengendalian Struktur Mikro Lasan Baja Tahan Karat SAF 2707  
Hiperduplex”**


beserta perangkat yang ada (jika diperlukan). Dengan Hak Bebas Royalti Noneksklusif ini Universitas Indonesia berhak menyimpan, mengalihmedia/formatkan, mengelola dalam bentuk pangkalan data (*database*), merawat, dan mempublikasikan tugas akhir saya selama tetap mencantumkan nama saya sebagai penulis atau pencipta dan sebagai pemilik Hak Cipta.

Demikian pernyataan ini saya buat dengan sebenarnya.

Dibuat di : Depok

Pada Tanggal : 17 Juni 2012

Yang menyatakan

  
(Mohammad Fadli)

## ABSTRAK

Nama : Mohammad Fadli  
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material  
Judul : Pengaruh Masukan Panas dan Komposisi Gas Pelindung terhadap Pengendalian Struktur Mikro Lasan Baja Tahan Karat SAF 2707 Hiperduplek

Variasi parameter pengelasan terhadap ketidakseimbangan struktur mikro lasan baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek dan pengaruhnya terhadap sifat mekanik telah dipelajari. Pembatasan masukan panas dan penambahan gas nitrogen ke dalam gas pelindung argon merupakan cara yang efektif untuk mengontrol struktur mikro lasan baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek sehingga masih meninggalkan sifatnya yang sangat baik.

Dari hasil pengamatan menunjukkan bahwa lebar kampuh las dan kedalaman penetrasi lasan akan meningkat seiring peningkatan masukan panas dan penambahan gas nitrogen dalam gas pelindung argon. Selain itu, peningkatan masukan panas akan menurunkan fraksi volume ferit. Begitu pula dengan penambahan gas nitrogen pada gas pelindung argon akan menurunkan fraksi volume ferit. Pada penelitian ini, masukan panas dibatasi pada rentang 0.3 kJ/mm – 1.4 kJ/mm dan menghasilkan fraksi volume ferit pada rentang 31% - 53% pada kampuh las dan 48% - 70% pada daerah terpengaruh panas (HAZ). Tidak ditemukan fasa intermetalik pada struktur mikronya. Kekerasan meningkat seiring meningkatnya fraksi volume ferit.

Kata kunci : hiperduplek, pengelasan, masukan panas, gas pelindung, struktur mikro, fasa intermetalik.



## ABSTRACT

Name : Mohammad Fadli

Study Program : Metallurgical and Materials Engineering

Title : Effect of Heat Input and Shielding Gas Composition on The Microstructure Control of SAF 2707 Hyperduplex Stainless Steel Weldments

The variation of welding parameters on the unbalance microstructure of SAF 2707 hyperduplex stainless steel weldments and its effects on the mechanical properties has been studied. Limiting the heat input and introducing nitrogen gas into argon shielding gas are the effective way to control the microstructure of SAF 2707 hyperduplex stainless steel weldments in order to maintain its excellent properties.

From achieved result, the width of weld bead and the depth of weld penetration increased as heat input increased and as well as increasing nitrogen gas into the argon shielding gas. In addition, as heat input increased, the volume fraction of ferrite decreased. Similarly, as nitrogen gas increased into the argon shielding gas, the volume fraction of ferrite decreased. In this research, the heat input was limited in the range 0.3 kJ/mm – 1.4 kJ/mm and produced volume fraction of ferrite in the range 31% - 53% on the weld metal dan 48% - 70% on the HAZ. No intermetallic phase found on its microstructure. The hardness increased as volume fraction of ferrite increased.

Keywords : hyperduplex, welding, heat input, shielding gas, microstructure, intermetallic phase.

## DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL.....	i
HALAMAN PERNYATAAN ORISINALITAS.....	ii
HALAMAN PENGESAHAN.....	iii
KATA PENGANTAR .....	iv
HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI.....	vi
ABSTRAK .....	vii
ABSTRACT.....	viii
DAFTAR ISI.....	ix
DAFTAR TABEL.....	xii
DAFTAR GAMBAR .....	xvi
DAFTAR LAMPIRAN.....	xvii
<b>BAB I PENDAHULUAN .....</b>	<b>1</b>
1.1. Latar Belakang .....	1
1.2 Tujuan Penelitian .....	3
1.3 Perumusan Masalah .....	4
1.4 Ruang Lingkup Penelitian.....	5
1.5. Sistematika Penulisan .....	5
<b>BAB II TINJAUAN PUSTAKA .....</b>	<b>7</b>
2.1 Karakteristik Baja Tahan Karat Hiperduplek.....	7
2.1.1 Keseimbangan Fasa Ferit-Austenit .....	7
2.1.2 Pengaruh Elemen Paduan.....	9
2.1.2.1 Karbon.....	9
2.1.2.2 Kromium .....	9
2.1.2.3 Nikel.....	10
2.1.2.4 Molibdenum .....	11
2.1.2.5 Nitrogen .....	11
2.1.2.6 Silikon .....	12
2.1.2.7 Eelemen Pembentuk Fasa Kedua .....	12
2.1.3 Sifat Mekanik .....	12
2.1.4 Sifat Ketahanan Korosi .....	13
2.1.5 Aplikasi .....	14
2.2 Pengelasan Hiperduplek.....	15
2.2.1 Proses Pengelasan GTAW .....	15
2.2.2 Parameter Pengelasan.....	16
2.2.2.1 Masukan Panas.....	16

2.2.2.2 Logam Pengisi.....	17
2.2.2.3 Gas Pelindung .....	18
2.2.2.4 <i>Root Gas</i> .....	18
2.2.2.5 Pulsa .....	19
2.2.2.6 Polaritas.....	19
2.2.2.7 Eelektroda .....	20
2.2.2.9 Posisi Las .....	22
2.3 Metalurgi Las .....	23
2.3.1 Reaksi Solidifikasi .....	23
2.3.2 Mekanisme Presipitasi .....	24
2.3.2.1 Fasa Sigma .....	28
2.3.2.2 Fasa Chi.....	29
2.3.2.3 Fasa 'R' .....	29
2.3.2.4 Fasa Pi .....	29
2.3.2.5 Fasa Alfa Prime.....	30
2.3.2.6 Karbida.....	30
2.3.2.7 Nitrida .....	31
2.3.2.8 Austenit Sekunder .....	32
2.3.3 Pengendalian Keseimbangan Fasa Ferit-Austenit.....	33
2.3.3.1 Laju Pendinginan .....	33
2.3.3.2 Dilusi Komposisi Kimia.....	34
2.3.4 Prediksi Kandungan Ferit.....	35
2.3.4.1 Diagram Konstitusi Fasa.....	35
2.3.4.2 <i>Ferrite Scope</i> <sup>®</sup> .....	36
2.3.4.3 Perhitungan Titik.....	37
2.4 Sifat Mekanik Lasan .....	38
2.4.1 Penggetasan.....	39
<b>BAB III METODOLOGI PENELITIAN .....</b>	<b>40</b>
3.1 Diagram Alir Penelitian .....	40
3.2 Sampel Awal .....	41
3.3 Pengelasan.....	41
3.4 Pengujian Setelah Pengelasan.....	43
3.4.1 Preparasi Metalografi .....	43
3.4.2 Foto Struktur Mikro .....	43
3.4.3 Perhitungan Fraksi Volume Fasa .....	44
3.4.4 Perhitungan Luas Geometri Lasan .....	44
3.4.5 Uji Kekerasan.....	45
<b>BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN .....</b>	<b>46</b>
4.1. Geometri Lasan .....	46
4.1.1 Hasil Perhitungan Luas Geometri Lasan.....	46
4.1.2 Pengaruh Parameter Las Terhadap Geometri Lasan.....	47
4.2 Analisis Foto Mikro Lasan.....	48
4.2.1 Logam Las.....	48
4.2.2 HAZ .....	50

4.2.3 Hasil Perhitungan Fraksi Volume Ferit.....	51
4.2.4 Pengaruh Parameter Las Terhadap Keseimbangan Pembentukan Fasa Ferit Dan Austenit.....	52
4.3 Distribusi Kekerasan Lasan .....	54
4.3.1 Pengaruh Parameter Las Terhadap Distribusi Kekerasan.....	55
<b>BAB V KESIMPULAN .....</b>	<b>58</b>
DAFTAR PUSTAKA .....	59
LAMPIRAN 1.....	62
DATA TEKNIS BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK.....	62
LAMPIRAN 2.....	72
FOTO MIKRO LASAN BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK..	72
LAMPIRAN 3.....	84
DATA PERHITUNGAN FRAKSI VOLUME FASA FERIT.....	84
LAMPIRAN 4.....	85
DATA PENGUJIAN KEKERASAN DENGAN MIKRO VICKERS.....	85

## DAFTAR TABEL

Tabel 1.1 Komposisi dan PRE SAF 2507 dan SAF 2707 <sup>[1]</sup> .....	1
Tabel 1.2 Sifat mekanik beberapa kelas baja tahan karat duplex pada ketebalan min < 20mm <sup>[2]</sup> .....	2
Tabel 2.1 Komposisi kimia berbagai jenis baja tahan karat duplex <sup>[2]</sup> .....	7
Tabel 2.2 Sifat mekanik berbagai baja tahan karat duplex <sup>[2]</sup> .....	13
Tabel 2.3 Perbandingan komposisi SAF 2707 HD dengan logam pengisi 27.9.5.L <sup>[10]</sup> .....	18
Tabel 2.4 Jenis elektroda tungsten <sup>[16]</sup> .....	20
Tabel 2.5 Karakteristik jenis - jenis fasa intermetalik pada baja tahan karat duplex <sup>[17]</sup> .....	27
Tabel 2.6 Kadar ferit pada daerah lasan berdasarkan API 938 C .....	35
Tabel 2.7 Jumlah titik, bidang, dan persentase akurasi relatif berdasarkan ASTM E 562 <sup>[26]</sup> .....	38
Tabel 3.1 Parameter pengelasan.....	42
Tabel 4.1 Tabel pengaruh geometri lasan terhadap masukan panas dan komposisi gas pelindung .....	46
Tabel 4.2 Tabel pengaruh % ferit terhadap masukan panas dan komposisi gas pelindung.....	51
Tabel 4.3 Kadar ferit pada daerah lasan berdasarkan API 938 C .....	54
Tabel 4.4 Distribusi kekerasan lasan.....	54

## DAFTAR GAMBAR

Gambar 1.1 Temperatur kritis lubangan SAF 2507 dan SAF 2707 <sup>[1]</sup> .....	2
Gambar 2.1 Diagram fasa baja tahan karat duplek <sup>[4]</sup> .....	8
Gambar 2.2 Diagram fasa Fe-Cr <sup>[4]</sup> .....	10
Gambar 2.3 Kelarutan nitrogen pada fasa ferit dan austenit <sup>[4]</sup> .....	11
Gambar 2.4 Perbandingan nilai PRE berbagai baja tahan karat duplek dan berbagai paduan <sup>[2]</sup> .....	13
Gambar 2.5 Nilai temperatur kritis lubangan pada berbagai baja tahan karat duplek <sup>[2]</sup> .....	14
Gambar 2.6 Permukaan melintang umbilikal <sup>[5]</sup> .....	14
Gambar 2.7 Skematis Proses GTAW <sup>[6]</sup> .....	15
Gambar 2.8 Grafik arus GTAW berpulsa dan kontur lasnya <sup>[6]</sup> .....	19
Gambar 2.9 Perbandingan polaritas pengelasan. <sup>[16]</sup> .....	20
Gambar 2.10 Jenis-jenis sambungan las <sup>[16]</sup> .....	21
Gambar 2.11 Jenis dan kode posisi las sampel pipa dan pelat.....	22
Gambar 2.12 Diagram fasa biner semu pada baja tahan karat duplek. <sup>[4]</sup> .....	23
Gambar 2.13 Skematis efek solidifikasi pada HAZ <sup>[27]</sup> .....	23
Gambar 2.14 Grafik temperatur pembentukan berbagai fasa intermetalik <sup>[4]</sup> .....	25
Gambar 2.15 Grafik temperatur dan waktu pembentukan fasa intermetalik pada berbagai baja tahan karat duplek <sup>[15]</sup> .....	26

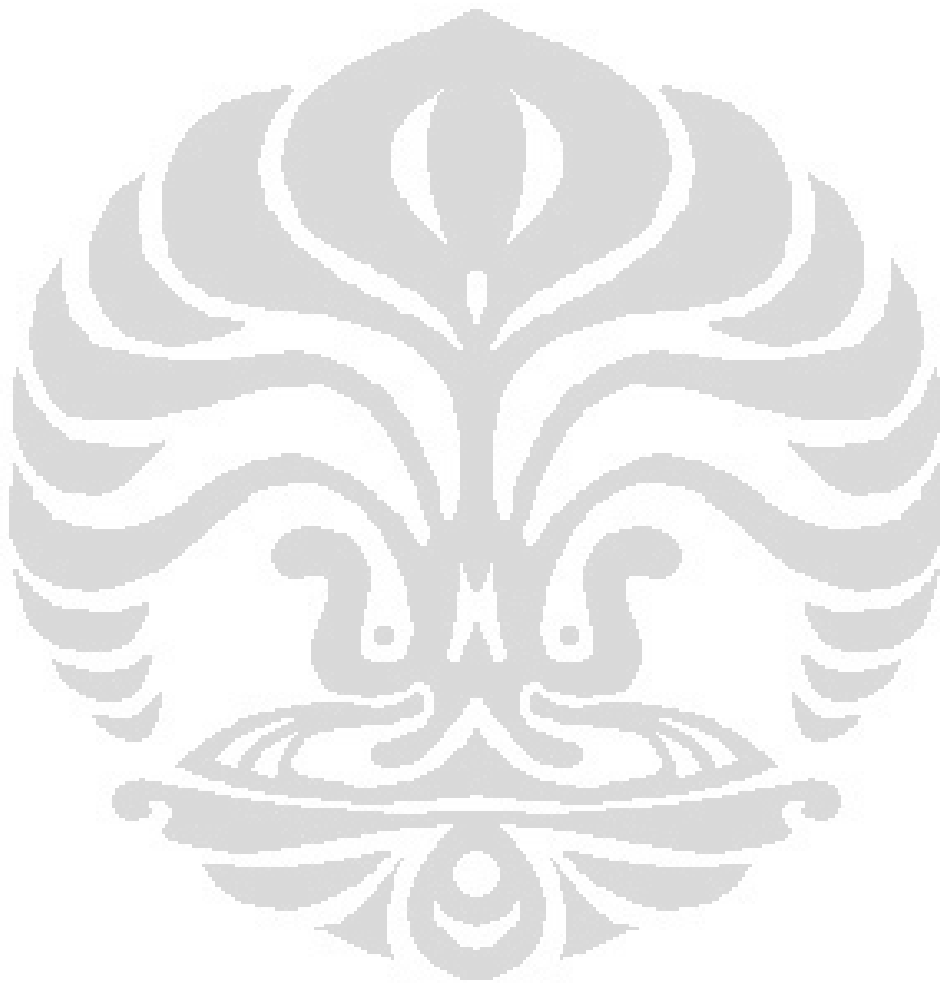
Gambar 2.16 Grafik temperatur dan waktu pembentukan beberapa fasa intermetalik pada baja tahan karat duplek <sup>[17]</sup> .....	28
Gambar 2.17 Skematis pembentukan Cr <sub>2</sub> N dan austenit sekunder <sup>[24]</sup> .....	31
Gambar 2.18 Presipitat Cr <sub>2</sub> N diamati melalui TEM <sup>[18, 24]</sup> .....	32
Gambar 2.19 Fasa austenit sekunder pada antarmuka fasa ferit dan austenit <sup>[4, 24]</sup>	33
Gambar 2.20 Perbandingan fraksi volume ferit pada SAF 2505 dengan SAF 2205 dan pengaruhnya terhadap masukan panas <sup>[4]</sup> .....	34
Gambar 2.21 Diagram WRC-92 <sup>[4]</sup> .....	36
Gambar 2.22 Aplikasi <i>ferite scope</i> <sup>®</sup> .....	37
Gambar 2.23 Contoh perhitungan fraksi volume fasa dengan metoda perhitungan titik langsung pada foto mikro .....	37
Gambar 2.24 Grafik pengaruh pengelasan dengan logam pengisi yang diperkaya nikel terhadap kekuatan impak <sup>[4]</sup> .....	39
Gambar 3.1 Diagram alir penelitian .....	40
Gambar 3.2 (a) Mesin GTAW, (b) mesin semi otomatis, dan (c) gas pelindung	41
Gambar 3.3 Elektroda EWTH-2 .....	41
Gambar 3.4 Sampel tampak samping .....	42
Gambar 3.5 Sampel tampak depan .....	42
Gambar 3.6 (a) mesin amplas, (b) mesin poles, dan (c) peralatan elektro etsa.....	43
Gambar 3.7 Mikroskop optik berkamera .....	44

Gambar 3.8 Fischer <i>Ferite Scope</i> <sup>®</sup> .....	44
Gambar 3.9 Alat vickers .....	45
Gambar 3.10. Prinsip indentasi pada vickers.....	45
Gambar 4. 1 Tampak atas sampel lasan, terlihat perbedaan penetrasi lasan (a) 100% Ar, (b) 98% Ar + 2% N, dan 95 % Ar + 5 % N.....	46
Gambar 4.2 Grafik pengaruh masukan panas terhadap lebar lasan .....	47
Gambar 4.3 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kedalaman penetrasi lasan .....	47
Gambar 4.4 Foto mikro logam las perbesaran 500 x (a) 98% Ar – 2% N <sub>2</sub> ; 0.3 kJ/mm (b) 95% Ar – 5% N <sub>2</sub> ; 1.4 kJ/mm (c) 98% Ar – 2% N <sub>2</sub> ; 1.4 kJ/mm (d) 100% Ar; 1.4 kJ/mm .....	48
Gambar 4.5 Foto mikro HAZ perbesaran 200x (a) 100% Ar; 0.3 kJ/mm (b) 98% Ar – 2% N <sub>2</sub> ; 0.3 kJ/mm (c) 95% Ar - 5% N <sub>2</sub> ; 0.3 kJ/mm (d) 100% Ar; 1.0 kJ/mm (e) 98% Ar – 2% N <sub>2</sub> ; 1.0 kJ/mm (f) 95% Ar – 5% N <sub>2</sub> ; 1.0 kJ/mm .....	50
Gambar 4.6 Grafik pengaruh % ferit terhadap masukan panas pada logam las ...	52
Gambar 4.7 Grafik pengaruh masukan panas terhadap % ferit pada HAZ.....	52
Gambar 4.8 Distribusi kekerasan lasan .....	54
Gambar 4.9 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kekerasan di logam las ...	55
Gambar 4.10 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kekerasan di HAZ .....	56



Gambar 4.11 Grafik pengaruh kekerasan terhadap % ferit pada logam las..... 57

Gambar 4.12 Grafik pengaruh kekerasan terhadap % ferit pada HAZ..... 57



## DAFTAR LAMPIRAN

LAMPIRAN 1.....	62
DATA TEKNIS BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK.....	62
LAMPIRAN 2.....	72
FOTO MIKRO LASAN BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK .	72
LAMPIRAN 3.....	84
DATA PERHITUNGAN FRAKSI VOLUME FASA FERIT.....	84
LAMPIRAN 4.....	85
DATA PENGUJIAN KEKERASAN DENGAN MIKRO VICKERS.....	85



# BAB I PENDAHULUAN

## 1.1. LATAR BELAKANG

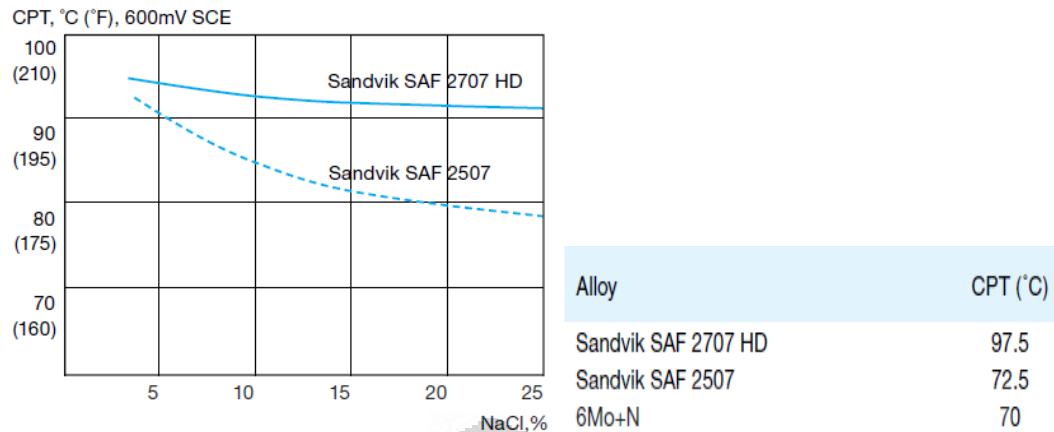
Material baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek adalah material terbaru dalam kelas baja tahan karat duplek dan merupakan pengembangan dari SAF 2507 superduplek. Material ini didesain dengan komposisi yang seimbang, 50% ferit dan 50% austenit, dan peningkatan kadar kromium, molibdenum, nikel dan nitrogen dari material sebelumnya SAF 2507. Dengan meningkatnya kadar kromium, molibdenum, nikel dan nitrogen, SAF 2707 hiperduplek memiliki ketahanan korosi lokal yang sangat baik. Hal ini bisa dilihat pada nilai ekivalensi ketahanan lubang (PRE) yaitu 49 dimana  $PRE = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N (\%)$ . Berikut ini tabel perbandingan komposisi SAF 2507 dan SAF 2707 dengan nilai PRE:

Tabel 1.1 Komposisi dan PRE SAF 2507 dan SAF 2707 <sup>[1]</sup>

Grade Sandvik	UNS	C max	Cr	Ni	Mo	N	PRE* nominal
SAF 2507	S32750	0.03	25	7	4	0.3	42
SAF 2707 HD	S32707	0.03	27	6.5	5	0.4	49

\*PRE = Pitting Resistance Equivalent ( $=\%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N$ )

Disamping itu, SAF 2707 hiperduplek memiliki nilai temperatur kritis lubang (CPT) yang baik sehingga dalam aplikasinya material ini sangat cocok untuk aplikasi pada bidang minyak dan gas, petrokimia, kimia proses yang mana membutuhkan kekuatan yang tinggi, ketahanan korosi lokal yang baik, dan tahan pada temperatur yang cukup tinggi.



Gambar 1.1 Temperatur kritis lubang SAF 2507 dan SAF 2707<sup>[1]</sup>

Selain itu, penambahan unsur Cr, Mo dan N juga akan meningkatkan kekuatan melalui mekanisme penguatan larutan padat baik secara substitusi (Cr dan Mo) maupun secara interstisi (N). Keuntungan lain yang didapat dari meningkatnya kekuatan material ialah bisa didesain dengan ketebalan yang lebih kecil sehingga akan menghemat biaya material. Berikut perbandingan nilai kekuatan dari beberapa baja tahan karat duplex:

Tabel 1.2 Sifat mekanik beberapa kelas baja tahan karat duplex pada ketebalan min < 20mm<sup>[2e]</sup>

Minimum values for wall thicknesses <20 mm				
Metric units				
Sandvik grade	Proof strength R <sub>p0.2</sub> <sup>a</sup> MPa min	Tensile strength R <sub>m</sub> MPa	Elongation A % min	Hardness HRC max
SAF 2707 HD	700 <sup>b)</sup>	920–1000 <sup>b)</sup>	25	34 <sup>b)</sup>
SAF 2507	550	800–1000	25	32
SAF 2205	485	680–880	25	28
SAF 2304	400	600–820	25	30.5

Namun sifat-sifat yang dimiliki baja tahan karat duplex akan berubah bila diberi pemanasan pada temperatur 600°C - 1000°C. Akibat pemanasan tersebut fasa baja tahan karat duplex tidak lagi seimbang 50:50 karena transformasi fasa. Ketidakseimbangan fasa itu diperparah dengan kehadiran fasa intermetalik (fasa  $\sigma$ ) dan Cr<sub>2</sub>N. Perubahan struktur mikro tersebut akan mengakibatkan perubahan sifat mekanik dan ketahanan korosi yang cukup signifikan. Selain itu pada baja tahan karat hiperduplek dengan meningkatnya kadar Cr dan Mo

mengakibatkan semakin mudah terbentuknya fasa intermetalik. Oleh karena itu, meskipun baja tahan karat hiperduplek memiliki sifat yang paling baik di kelasnya, ia sangat rentan terhadap pembentukan fasa intermetalik jika dikenai temperatur 600°C -1000°C.

Disamping aplikasi yang luas dari baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek, perubahan struktur mikro pada temperatur tinggi hiperduplek membuat kami ingin meneliti material ini. Penelitian difokuskan pada pengelasan karena proses pengelasan berlangsung pada temperatur hingga 1000°C sehingga akan menjadi masalah jika proses pengelasan tidak dilakukan dengan benar yang berujung pada kegagalan material. Kadar ferit dan austenit pada saat solidifikasi harus dijaga agar tetap seimbang karena apabila tidak seimbang akan timbul beberapa masalah yang sudah diutarakan, yaitu munculnya fasa intermetalik (fasa- $\sigma$ ) dan Cr<sub>2</sub>N yang mana akan mengubah sifat ketahanan korosi dan sifat mekanis secara signifikan.<sup>[1]</sup> Oleh karena itu kontrol masukan panas menjadi sangat penting dalam parameter pengelasan SAF 2707 hiperduplek karena masukan panas berhubungan langsung dengan laju pendinginan. Apabila masukan panas terlalu tinggi dan laju pendinginan rendah, maka struktur mikro akan didominasi austenit dan muncul fasa sigma.<sup>[1]</sup> Sedangkan bila masukan panas rendah dan laju pendinginan tinggi, maka struktur mikro didominasi ferit dan terbentuknya presilubangat nitrida.<sup>[1]</sup>

Penambahan nitrogen dalam gas pelindung juga merupakan faktor penting dalam parameter pengelasan SAF 2707 hiperduplek. Nitrogen menjalani fungsi ganda, yaitu sebagai penstabil austenit menjaga agar struktur mikro ferit-austenit tetap seimbang dan meningkatkan ketahanan korosi sumuran karena masuk ke perhitungan PRE.<sup>[1]</sup> Oleh karena itu dengan mevariasikan masukan panas dan kadar nitrogen dalam gas pelindung diharapkan didapatkan nilai optimum dari kedua variabel di atas yang mana bisa menjadi referensi bagi Teknik Pengelasan (WE) dalam menyusun spesifikasi prosedur pengelasan (WPS).

## 1.2 TUJUAN PENELITIAN

Penelitian ini dilakukan dengan tujuan untuk mengetahui pengaruh besar masukan panas dan penambahan nitrogen dalam gas pelindung terhadap perubahan struktur mikro khususnya pada pembentukan fasa ferit, austenit, dan

intermetalik pada spesimen lasan SAF 2707 hiperduplek dan pengaruhnya terhadap geometri lasan. Lalu perubahan struktur mikro tersebut dikaitkan dengan sifat-sifatnya seperti kekerasan. Diharapkan hasil penelitian ini bisa ditentukan nilai optimum dari masukan panas, kadar nitrogen dalam gas pelindung. Dengan diketahuinya nilai optimum dari kedua variabel tersebut, diharapkan bisa menjadi referensi bagi WE dalam menyusun WPS dalam proses pengelasan baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek agar setelah pengelasan material tersebut memiliki performa yang baik seperti sebelum dilas.

Penelitian ini menjadi penting karena material SAF 2707 mulai banyak diaplikasikan di Indonesia mengingat tumbuh suburnya industri petrokimia, minyak dan gas terutama untuk aplikasi laut dalam. Di sisi lain, pengelasan suatu hal yang pasti dilakukan dalam instalasi di lapangan. Apabila terdapat kesalahan dalam membuat WPS, maka akan didapatkan kegagalan material yang mengakibatkan kerugian yang cukup besar pada industri terkait. Selain itu, belum banyak peneliti di seluruh dunia meneliti baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek karena material ini masih baru dan cukup mahal investasinya.

### **1.3 PERUMUSAN MASALAH**

Masalah dalam pengelasan terdapat pada struktur mikro setelah pengelasan. Struktur fasa ferit dan austenit menjadi tidak seimbang. Selain itu, meningkatnya kadar Cr dan Mo mengakibatkan mudah terbentuknya fasa sigma dan kromium nitrida yang akan menggetaskan dan menurunkan ketahanan korosi. Oleh karena itu, diperlukan:

- 1.) kontrol laju pendinginan melalui masukan panas.
- 2.) menyeimbangkan komposisi dengan penambahan unsur penstabil austenit dengan cara penambahan nitrogen pada gas pelindung dan/atau kawat las dengan unsur Ni yang berlebih.

## 1.4 RUANG LINGKUP PENELITIAN

Penelitian ini dibatasi pada pengamatan struktur mikro lasan TIG SAF 2707 hiperduplek, perhitungan geometri lasan, dan keterkaitannya dengan kekerasan. Proses pengelasan dilakukan dengan variasi masukan panas dan penambahan nitrogen gas pelindung argon.

Pengamatan struktur mikro lebih difokuskan pada perhitungan fraksi volume ferit-austenit dan pengamatan fasa intermetalik (fasa- $\sigma$ ). Dari pengamatan struktur mikro masing-masing sampel, dihubungkan dengan sifat mekanik secara representatif melalui uji kekerasan mikro dengan Vickers karena hal demikian masih memungkinkan mengingat sampel lasan berukuran kecil.

## 1.5. SISTEMATIKA PENULISAN

Dalam penulisan ini, sistematika penulisan disusun agar konsep dalam penulisan skripsi menjadi berurutan sehingga akan didapat kerangka alur pemikiran yang mudah dan praktis. Sistematika tersebut dapat diartikan dalam bentuk bab-bab yang saling berkaitan. Bab-bab tersebut diantaranya :

### a) Bab 1 Pendahuluan

Membahas mengenai latar belakang penulisan, perumusan masalah, tujuan penelitian, ruang lingkup penelitian, dan sistematika penulisan.

### b) Bab 2 Landasan Teori

Membahas mengenai pengenalan karakteristik baja tahan karat hiperduplek, teori pengelasan baja tahan karat hiperduplek, metalurgi las, dan sifat mekanik dan ketahanan korosi lasan.

### c) Bab 3 Metodologi Penelitian

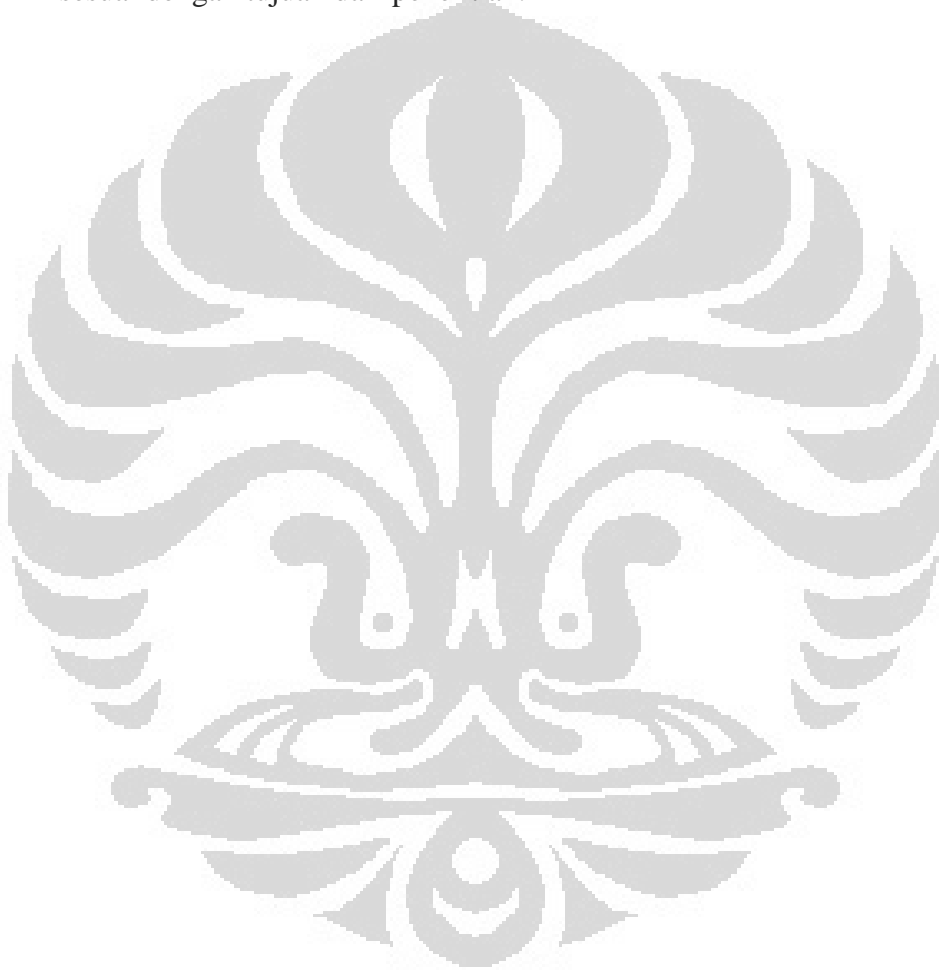
Membahas mengenai diagram alir penelitian dan penjelasan mengenai pengujian yang dilakukan.

**d) Bab 4 Hasil dan Pembahasan**

Membahas mengenai pengolahan data yang didapat dari penelitian serta menganalisa hasil penelitian baik berupa angka, gambar, dan grafik, serta membandingkan dengan teori dan literatur.

**e) Bab 5 Kesimpulan**

Membahas mengenai kesimpulan dari hasil penelitian yang telah dilakukan sesuai dengan tujuan dari penelitian.





## BAB II TINJAUAN PUSTAKA

### 2.1 KARAKTERISTIK BAJA TAHAN KARAT HIPERDUPEK

Baja tahan karat hiperduplek (SAF 2707) adalah material terbaru dalam kelas baja tahan karat duplek. Material ini merupakan pengembangan dari baja tahan karat SAF 2505 supererduplek terkait dengan kebutuhan aplikasi di lapangan. Karakteristik material ini berhubungan dengan komposisi elemen paduan. Dengan rekayasa elemen paduan tersebut maka didapatkan struktur penyusun yang berimbang antara ferit dan austenit sehingga menghasilkan sifat-sifat unggulan kedua fasa tersebut baik secara mekanis maupun kimiawi.

#### 2.1.1 KESEIMBANGAN FASA FERIT-AUSTENIT

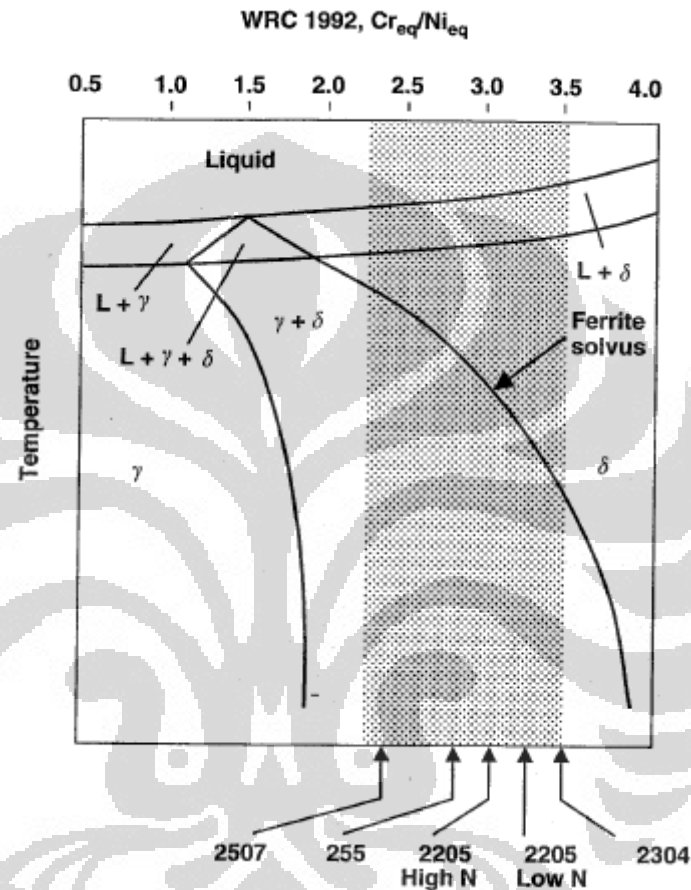
Struktur penyusun baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek berdasarkan diagram fasa Fe-Cr-Ni-N.<sup>[2]</sup> Dengan pengaturan komposisi sedemikian rupa, baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek memiliki struktur fasa yang seimbang antara ferit 50 % dan austenit 50 %. Berikut ini komposisi kimia baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek:

Tabel 2.1 Komposisi kimia berbagai jenis baja tahan karat duplek<sup>[2]</sup>  
Chemical composition (nominal) %

Sandvik grade	C max	Si max	Mn max	P max	S max	Cr	Ni	Mo	N	Others
SAF 2707 HD	0.030	0.5	1.5	0.035	0.010	27	6.5	4.8	0.4	Co=1.0
SAF 2507	0.030	0.8	1.2	0.035	0.015	25	7	4	0.3	
SAF 2205	0.030	1.0	2.0	0.030	0.015	22	5	3.2	0.18	
SAF 2304	0.030	1.0	2.0	0.035	0.015	22.5	4.5	-	0.10	

Pengembangan baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek dari material sebelumnya baja tahan karat SAF 2505 supererduplek terletak pada peningkatan komposisi Cr, Mo, dan N. Fasa Cr dan Mo diklasifikasikan sebagai penstabil ferit, sedangkan nitrogen sebagai penstabil austenit yang kuat sehingga fasa yang dihasilkan tetap seimbang.

Namun pada umumnya kelas baja tahan karat duplek solidifikasi 100% ferit tergantung pada komposisi penyusunnya. Hal ini karena baja tahan karat duplek memiliki rasio pembentuk fasa ferit lebih tinggi dibandingkan pembentuk fasa austenit sebagaimana dijelaskan pada Gambar 2.1:



Gambar 2.1 Diagram fasa baja tahan karat duplek <sup>[4]</sup>

Austenit mulai tumbuh ketika melewati garis ferit solvus dan akan terus tumbuh seiring menurunnya temperatur. Ketika keadaan seimbang, terjadi partisi elemen pembentuk ferit berkonsentrasi pada fasa ferit melalui difusi dan partisi elemen pembentuk austenit berkonsentrasi pada fasa austenit melalui difusi.<sup>[4]</sup> Ketika temperatur jatuh, keseimbangan komposisi pada fasa terganggu akibat menurunnya laju difusi sehingga komposisi akan menyerupai saat komposisi sebelum temperatur jatuh.<sup>[4]</sup> Oleh karena itu laju pendinginan berperan penting dalam membentuk komposisi yang seimbang antara ferit dan austenit.<sup>[4]</sup> Bila laju pendinginan rendah, austenit akan terus tumbuh dan struktur akan didominasi

austenit. Sedangkan bila laju pendinginan tinggi, tidak banyak austenit yang terbentuk sehingga struktur mikro didominasi ferit.

## **2.1.2 PENGARUH ELEMEN PADUAN**

Elemen paduan pada baja tahan karat memiliki fungsi dan pengaruh tersendiri pada sifat mekanis dan kimiawinya. Berikut pengaruh dari beberapa elemen yang ada pada baja tahan karat hiperduplek:

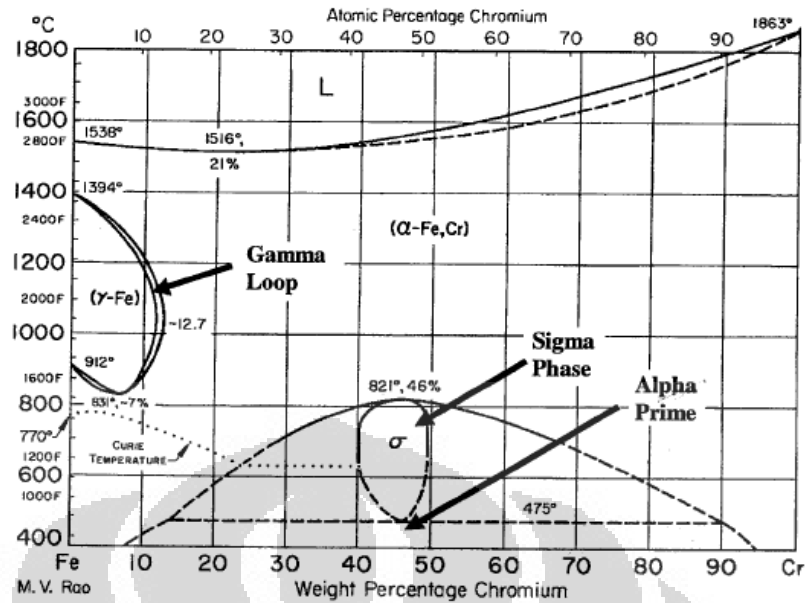
### **2.1.2.1 KARBON**

Karbon tergolong penstabil austenit tapi jarang dimanfaatkan fungsinya sebagai penstabil austenit pada paduan. Karbon pada paduan akan berkombinasi dengan unsur lain membentuk karbida sehingga sebaiknya kadar karbon dalam paduan sekecil mungkin biasanya  $\pm 0.04$  wt% C. Pada baja tahan karat duplek, karbon akan berikatan dengan Cr pada daerah yang kaya akan Cr membentuk  $M_{23}C_6$ .

### **2.1.2.2 KROMIUM**

Kromium ditambahkan untuk meningkatkan ketahanan korosi pada baja. Semakin tinggi kadar kromium maka makin baik ketahanan korosinya. Kromium pada kadar  $> 12$  wt% akan membentuk lapisan pasif yang stabil yang akan melindungi permukaan baja dari lingkungan yang agresif.

Kromium juga sebagai pembentuk ferit. Pada diagram fasa Fe-Cr, kadar dibawah 12 wt% kromium akan membentuk struktur 100% ferit.<sup>[4]</sup>



Gambar 2.2 Diagram fasa Fe-Cr<sup>[4]</sup>

Kromium juga pembentuk karbida atau nitrida yang kuat tergantung pada kadar karbon atau nitrogen. Dengan karbon, kromium akan membentuk  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Sedangkan dengan nitrogen, kromium akan membentuk  $\text{Cr}_2\text{N}$ .

Kromium juga merupakan pembentuk fasa intermetalik. Semakin tinggi kadar kromium maka akan mudah terbentuk fasa intermetalik seperti fasa sigma ( $\text{FeCr}$ ). Pada diagram Fe-Cr diatas terlihat ketika 10 wt% Cr mulai membentuk fasa sigma.

### 2.1.2.3 NIKEL

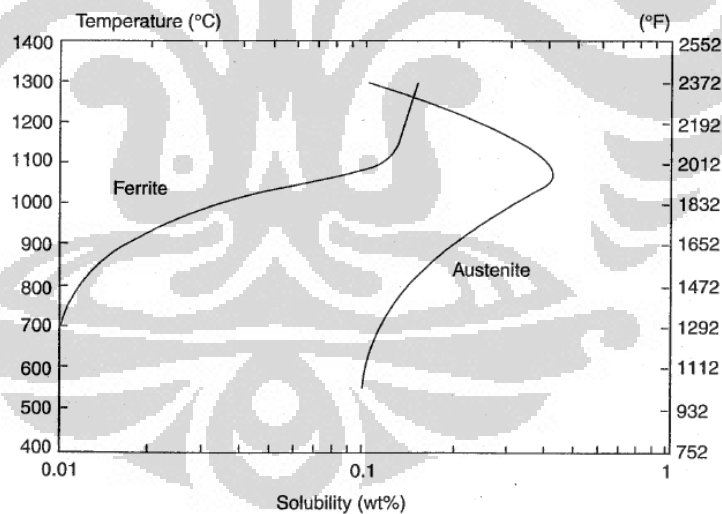
Fungsi utama nikel adalah sebagai pembentuk fasa austenit. Efek dari pembentukan fasa austenit ini adalah meningkatkan keuletan dan ketahanan temperatur tinggi sehingga pada aplikasinya banyak yang memanfaatkan nikel untuk mendapatkan kedua sifat tersebut. Namun, nikel bisa juga diganti mangan sebagai pembentuk austenit karena harganya yang mahal. Nikel tidak membentuk karbida atau fasa intermetalik. Akan tetapi, nikel berpengaruh terhadap ketahanan korosi retak tegang. Ini pernah diteliti bahwa ketahanan korosi retak tegang akan turun seiring pertambahan nikel pada lingkungan  $\text{Cl}^-$  yang agresif.<sup>[4]</sup> Rentang ketahanan korosi retak tegang terendah berada pada 8-12 wt% Ni.<sup>[4]</sup>

### 2.1.2.4 MOLIBDENUM

Sama seperti kromium, molibdenum merupakan pembentuk ferit dan juga pembentuk fasa intermetalik. Bersama kromium, molibdenum akan membentuk fasa chi (Fe-Cr-Mo). Biasanya molibdenum ditambahkan hingga 6 wt%Mo. Pengaruhnya pada sifat mekanis, molibdenum akan meningkatkan kekuatan pada temperatur tinggi.<sup>[4]</sup> Pada ketahanan korosinya, molibdenum membantu menguatkan lapisan pasif dari serangan lingkungan Cl<sup>-</sup>.

### 2.1.2.5 NITROGEN

Nitrogen ditambahkan pada baja tahan karat duplek untuk meningkatkan kekuatan dan ketahanan korosi biasanya hingga 0.4 wt %N. Namun, keberadaan nitrogen rentan terhadap pembentukan nitrida. Hal ini karena perbedaan kelarutan nitrogen pada fasa austenit dan ferit yang dijelaskan dalam Gambar 2.3:



Gambar 2.3 Kelarutan nitrogen pada fasa ferit dan austenit <sup>[4]</sup>

Pada keadaan setimbang, nitrogen berinteraksi pada kedua fasa. Namun ketika keadaan tidak lagi setimbang, partisi nitrogen pada kedua fasa tersebut berubah karena kelarutan nitrogen rendah dalam ferit dan semakin menurun pada turunnya temperatur. Ketika terjadi pendinginan cepat dimana fasa didominasi ferit, nitrogen akan terdesak membentuk Cr<sub>2</sub>N.

### 2.1.2.6 SILIKON

Silikon ditambahkan ke baja tahan karat untuk deoksidasi dan meningkatkan fluiditas logam cair selama pelelehan. Biasanya ditambahkan dengan rentang 0.3 – 1.0 wt % Si.<sup>[4, 2]</sup> Silikon berfungsi juga sebagai *descaling* pada operasi temperatur medium.

Namun, penambahan silikon akan memudahkan terbentuknya fasa intermetalik seperti FeSi, Fe<sub>2</sub>Si, Fe<sub>3</sub>Si, Fe<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> and Cr<sub>3</sub>Si yang cenderung akan menurunkan ketangguhan.<sup>[4]</sup>

### 2.1.2.7 ELEMEN PEMBENTUK FASA KEDUA

Penambahan elemen Cr, Mo, W, dan Si akan memudahkan terbentuknya preslubangat fasa intermetalik dan karbida. Umumnya fasa fasa ini merupakan pembentuk fasa ferit. Elemen lain seperti Ti dan Nb bisa ditambahkan untuk mencegah terbentuknya karbida Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karena memiliki afinitas yang lebih tinggi dari Cr dalam mengikat C atau N.

### 2.1.3 SIFAT MEKANIK

Dengan mekanisme penguatan larutan padat dari berbagai elemen dan butir yang halus dari austenit dan ferit, baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek memiliki sifat mekanik yang sangat baik. Kontribusi dari kedua fasa austenit dan ferit memberikan sifat unggul dari kedua fasa tersebut. Ferit, dengan struktur kristal BCC, memiliki kekuatan yang baik, tapi kurang ulet dan memiliki impak yang rendah pada temperatur tinggi. Kedua kelemahan tersebut bisa diatasi oleh fasa austenit, dengan struktur kristal FCC, yang memiliki keuletan yang tinggi dan kestabilan kekuatan pada temperatur tinggi. Berikut adalah data perbandingan sifat mekanik duplek dengan baja tahan karat lain.

Tabel 2.2 Sifat mekanik berbagai baja tahan karat duplex <sup>[2]</sup>

Minimum values for wall thicknesses <20 mm  
Metric units

Sandvik grade	Proof strength R <sub>p0.2</sub> <sup>a</sup> MPa min	Tensile strength R <sub>m</sub> MPa	Elongation A % min	Hardness HRC max
SAF 2707 HD	700 <sup>b)</sup>	920–1000 <sup>b)</sup>	25	34 <sup>b)</sup>
SAF 2507	550	800–1000	25	32
SAF 2205	485	680–880	25	28
SAF 2304	400	600–820	25	30.5

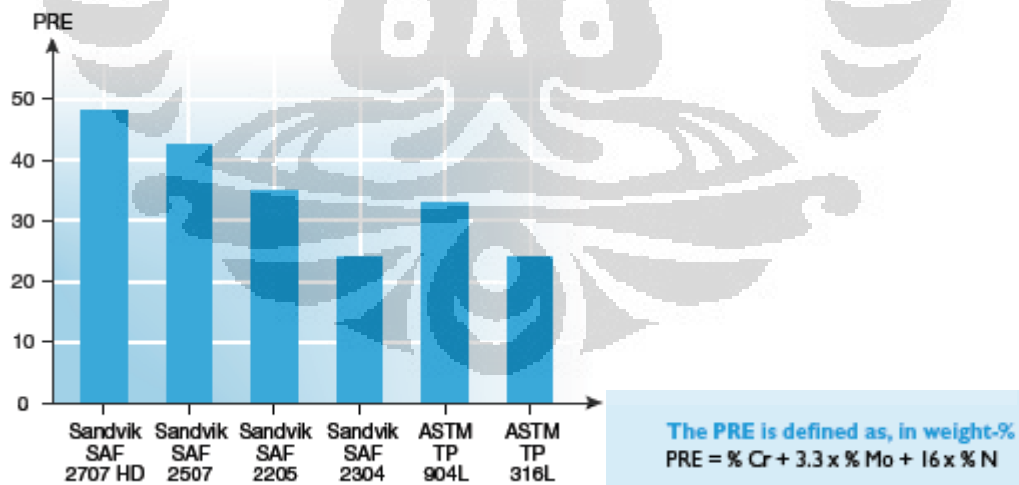
1 MPa = 1 N/mm<sup>2</sup>a) R<sub>p0.2</sub> corresponds to 0.2% offset yield strength.

b) Valid for wall thickness less than or equal to 4 mm.

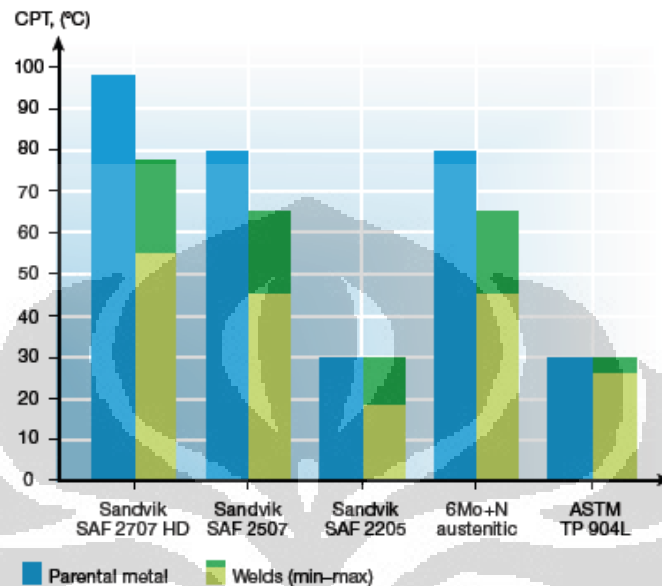
### 2.1.4 SIFAT KETAHANAN KOROSI

Kadar kromium yang tinggi membuat SAF 2707 hiperduplex memiliki ketahanan korosi umum yang sangat baik. Begitu pula dengan ketahanan korosi sumuran, seiring meningkatnya Cr, Mo, dan N SAF 2707 hiperduplex memiliki PRE yang tinggi sehingga tahan terhadap korosi sumuran. Berikut perbandingan nilai PRE pada berbagai duplex.

Minimum PRE values for the duplex stainless steels and some other alloys:

Gambar 2.4 Perbandingan nilai PRE berbagai baja tahan karat duplex dan berbagai paduan <sup>[2]</sup>

Rentang temperatur pemakaian SAF 2707 hiperduplex lebih luas karena memiliki CPT yang paling tinggi di kelasnya yang mana ketahanan korosi masih baik jika tidak melewati nilai CPT.



Gambar 2.5 Nilai temperatur kritis lubang pada berbagai duplex *baja tahan karat* <sup>[2]</sup>

### 2.1.5 APLIKASI

Karena keunggulan sifatnya material ini mulai banyak diaplikasikan terutama pada industri petrokimia, minyak dan gas. Aplikasi yang digunakan seperti pada penukar panas, saluran pipa pada zat asam kuat, dan umbilical bawah laut yang menghubungkan *platform* dengan kepala sumur pada pengeboran minyak dan gas pada laut dalam. <sup>[1]</sup>



Gambar 2.6 Permukaan melintang umbilical <sup>[5]</sup>

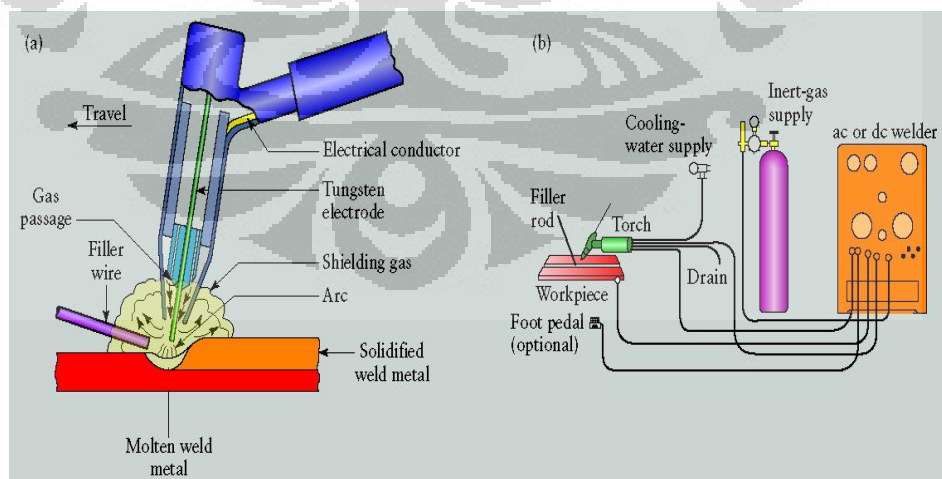


## 2.2 PENGELASAN HIPERDUPEK

Pengelasan merupakan metoda penyambungan yang sangat umum dan menjadi satu-satunya metoda penyambungan hiperduplex. Hampir tiap instalasi membutuhkan proses pengelasan. Oleh karena itu kemampulan hiperduplex menjadi faktor yang sangat penting untuk diketahui. Kemampulan hiperduplex dilihat dari struktur mikro yang dihasilkan setelah pengelasan. Umumnya setelah dilas, struktur mikro hiperduplex tidak lagi seimbang sehingga menurunkan sifat mekanik dan ketahanan korosinya. Oleh karena itu pemilihan proses pengelasan & penentuan parameter pengelasan menjadi faktor yang sangat penting.

### 2.2.1 PROSES PENGELASAN GTAW

Pada GTAW, tungsten digunakan sebagai elektroda yang tidak meleleh. Busur listrik terbentuk antara elektroda tungsten dan sampel. Gas inert seperti argon, nitrogen, dan helium digunakan sebagai gas pelindung tungsten dan logam cair dari oksidasi dan memudahkan ionisasi. Kawat las diumpankan secara manual atau dengan mesin. Terpisahnya elektroda dengan kawat las dimaksudkan agar masukan panas dan jumlah logam yang dideposit bisa dikontrol.<sup>[3]</sup>



Gambar 2.7 Skematis proses GTAW <sup>[3]</sup>

Keuntungan GTAW:

- logam las yang dihasilkan memiliki kualitas yang tinggi dan presisi

- dapat digunakan untuk mengelas hampir semua logam dan paduan yang memiliki mampu las.
- logam pengisi dapat ditambahkan ke zona logam las secara terpisah dan tidak tergantung pada arus.
- menghasilkan percikan yang rendah dan asap yang sedikit,
- tidak terdapat terak dan mudah dibersihkan.

Kelemahan GTAW:

- rendahnya kecepatan deposisi bahkan paling rendah dibandingkan dengan semua proses las. Hal ini dikarenakan proses GTAW menekankan pada kualitas logam las yang tinggi sehingga diperlukan arus yang rendah dan waktu las yang lebih lama.
- memerlukan juru las dengan keahlian yang tinggi.
- efisiensi panas rendah

## 2.2.2 PARAMETER PENGELASAN

Penentuan parameter las menentukan kualitas lasan. Parameter las ini dituangkan dalam WPS. Berikut beberapa parameter penting dalam pengelasan:

### 2.2.2.1 MASUKAN PANAS

Masukan panas (*heat input*) adalah suatu ukuran energi yang ditransfer per unit panjang lasan. Masukan panas merupakan faktor penting karena mempengaruhi laju pendinginan yang bisa mempengaruhi sifat mekanik dan struktur metalurgis dari logam las dan HAZ. Selain itu, masukan panas juga menentukan luas area lasan (logam las & HAZ). Masukan panas dihitung dari rasio voltase dikali arus dengan kecepatan seperti berikut:<sup>[4]</sup>

$$H = \frac{60 EI}{1000 S} \dots\dots\dots(1)$$

dimana:

H = Masukan Panas (kJ/mm) ; I = Arus (A)

E = Tegangan (V) ; S = Kecepatan (mm/menit)

Arus merupakan variabel primer dalam penentuan masukan panas. Arus mengalir dari sumber listrik melalui elektroda ke sampel. Makin tinggi arus, maka makin tinggi laju deposit, makin lebar daerah lasan, dan makin dalam penetrasinya.<sup>[5]</sup>

Voltase berhubungan langsung dengan panjang busur. Jika voltase naik, maka panjang busur juga naik begitu pula dengan kebutuhan gas pelindung.. Untuk pengelasan dengan voltase tetap (*constant voltage*), voltase ditentukan oleh mesin las sehingga panjang busur relative tetap. Untuk pengelasan SMAW yang arus tetap (*constant current*), voltase ditentukan juru las melalui pengaturan panjang busur.<sup>[5]</sup>

Kecepatan merupakan ukuran laju pergerakan elektroda yang diindikasikan dengan panjang las per menit. Sama seperti arus dan tegangan, kecepatan juga mempengaruhi luas area lasan dan dalamnya penetrasi dengan berbanding terbalik.<sup>[5]</sup>

Dalam pengelasan hiperduplek, masukan panas perlu dikontrol secara ketat harus berada dalam rentang  $0.2 \text{ kJ/mm} < Q < 1.5 \text{ kJ/mm}$ .<sup>[2]</sup> Hal ini karena masukan panas, berhubungan langsung dengan laju pendinginan, menentukan keseimbangan fasa yang terbentuk setelah dilas.

#### 2.2.2.2 LOGAM PENGISI

Komposisi logam pengisi (*filler*) atau kawat las harus disesuaikan dengan logam induk. Sebaiknya pilih logam pengisi yang memiliki kekuatan diatas dari logam induk untuk menjamin kekuatan sambungan. Untuk pengelasan duplek, kadar nikel pada logam pengisi harus dlebihkan untuk membantu menyeimbangkan fasa karena kecenderungan saat solidifikasi adalah fasa ferit dan nikel disini berperan sebagai pembentuk fasa austenit.

Logam pengisi untuk mengelas duplek biasanya didesain dengan kadar nikel 2-4% lebih banyak dari logam induk.<sup>[6]</sup> Selain itu, Kandungan nitrogen yang ada pada logam pengisi direkomendasikan setidaknya memiliki 0,14% untuk baja duplek, 0,22% untuk supererduplek dan 0.4% untuk hiperduplek. Sandvik telah

mengembangkan logam pengisi 27.9.5.L khusus untuk mengelas hiperduplek. Berikut perbandingan komposisinya:

Tabel 2.3 Perbandingan komposisi SAF 2707 HD dengan logam pengisi 27.9.5.L<sup>[7]</sup>

Product	Designation	C (%)	Mn (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)	Others (%)
Tube/pipe	SAF 2707 HD	0.01	1	27	6.5	4.8	0.4	Co: 1
Filler	27.9.5.L	0.01	0.8	27	9	4.6	0.3	Co: 1

### 2.2.2.3 GAS PELINDUNG

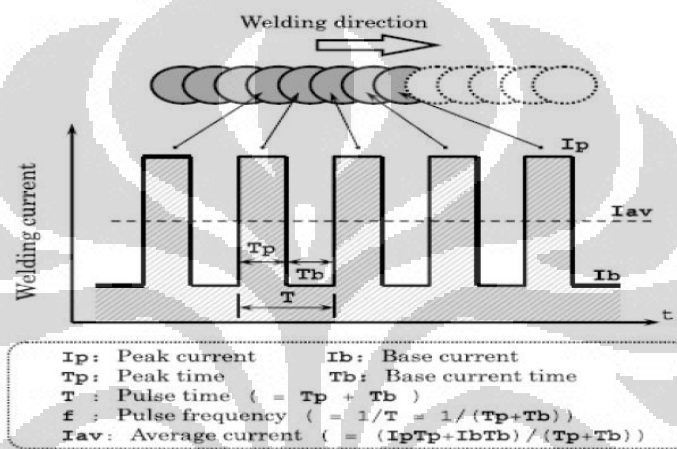
Pada dasarnya, gas pelindung berfungsi untuk melindungi logam cair agar tidak beroksidasi, melindungi elektroda tungsten, menjaga stabilitas busur, dan media transfer arus. Umumnya pada GTAW menggunakan gas argon sebagai gas pelindung. Namun dalam pengelasan duplek, penggunaan argon dalam gas pelindung akan menyebabkan kehilangan nitrogen pada logam induk.<sup>[1, 15]</sup> Untuk itu perlu dicampurkan nitrogen ke dalam gas pelindung hingga 2-3%.<sup>[1]</sup> Penambahan nitrogen ini membantu menyeimbangkan fasa karena nitrogen pembentuk fasa austenit yang kuat dan juga meningkatkan ketahanan korosi sumuran.<sup>[3]</sup> Selain itu karena nitrogen memiliki konduktivitas yang baik, ia memberikan panas yang lebih pada sampel sehingga akan mengakibatkan luas area dan penetrasi lasan meningkat.<sup>[8-10]</sup> Namun, penambahan nitrogen berlebih mengakibatkan porositas, busur tidak stabil, banyak percikan, dan makin mudah terbentuk  $\text{Cr}_2\text{N}$ .<sup>[11-12]</sup>

### 2.2.2.4 ROOT GAS

*Root gas* digunakan untuk melindungi *root* dari oksidasi. Seperti yang sudah dijelaskan di atas, pemberian *root gas* argon akan menyebabkan kehilangan nitrogen pada duplek sehingga harus diberikan nitrogen. Namun, 2% - 3%  $\text{N}_2$  masih belum cukup. Pilihan terbaik adalah 90%  $\text{N}_2$  + 10%  $\text{H}_2$  atau 100%  $\text{N}_2$ .<sup>[1, 15]</sup> Hidrogen kadang ditambahkan untuk memaksimalkan efisiensi busur las dan penambahan 10%  $\text{H}_2$  tidak rentan terhadap penggetasan hidrogen.<sup>[15]</sup>

### 2.2.2.5 PULSA

Pengelasan material tipis umumnya dilakukan dengan arus berpulsa. Arus berpulsa ini mengontrol arus yang diberikan pada sampel dengan pemberian dua jenis arus: arus puncak ( $I_p$ ) & arus dasar ( $I_b$ ) dengan rentang waktu tertentu sesuai dengan besar pulsa yang diberikan sehingga arus berpulsa akan mengurangi masukan panas karena sebenarnya ia memberikan besar arus rata-rata ( $I_{avg}$ ), bukan arus puncaknya.<sup>[6]</sup>



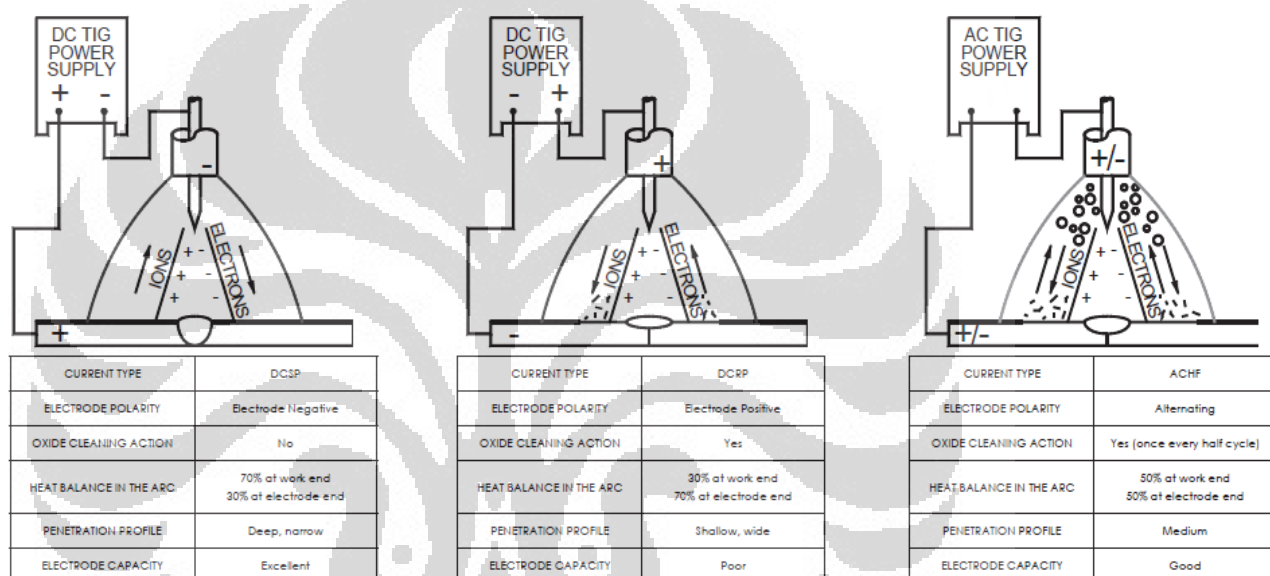
Gambar 2.8 Grafik arus GTAW berpulsa dan kontur lasnya<sup>[6]</sup>

Dalam pengelasan duplek dengan ketebalan tipis, sebaiknya menggunakan arus berpulsa dengan kategori pulsa rendah. Arus berpulsa rendah efektif ketika masukan panas harus dikendalikan.<sup>[6]</sup> Arus berpulsa memiliki beberapa keuntungan diantaranya: menguatkan stabilitas busur meningkatkan rasio kedalaman dan lebar lasan, mencegah pengasaran butir, mengurangi porositas, mengurangi distorsi, memperkecil HAZ, dan baik dalam mengendalikan masukan panas.

### 2.2.2.6 POLARITAS

Dalam pengelasan duplek, terdapat tiga pilihan polaritas arus: arus lurus elektroda negatif (DCEN), arus lurus elektroda positif (DCSP), dan arus bolak-balik (AC). Ketiga pilihan tersebut memiliki keunggulan dan kelemahan yang mana pemilihan polaritas ini disesuaikan dengan kebutuhan pekerjaan las.

Polaritas akan sangat berpengaruh terhadap penetrasi dan lebar las. DCEN menghasilkan penetrasi yang sangat baik karena ia memusatkan panas pada sampel tapi tidak ada aktivitas pembersihan. Sangat cocok digunakan untuk mengelas baja tahan karat dan material lain. Sedangkan DCEP menghasilkan pembersihan permukaan sampel dengan baik hingga mampu merusak lapisan pasif tapi penetrasi kurang baik sehingga jarang digunakan untuk mengelas. AC menghasilkan kombinasi dari keduanya dan sangat cocok untuk mengelas aluminium. Berikut perbandingan polaritas pengelasan:



Gambar 2.9 Perbandingan polaritas pengelasan.<sup>[13]</sup>

### 2.2.2.7 ELEKTRODA

Ada beberapa jenis elektroda tungsten, diantaranya:

Tabel 2.4 Jenis elektroda tungsten<sup>[13]</sup>

AWS CLASSIFICATIONS	COLOR*	ALLOYING ELEMENT	ALLOYING OXIDE	NOMINAL WEIGHT OF ALLOYING OXIDE PERCENT
EWP	Green	-	-	-
EWCe-2	Orange	Cerium	CeO <sub>2</sub>	2
EWL <sub>a</sub> -1	Black	Lanthanum	La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1
EWTh-1	Yellow	Thorium	ThO <sub>2</sub>	1
EWTh-2	Red	Thorium	ThO <sub>2</sub>	2
EWZr-1	Brown	Zirconium	ZrO <sub>2</sub>	.25
EWG	Gray	Not Specified**	-	-

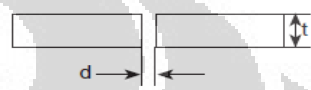
Diameter elektroda juga merupakan parameter penting. Elektroda yang lebih besar bisa membawa arus lebih besar dan sebaliknya.<sup>[8]</sup> Biasanya diameter elektroda disesuaikan dengan diameter logam pengisi.

### 2.2.2.8 DESAIN SAMBUNGAN

Desain sambungan mempengaruhi kualitas lasan dan dilusi. Berikut spesifikasi desain sambungan lasan:

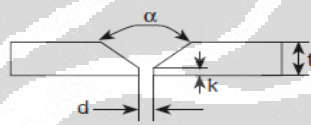
#### Square groove

	t mm	d mm
MMA	3	1-2
TIG	3	1-2
MIG	3	1-2



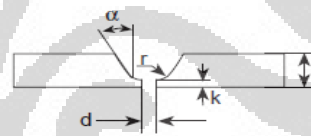
#### V-groove

	t mm	d mm	k mm	$\alpha$
MMA	3-15	2-3	1-2	50-60°
TIG	2.5-8	2-3	1-2	60-70°
MIG	3-12	2-3	1-2	60-70°
SAW*	4-12	2-3	1-2	60-70°




#### U-groove

	t mm	d mm	k mm	r mm	$\alpha$
MMA	>12	1-2	2-3	6	15°
TIG	>6	1-2	1-2	6-8	15°
MIG	>12	1-2	2-3	6	15°
SAW*	>10	1-2	1-3	6-8	15°



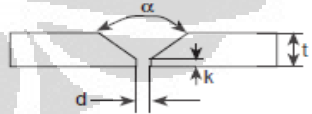
#### Square groove

	t mm	d mm
MMA	3-4	1.5-3
TIG	3-5	1.5-3
MIG	3-6	1.5-3



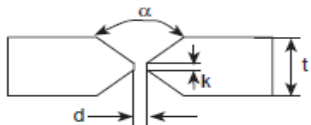
#### V-groove

	t mm	d mm	k mm	$\alpha$
MMA	4-15	1-3	1-2	50-60°
TIG	2.5-8	1-3	1-2	60-70°
MIG	5-12	1-3	1-2	60-70°



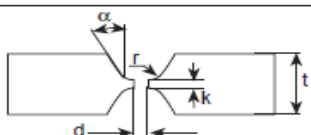
#### Double V-groove

mm	t mm	d mm	k mm	$\alpha$
MMA	>10	1.5-3	1-3	50-60°
MIG	>10	1.5-3	1-3	60-70°
SAW	>10	0	3-5	90°



#### Double U-groove

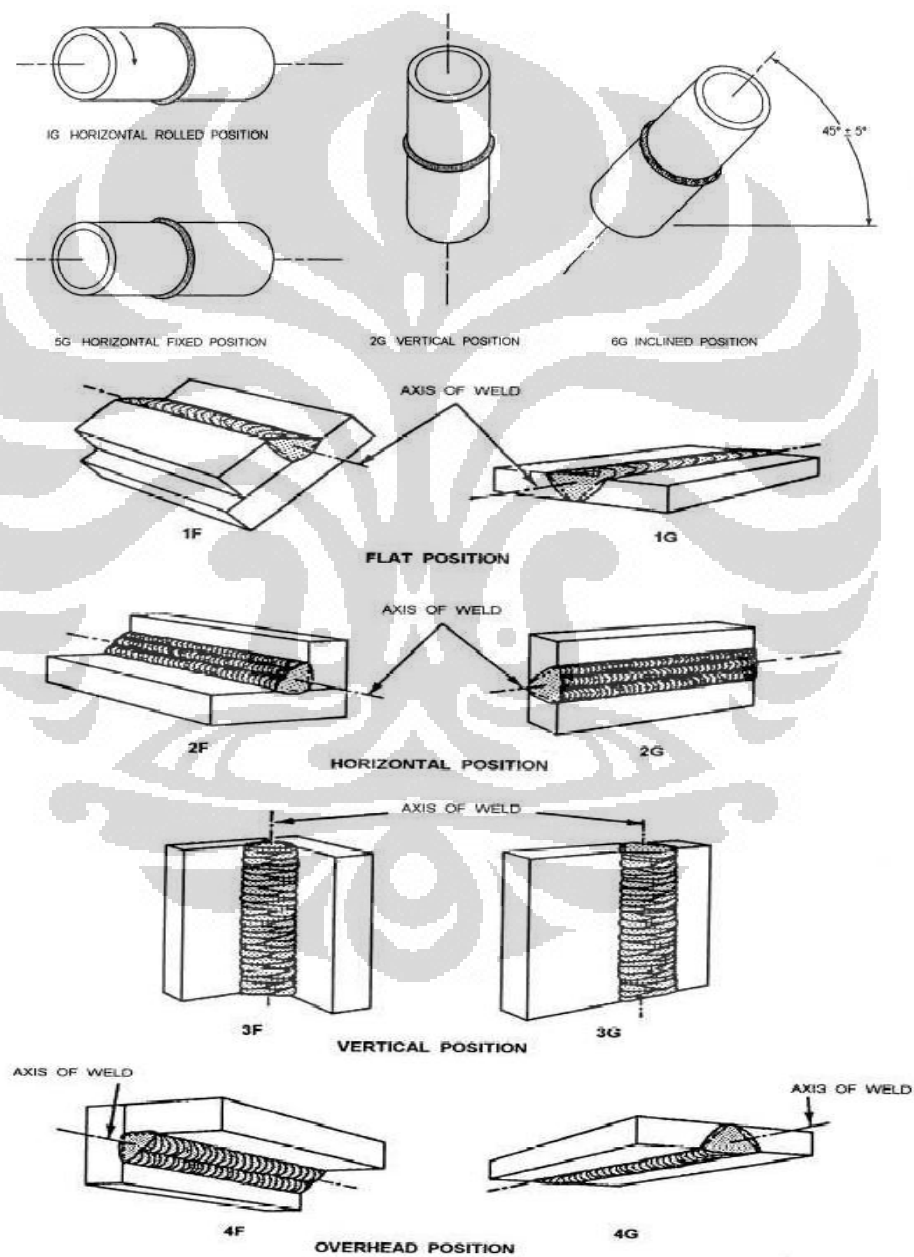
	t mm	d mm	k mm	r mm	$\alpha$
MMA	>25	1-3	1-3	6-8	10-15°
SAW	>25	0	3-5	6-8	10-15°



Gambar 2.10 Jenis-jenis sambungan las<sup>[15]</sup>

### 2.2.2.9 POSISI LAS

Tiap posisi las membutuhkan arus yang berbeda dan waktu yang berbeda. Pengelasan dengan posisi vertikal dengan mengarah ke atas (*uphill*) akan membutuhkan arus yang lebih banyak dari pada posisi datar dan horizontal. Selain itu, pengelasan pada posisi di atas kepala (*overhead*) membutuhkan waktu yang lebih lama dari pada datar dan horizontal. Berikut berbagai posisi pengelasan:



Gambar 2.11 Jenis dan kode posisi las sampel pipa dan pelat

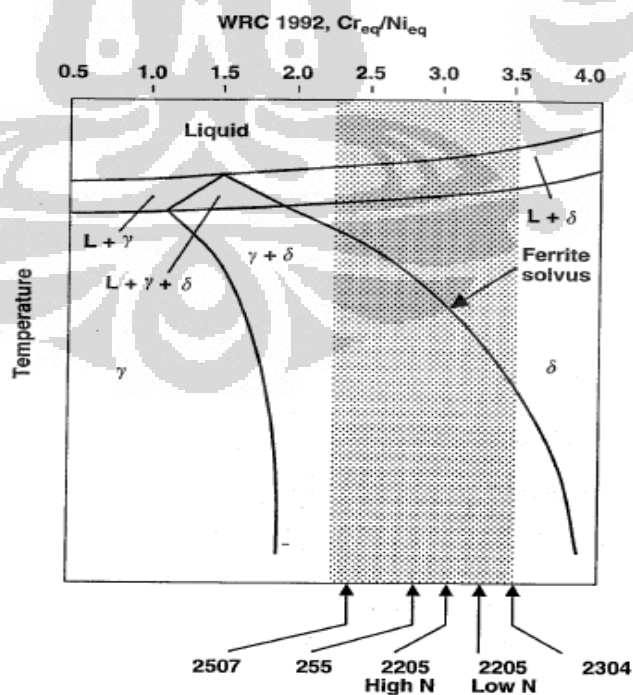


## 2.3 METALURGI LAS

Kemampulasan dan kualitas lasan sangat ditentukan oleh metalurgi las. Metalurgi las ini mencakup transformasi fasa yang terjadi saat pengelasan, struktur mikro yang terbentuk dan sifat-sifat yang dihasilkan. Kualitas lasan juga sangat ditentukan dengan metalurgi las. Melalui rekayasa metalurgi las, kualitas lasan bisa diperbaiki dan ditingkatkan.

### 2.3.1 REAKSI SOLIDIFIKASI

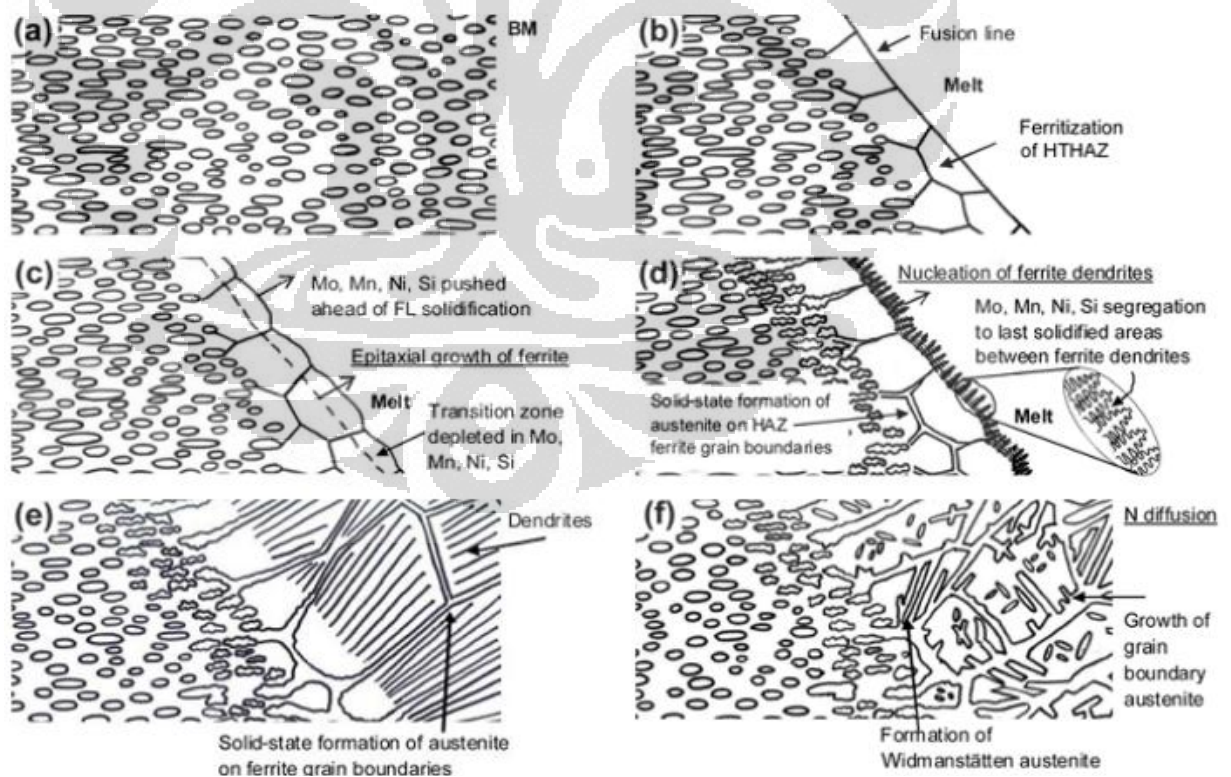
Hiperduplek bersolidifikasi pertama kali sebagai ferit. Hal ini karena baja tahan karat duplek memiliki rasio pembentuk fasa ferit lebih tinggi dibandingkan pembentuk fasa austenit sebagaimana dijelaskan pada Gambar 2.12.<sup>[4]</sup> Seiring menurunnya temperatur melewati garis ferit, transformasi dari ferit ke austenit mulai terbentuk. Austenit mulai muncul pada batas butir ferit dan mengalami pertumbuhan hingga terdapat dua fasa: ferit dan austenit. Semakin turunnya temperatur, austenit akan terus tumbuh hingga mendominasi struktur mikro seperti pada Gambar 2.12.



Gambar 2.12 Diagram fasa biner semu pada baja tahan karat duplek.<sup>[4]</sup>

Transformasi ferit ke austenit tergantung pada laju pendinginan dan komposisi logam. Kedua hal ini yang perlu dikontrol agar kadar fasa ferit dan austenit seimbang.<sup>[4]</sup> Bila laju pendinginan cepat, maka waktu transformasi sedikit sehingga struktur mikro didominasi ferit. Bila laju pendinginan lambat, maka waktu bertransformasi menjadi lama sehingga makin banyak austenit yang terbentuk. Unsur yang mempengaruhi pembentukan kedua fasa tersebut adalah unsur-unsur yang tergabung dalam penstabil ferit dan penstabil austenit. Karena kecenderungan terbentuknya fasa ferit, sebaiknya perlu ditambahkan nikel melalui logam pengisi dan nitrogen pada gas pelindung untuk membantu menyeimbangkan kedua fasa tersebut .

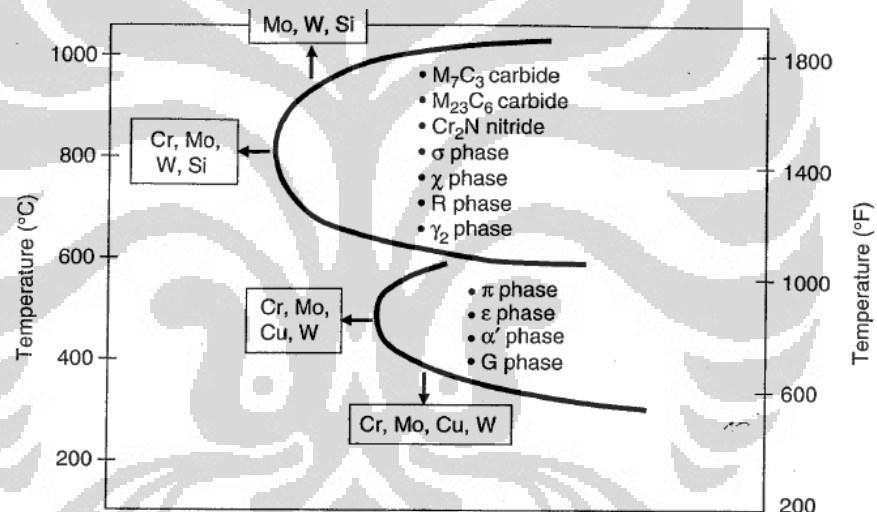
Proses solidifikasi ini mempengaruhi struktur mikro di HAZ. Seperti pada Gambar 2.13, awalnya HAZ mengalami pertumbuhan butir. Ketika daerah logam las melebur, terjadi ferritisasi pada HAZ karena temperatur mencapai pada fasa cair-ferit hingga butir membesar. Seiring berjalannya waktu, austenit mulai bernukleasi hingga tumbuh *widmanstatten* austenit.



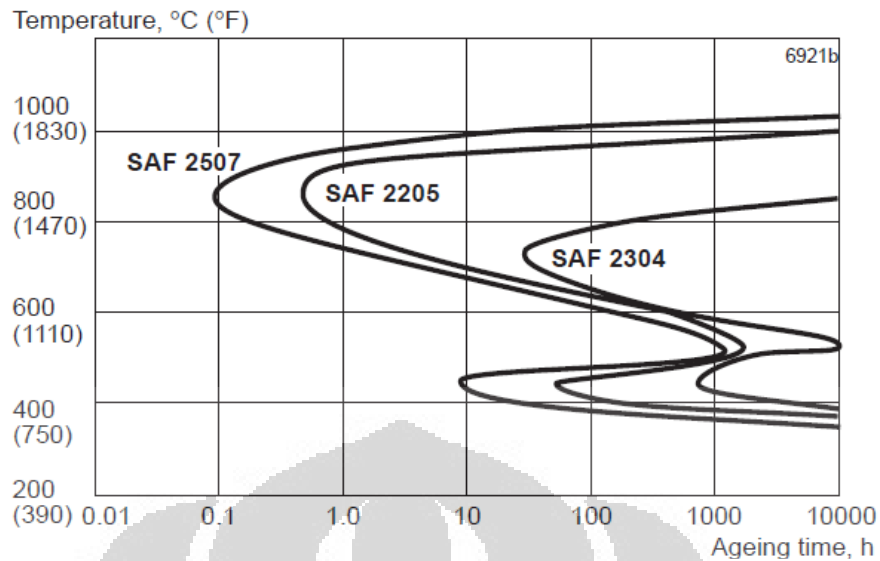
Gambar 2.13 Skematis efek solidifikasi pada HAZ<sup>[29]</sup>

### 2.3.2 MEKANISME PRESIPITASI

Mulai temperatur 300°C, fasa ferit bersifat tidak stabil sehingga bisa memunculkan presipitasi fasa intermetalik.<sup>[14]</sup> Presipitasi fasa intermetalik ini diperparah dengan tingginya kadarnya elemen paduan sehingga semakin mudah dan berbagai jenis fasa intermetalik bisa bermunculan.<sup>[4, 17]</sup> Terbentuknya fasa intermetalik ini bergantung pada temperatur, waktu, dan komposisi paduan. Umumnya pembentukan fasa intermetalik dibagi dua yaitu fasa intermetalik yang terbentuk pada temperatur di bawah 600 °C dan pada rentang 600°C – 1000 °C seperti yang dijelaskan pada Gambar 2.14<sup>[4, 17-19]</sup>



Gambar 2.14 Grafik temperatur pembentukan berbagai fasa intermetalik<sup>[4]</sup>

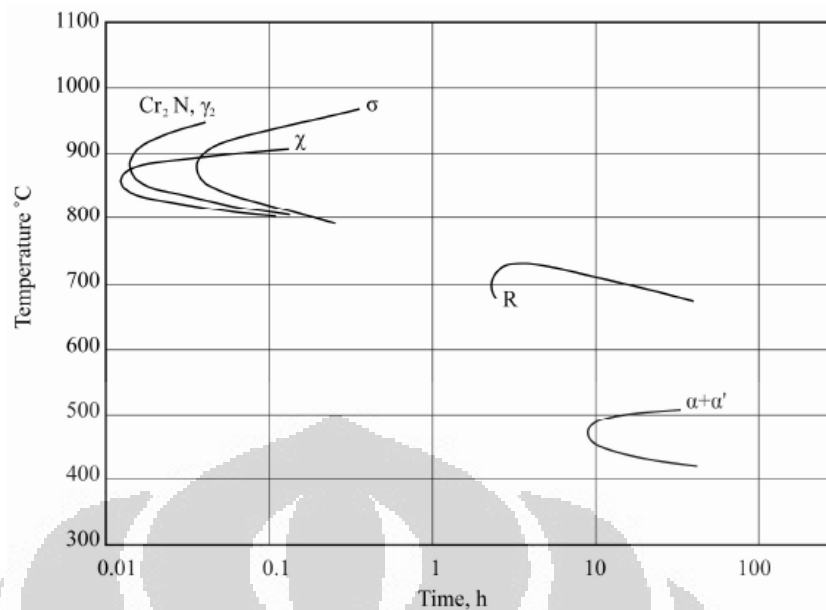


Gambar 2.15 Grafik temperatur dan waktu pembentukan fasa intermetalik pada berbagai duplek<sup>[15]</sup>

Fasa intermetalik ini umumnya diperkaya dengan unsur seperti Cr dan Mo. Pada hiperduplek kadar Cr dan Mo ditingkatkan agar memiliki sifat mekanik dan ketahanan korosi yang sempurna. Namun, semakin meningkatnya kedua fasa ini, makin rentan terhadap pembentukan fasa intermetalik. Gambar 2.15 menjelaskan bahwa kurva terbentuknya fasa intermetalik semakin meluas pada duplek yang unsur paduannya makin banyak. Oleh karena itu dalam kelas duplek, hiperduplek yang paling rentan dalam pembentukan fasa intermetalik. Inilah yang menjadi tantangan dalam perlakuan panas, pengelasan dan kinerja operasi dari hiperduplek. Berikut ini fasa-fasa intermetalik yang bisa terbentuk pada duplek.

Tabel 2.5 Karakteristik jenis - jenis fasa intermetalik pada baja tahan karat duplek<sup>[17]</sup>

<i>Precipitate</i>	<i>Composition</i>	<i>Lattice Type</i>	<i>Space Group</i>	<i>Lattice parameter (nm)</i>	<i>Temperature (°C)</i>
<b>Sigma (<math>\sigma</math>)</b>	Fe 35-55, Cr 24-40, Mo 11-25	BCT	P4 <sub>2</sub> mmm	a=0.880, c=0.454	600-1,000
<b>Chromium nitride</b>	Cr <sub>2</sub> N	Hexagonal	P31m	a=0.480, c=0.447	700-900
<b>Chromium nitride</b>	CrN	Cubic	Fm3m	a=0.413, c=0.447	N/A
<b>Chi (<math>\chi</math>)</b>	Fe <sub>36</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub> , Fe35-50, Cr 20-35, Mo 20-22	BCC	I43m	a=0.892	700-900
<b>'R'</b>	Fe30-40, Cr 17-20, Mo 25-45	Hexagonal or Rhombohedral	R3	a=1.0903, c=1.9342 a=0.9011,	or 550-600
<b>Pi (<math>\pi</math>)</b>	Fe <sub>7</sub> Mo <sub>13</sub> N <sub>4</sub>	Cubic	P4 <sub>1</sub> 32	a=0.636 to 0.647	550-600
<b>Tau (<math>\tau</math>)</b>	Not determined	-	Fmmm	a=0.405, b=0.484, c=0.286	550-650
<b>Carbide</b>	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	-	Pnma	a=0.452, b=0.699, c=1.211	950-1050
<b>Carbide</b>	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	FCC	Fm3m	a=1.056 to 1.065	600-950



Gambar 2.16 Grafik temperatur dan waktu pembentukan beberapa fasa intermetalik pada baja tahan karat duplek<sup>[17]</sup>

### 2.3.2.1 FASA SIGMA

Fasa sigma ( $\sigma$ ) mempengaruhi sifat mekanik khususnya ketangguhan. Ia mengakibatkan penggetasan. Fasa sigma, yang mana memiliki struktur kristal tetragonal yang kompleks dengan unit sel yang besar, adalah fasa intermetalik yang paling berbahaya. Pada umumnya, fasa sigma terbentuk pada temperatur 600°C - 1000°C.<sup>[19]</sup> Fasa sigma bernukleasi dan tumbuh dari ferit setelah terbentuknya austenit sekunder melalui transformasi  $\alpha \rightarrow \gamma_2 + \sigma$ .<sup>[17, 19]</sup> Dari beberapa penelitian menunjukkan bahwa fasa sigma bernukleasi secara kooperatif dengan austenit sekunder.<sup>[19]</sup> Awalnya austenit sekunder terbentuk dahulu mengakibatkan Cr dan Mo berdifusi ke ferit. Ketika konsentrasi keduanya pada ferit sudah jenuh terbentuklah fasa sigma mengelilingi austenit sekunder.<sup>[19]</sup>

Laju pembentukan fasa sigma dipengaruhi kadar kromium dan molibdenum dalam ferit sehingga pada hiperduplek, dengan kandungan kromium dan molibdenum yang tinggi, akan sangat rentan dengan terbentuknya fasa sigma. Namun, kehadiran fasa sigma ini bisa dihindari dengan mengontrol laju pendinginan agar tidak terlalu lama, menjaga temperatur antar pas agar tidak melebihi 150°C, dan dengan menyeimbangkan struktur mikro dengan penambahan elemen pembentuk austenit seperti nikel dan nitrogen.

### 2.3.2.2 FASA CHI

Kasper <sup>[15]</sup> menemukan adanya struktur kubik yang teratur dengan komposisi Fe<sub>36</sub>Cr<sub>12</sub>Mo<sub>10</sub>. Fasa chi ( $\chi$ ) terlihat bersama fasa sigma, meskipun pada kurva di atas terlihat pada temperatur yang lebih rendah dan waktu ekspos yang singkat. <sup>[16]</sup> Namun, sulit untuk membedakan fasa sigma dan fasa chi mengingat fraksi volume fasa chi tidak sebesar fasa sigma. Meskipun ukurannya tidak besar, fasa chi memikat banyak kromium dan molibdenum dari logam induk dan secara simultan membuat austenit sekunder bernukleasi pada sekitarnya. Hal ini bisa memicu korosi sumuran dan membuat penggetasan. Fasa chi bisa terlihat menggunakan TEM.

### 2.3.2.3 FASA 'R'

Fasa 'R' adalah senyawa intermetalik yang kaya akan molibdenum. Fasa 'R' memiliki struktur kristal trigonal yang kompleks dengan unit sel yang terdiri dari 159 atom. Presipitasi terjadi pada rentang temperatur 550°C - 700°C. Fasa 'R' diketahui terdiri dari 30% besi, 25% kromium, 6% nikel, 35% molybdenum and 4% silikon. <sup>[16]</sup> Pembentukan fasa 'R' akan mengurangi ketangguhan dan menurunkan CPT.

### 2.3.2.4 FASA PI

Nilsson and Liu <sup>[16]</sup> menemukan fasa pi ( $\pi$ ) pada lasan duplex 22% kromium, 3% molibdenum and 8% nikel. Fasa  $\pi$  memiliki struktur kristal kubik dan berpresipitasi secara intergranular pada penuaan suhu tetap pada 600°C dan, seperti fasa 'R', ia berkontribusi pada pengurangan ketangguhan dan ketahanan korosi.

### 2.3.2.5 FASA ALFA PRIME

Alfa prime ( $\alpha'$ ) memiliki pengaruh yang kuat pada kehilangan ketangguhan logam induk dan HAZ pada suhu 475°C. Penggetasan ini juga disebut sebagai penggetasan 475. Pada masalah ini, struktur mikro HAZ lebih didominasi ferit karena laju pendinginan yang lebih cepat dan sedikitnya nitrogen yang terekspos. Pada hiperduplek karena Cr dan Mo lebih banyak, hiperduplek akan sangat mudah terbentuk fasa alfa prime. Namun, hal ini bisa diseimbangkan dengan kadar nitrogen yang cukup banyak pada hiperduplek.

### 2.3.2.6 KARBIDA

Karbida terdapat dalam setiap baja tahan karat duplek, karena kromium merupakan pembentuk kuat karbida. Penambahan beberapa pembentuk karbida, seperti Mo, Nb, Ti juga mendukung pembentukan karbida. Presipitasi karbida  $M_{23}C_6$  memiliki pengaruh terhadap ketahanan korosi. Presipitat karbida tumbuh cepat di sepanjang batas butir pada temperatur 700°C - 900°C dan paling banyak terbentuk dalam HAZ pada baja tahan karat duplek. Pada umumnya presipitat karbida tumbuh di sepanjang batas butir atau antar muka ferit – austenit.<sup>[17]</sup>

Karbida ini biasanya terdapat pada baja tahan karat yang diberi perlakuan panas dan biasanya terbentuk sebelum fasa intermetalik. Hal ini disebabkan sifat difusi yang cepat dari atom C. Karbida  $M_{23}C_6$  membentuk inti dan tumbuh ke dalam matriks ferit. Pada pemanasan 700°C pengendapan  $M_{23}C_6$  dalam austenit terbatas. Hal ini menunjukkan bahwa larutan lewat jenuh karbon dalam ferit lebih kecil dari pada dalam austenit.

$M_{23}C_6$  berpresipitasi antara austenit sekunder dan austenit primer. Proses presipitasi diawali dengan terbentuknya  $M_{23}C_6$ , kemudian austenit sekunder dan terakhir fasa sigma.<sup>[19, 22]</sup>

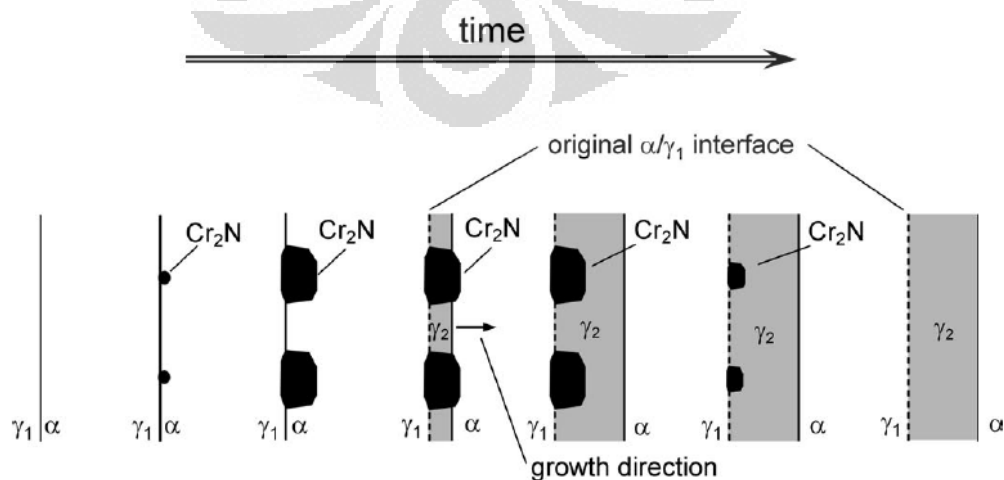


### 2.3.2.7 NITRIDA

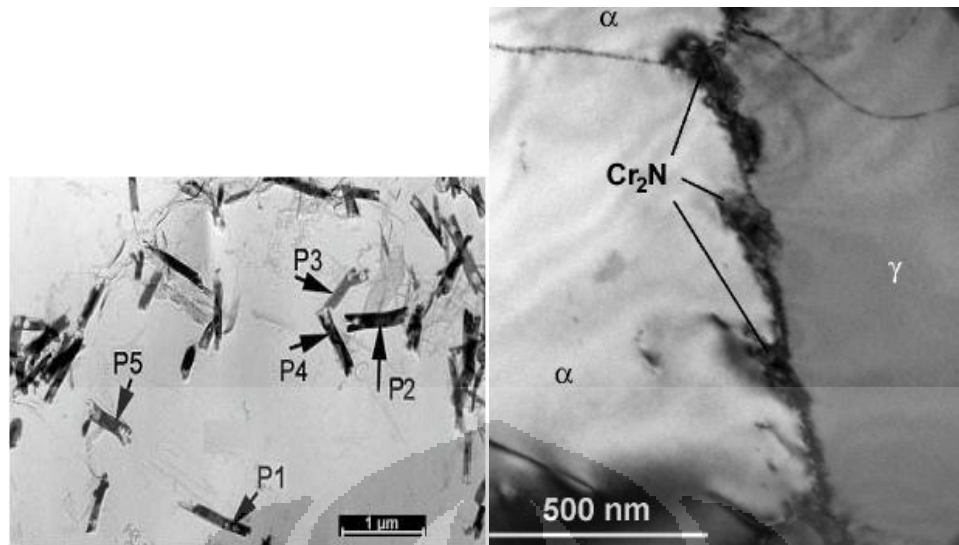
Kelarutan nitrogen pada ferit rendah dan menurun seiring turunnya temperatur. Hal ini membuat nitrogen berikatan dengan kromium membentuk  $\text{Cr}_2\text{N}$  pada fasa ferit yang lewat jenuh pada temperatur  $700^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$ .<sup>[18]</sup> Presipitasi nitrida terjadi pada logam las dan HAZ dengan laju pendinginan cepat menghasilkan kadar ferit yang tinggi.<sup>[17]</sup> Presipitasi kromium nitrida dapat dikurangi dengan penambahan elemen penstabil austenit seperti nikel dan nitrogen dan masukan panas yang tinggi.<sup>[18, 23]</sup>

Kehadiran presipitat  $\text{Cr}_2\text{N}$  telah dibuktikan pada beberapa penelitian dapat menurunkan ketahanan korosi sumuran pada lasan karena terdapat daerah yang ditinggal krom dan nitrogen.<sup>[18, 23]</sup> Tempat nukleasinya lubang berada disekitar  $\text{Cr}_2\text{N}$ .<sup>[24]</sup> Namun, lubang ini bersifat metastabil dan tidak akan menjadi stabil. Oleh karena itu korosi sumuran umumnya ditemukan di fasa ferit yang terdapat yang dekat dengan  $\text{Cr}_2\text{N}$ .<sup>[24]</sup>

Lippold dan Ramirez<sup>[24]</sup> telah mempelajari hubungan nitrida dengan austenit sekunder. Awalnya nitrida bernukleasi karena kelarutan nitrogen pada ferit menurun seiring menurunnya temperatur. Seiring bertambahnya waktu laju pendinginan, austenit sekunder mulai muncul sehingga nitrogen pada nitrida melarut kembali sebagian hingga larut sempurna seperti pada Gambar 2.17.<sup>[4, 24]</sup> Karena ukurannya yang terlalu kecil, nitrida sulit diamati dengan SEM.<sup>[24]</sup> Ia bisa diamati dengan menggunakan TEM seperti pada Gambar 2.18.



Gambar 2.17 Skematis pembentukan  $\text{Cr}_2\text{N}$  dan austenit sekunder<sup>[18]</sup>



Gambar 2.18 Presipitat  $\text{Cr}_2\text{N}$  diamati melalui TEM <sup>[18, 24]</sup>

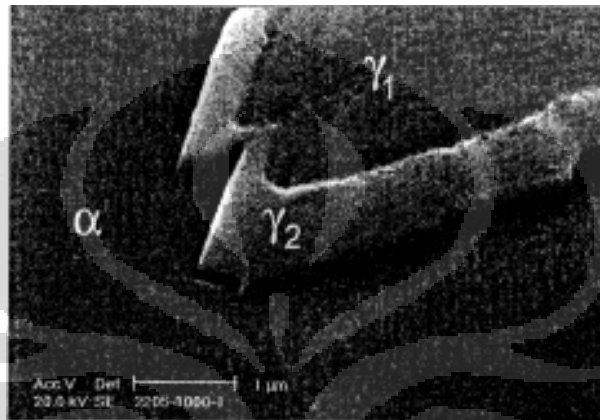
### 2.3.2.8 AUSTENIT SEKUNDER

Ketika laju pendinginan lama, austenit akan terus tumbuh menyebabkan keseimbangan struktur mikro duplek terganggu. Austenit yang baru terbentuk tersebut diistilahkan austenit sekunder ( $\gamma_2$ ). Austenit sekunder ini memberikan keuntungan dan kerugian. Keuntungannya adalah membuat material lebih tangguh karena austenit memberikan ketangguhan. Ketangguhan yang diberikan austenit sekunder ini bisa mengurangi penggetasan yang diakibatkan fasa intermetalik. Selain itu, kehadiran austenit sekunder secara tidak langsung bisa menurunkan risiko inisiasi lubang. <sup>[4, 19]</sup> Karena lubang bernukleasi di dekat nitrida dimana terletak antar muka austenit sekunder dengan ferit, kehadiran austenit sekunder ini bisa melarutkan kembali nitrida. <sup>[4]</sup> Nitrogen sangat penting pada ketahanan lubang. Dengan pelarutan kembali nitrida, inisiasi lubang bisa dikurangi. Namun, kerugiannya adalah austenit sekunder juga rentan terhadap inisiasi lubang karena sedikitnya Cr dan Mo yang berdifusi ke sana.

Mekanisme presipitasi fasa kedua pada duplek sudah dipelajari oleh Lippold, Ramirez dan Elmer. Lippold dan Ramirez <sup>[24]</sup> mempelajari secara detail hubungan antara nitrida dan austenit sekunder. Sedangkan Elmer <sup>[19]</sup> mempelajari hubungan austenit sekunder dengan fasa sigma.

Seperti yang sudah dijelaskan pada bagian subbab nitrida (2.3.2.7) dan fasa sigma (2.3.2.1), awalnya nitrida bernukleasi karena kelarutan nitrogen rendah

pada ferit dan menurun seiringnya penurunan temperatur. Kemudian, austenit sekunder bernukleasi seiring bertambahnya waktu pendinginan. Munculnya austenit sekunder ini menyebabkan larutnya kembali nitrogen dalam nitrida karena kelarutan nitrogen dalam austenit tinggi. Lalu semakin lama laju pendinginan, terbentuklah fasa sigma karena Cr dan Mo berdifusi dari austenit sekunder ke ferit hingga mencapai jenuh.<sup>[4, 19, 22, 24]</sup>



Gambar 2.19 Fasa austenit sekunder pada antarmuka fasa ferit dan austenit<sup>[4, 24]</sup>

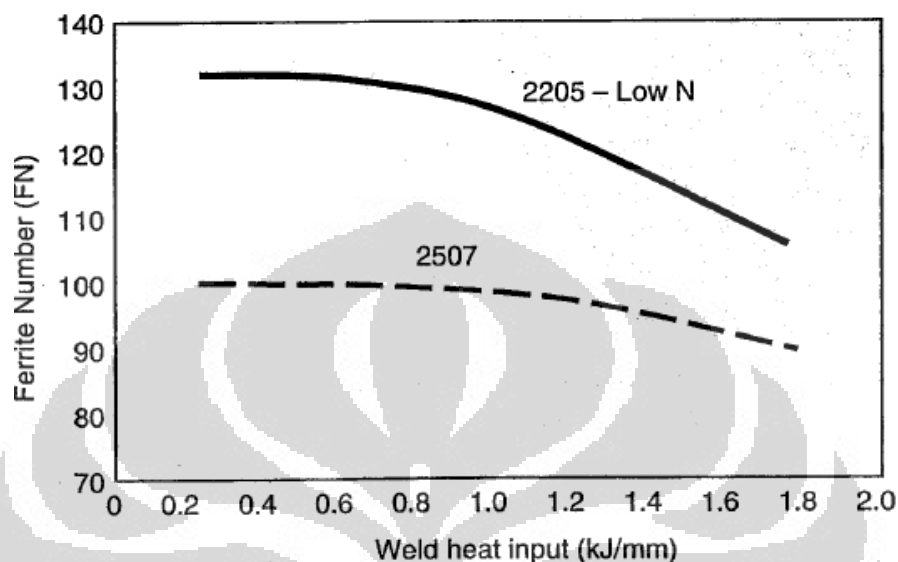
### 2.3.3 PENGENDALIAN KESEIMBANGAN FASA FERIT-AUSTENIT

Keseimbangan fasa ferit dan austenit pada lasan duplek dikendalikan melalui kombinasi dari dilusi komposisi kimia dan laju pendinginan lasan.

#### 2.3.3.1 LAJU PENDINGINAN

Laju pendinginan lasan, umumnya, dikontrol melalui masukan panas (*Heat Input*) dan perlakuan panas (*Heat Treatment*). Namun untuk duplek tidak direkomendasikan menerima perlakuan panas setelah dilas karena gradien temperatur yang diakibatkan perlakuan panas seperti PWHT atau pencelupan terlalu ekstrem dan akan menyebabkan struktur mikro semakin tidak seimbang dan rentan munculnya fasa intermetalik. Oleh karena itu pengaturan laju pendinginan hanya efektif dilakukan melalui pengendalian masukan panas. Selain itu laju pendinginan juga dipengaruhi beberapa faktor seperti ketebalan sampel dan konduktivitas panas dari material.

Banyak peneliti yang sudah mempelajari pengaruh masukan panas terhadap struktur mikro yang terbentuk. Gambar 2.20 merupakan salah satu hasilnya.



Gambar 2.20 Perbandingan fraksi volume ferit pada SAF 2507 dengan SAF 2205 dan pengaruhnya terhadap masukan panas<sup>[4]</sup>

Seperti yang sudah diutarakan sebelumnya, semakin tinggi masukan panas maka laju pendinginan semakin rendah. Akibatnya austenit memiliki waktu untuk bertransformasi sehingga struktur bisa didominasi austenit dan berpotensi terbentuknya fasa intermetallik yang banyak. Sebaliknya, semakin rendah masukan panas maka laju pendinginan tinggi sehingga austenit tidak memiliki waktu untuk bertransformasi sehingga struktur didominasi ferit dan berpotensi munculnya nitrida. Oleh karena itu, Sandvik sudah merekomendasikan masukan panas yang ideal untuk baja tahan karat hiperduplek yaitu berada pada (0.2 - 1.5) kJ/mm. <sup>[1]</sup>

### 2.3.3.2 DILUSI KOMPOSISI KIMIA

Hasil struktur lasan duplek memiliki kecenderungan didominasi fasa ferit karena sesuai perhitungan  $Cr_{eq}$  dan  $Ni_{eq}$ , maka  $Cr_{eq}$  akan lebih banyak. Itu yang menyebabkan kenapa duplek pertama kali bersolidifikasi sebagai ferit. Oleh karena itu prinsip dari menyeimbangkan struktur mikro antara ferit dan austenit

dilakukan dengan menambahkan unsur yang tergolong pembentuk austenit. Umumnya unsur yang ditambahkan ke dalam logam las adalah nikel melalui logam pengisi dan nitrogen melalui gas pelindung. Logam pengisi untuk mengelas duplek biasanya didesain dengan kadar nikel 2% - 4% lebih banyak dari logam induk.<sup>[6]</sup> Sedangkan nitrogen dicampurkan ke dalam gas pelindung hingga 2% - 3%.<sup>[1]</sup>

### 2.3.4 PREDIKSI KANDUNGAN FERIT

Setelah pengelasan, keseimbangan komposisi struktur mikro berubah yang mana akan memengaruhi sifat akhir dari lasan. Keseimbangan struktur mikro tersebut sangat menentukan keberhasilan dari proses pengelasan karena ketidakseimbangan struktur mikro memicu munculnya presipitat seperti fasa intermetalik dan nitrida yang mana akan berakibat penggetasan dan menurunnya ketahanan korosi. Untuk itu perlu diukur kembali berapa kadar ferit dan austenit dalam struktur mikro setelah dilas. Berikut persyaratan dari API TR 938 C mengenai kadar ferit pada lasan duplek.

Tabel 2.6 Kadar ferit pada daerah lasan berdasarkan API TR 938 C<sup>[26]</sup>

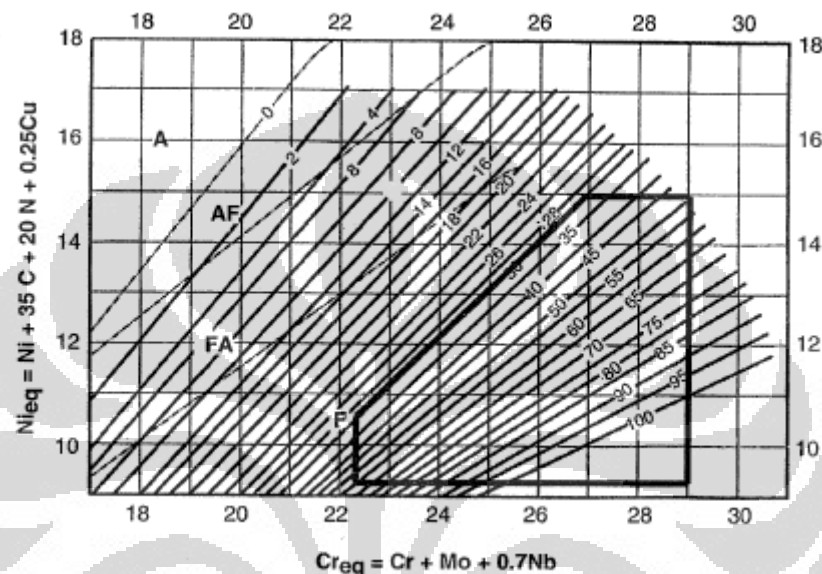
Daerah Lasan	Kadar Ferit berdasarkan API 938 C
Logam induk	35 % - 65 %
HAZ	50 % - 75 %
Logam las	20 % - 60 %

Namun, berdasarkan API RP 528 kadar ferit di logam las direkomendasikan sebesar 30 % - 70 %.<sup>[27]</sup>

#### 2.3.4.1 DIAGRAM KONSTITUSI FASA

Seperti yang sudah diutarakan pada subbab 2.3.3 bahwa struktur mikro yang terbentuk merupakan fungsi komposisi kimia dan laju pendinginan. Struktur mikro yang terbentuk bisa diprediksi melalui dilusi komposisi kimia dengan perhitungan  $Cr_{eq}$  dan  $Ni_{eq}$  dan diplot di diagram konstitusi fasa tapi kurang akurat

karena tidak mempertimbangkan laju pendinginan. Diagram yang biasa digunakan adalah diagram WRC 1992, seperti pada Gambar 2.21, yang paling terbaru dan cukup akurat. Jika menggunakan diagram Schaeffler terlalu umum sehingga kurang akurat sedangkan diagram De long lebih diperuntukkan untuk baja tahan karat austenitik.



Gambar 2.21 Diagram WRC-92<sup>[4]</sup>

### 2.3.4.2 FERRITE SCOPE<sup>®</sup>

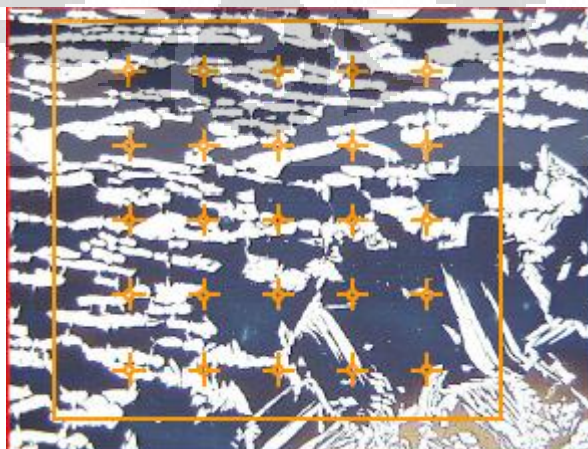
Austenit dan ferit bisa juga dibedakan berdasarkan sifat magnetnya karena austenit tidak memiliki sifat magnet sedangkan ferit memiliki sifat magnet. Ada beberapa alat ukur yang memanfaatkan prinsip ini seperti *magnagage*<sup>®</sup>, *ferrite scope*<sup>®</sup>, dan *inspector gauge*<sup>®</sup>, tapi yang paling sering dipakai dipasaran ialah *ferrite scope*<sup>®</sup>. Alat ini mengukur langsung dari material lasan sehingga mempertimbangkan pengaruh komposisi dan laju pendinginan seperti pada Gambar 2.22. Namun, keakuratannya tergantung dari alatnya. Kelemahan alat ini adalah sulit mengukur kadar ferit pada HAZ karena sempitnya daerah HAZ menyulitkan *probe* untuk bersentuhan langsung.<sup>[4]</sup>



Gambar 2.22 Aplikasi *ferit scope*<sup>®</sup>

#### 2.3.4.3 PERHITUNGAN TITIK

Perhitungan titik adalah metoda perhitungan fraksi volume dari fasa pada struktur mikro yang mengacu pada standard ASTM A 562. Metoda perhitungan ini mengandalkan jumlah titik dan bidangnya seperti yang tertera pada Tabel 2.7, lalu dihitung persentase secara statistik. Keakuratan metoda ini bisa diatur dengan memainkan jumlah titik dan bidang. Metoda ini paling representatif dibandingkan dengan metoda – metoda di atas karena menghitung langsung dari struktur mikro seperti pada Gambar 2.23.



Gambar 2.23 Contoh perhitungan fraksi volume fasa dengan metoda perhitungan titik langsung pada foto mikro

Tabel 2.7 Jumlah titik, bidang, dan persentase akurasi relatif berdasarkan ASTM E 562<sup>[28]</sup>

Amount of volume fraction, $V_v$ in percent	33 % Relative Accuracy				20 % Relative Accuracy				10 % Relative Accuracy			
	Number of fields $n$ for a grid of $P_T =$				Number of fields $n$ for a grid of $P_T =$				Number of fields $n$ for a grid of $P_T =$			
	16 points	25 points	49 points	100 points	16 points	25 points	49 points	100 points	16 points	25 points	49 points	100 points
2	110	75	35	20	310	200	105	50	1,250	800	410	200
5	50	30	15	8	125	80	40	20	500	320	165	80
10	25	15	10	4	65	40	20	10	250	160	85	40
20	15	10	5	4	30	20	10	5	125	80	40	20

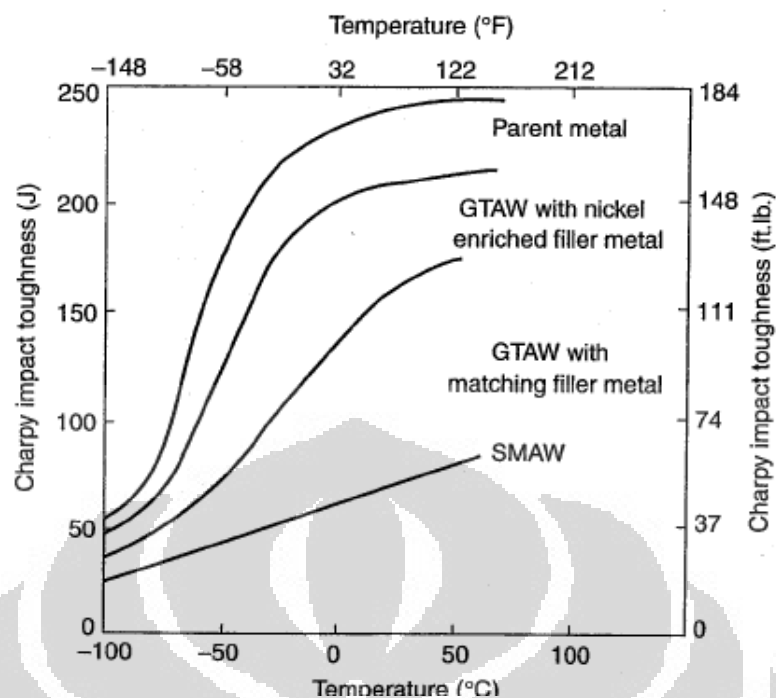
## 2.4 SIFAT MEKANIK LASAN

Seperti yang sudah dijelaskan sebelumnya, perubahan struktur mikro pada lasan akan berpengaruh pada sifat mekanik dan ketahanan korosi lasan. Sifat mekanik seperti kekerasan kekuatan tarik dan dampak akan berubah seiring perubahan keseimbangan fasa austenit dan ferit. Untuk mengatasinya kita bisa memainkan laju pendinginan dan komposisi kimia lasan.

Apabila laju pendinginan cepat, maka fasa ferit tumbuh mendominasi struktur. Hal ini akan mengakibatkan kekerasan meningkat dan kekuatan tarik meningkat dan ketangguhan menurun. Sebaliknya, bila laju pendinginan lama, maka austenit mendominasi struktur maka kekerasan menurun, kekuatan tarik menurun dan ketangguhan meningkat. Daerah logam las merupakan daerah yang paling keras diikuti HAZ dan logam induk karena, selain fasa penyusunnya, terdapat tegangan sisa.<sup>[29]</sup>

Disamping itu, pengaruh komposisi kimia akan mempengaruhi sifat mekanik. Jika dilas dengan logam pengisi yang diperkaya nikel akan memicu pertumbuhan fasa austenit sehingga lasan makin tangguh seperti yang ditunjukkan pada Gambar 2.24.





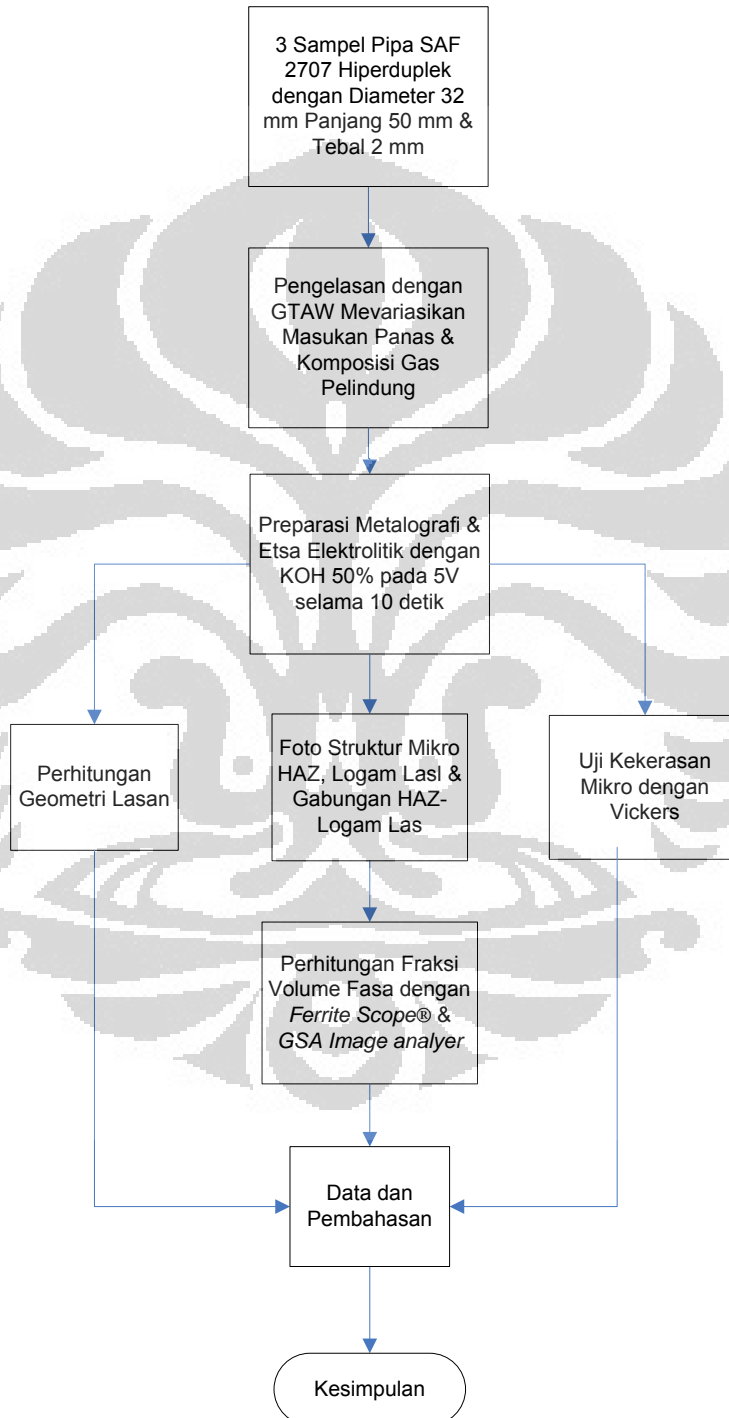
Gambar 2.24 Grafik pengaruh pengelasan dengan logam pengisi yang diperkaya nikel terhadap kekuatan impact <sup>[4]</sup>

#### 2.4.1 PENGGETASAN

Tidak hanya pengaruh dari keseimbangan fasa austenit dan ferrit, sifat mekanik lasan juga akan berubah drastis ketika muncul fasa intermetalik seperti fasa sigma, fasa chi dan nitrida. Keduanya akan membuat lasan menjadi semakin getas. Seperti yang sudah dijelaskan sebelumnya, hiperduplek sangat rentan terbentuknya fasa kedua karena tingginya unsur paduan seperti Cr, Mo dan V. Hal ini harus dihindari dengan pemilihan parameter lasan dan prosedur las yang tepat, jika tidak lasan akan mengalami penggetasan sehingga mudah mengalami kegagalan.

## BAB III METODOLOGI PENELITIAN

### 3.1 DIAGRAM ALIR PENELITIAN



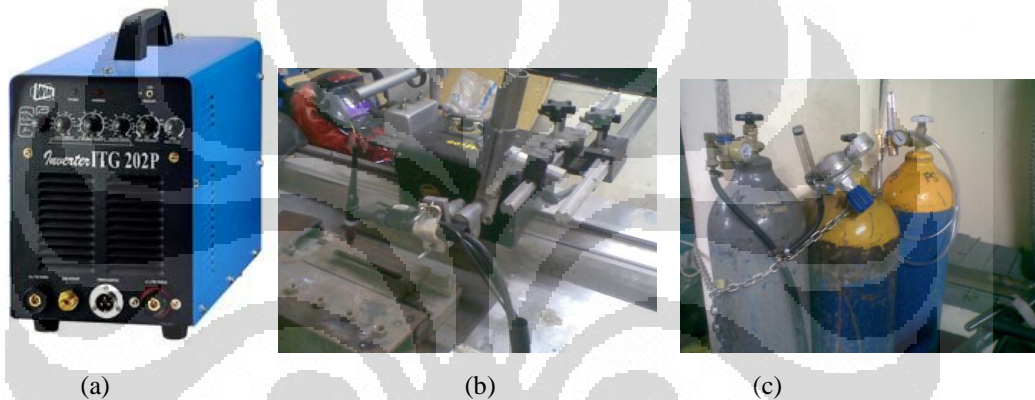
Gambar 3.1 Diagram alir penelitian

### 3.2 SAMPEL AWAL

Sampel awal berupa 3 buah pipa baja tahan karat SAF 2707 hiperduplek dengan panjang 50 mm, diameter 32 mm, dan tebal 2 mm diproduksi oleh SANDVIK, Swedia. Sebelum dilas, sampel dibersihkan dahulu agar terhindar dari kontaminasi.

### 3.3 PENGELASAN

- Metoda : Autogenous GTAW (Mesin las WIM ITG 202P)



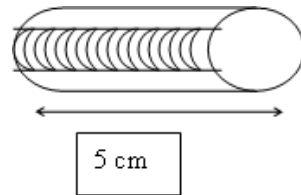
Gambar 3.2 (a) Mesin GTAW, (b) mesin semi otomatis, dan (c) gas pelindung

- Polaritas: DCEN (DCSP)
- Elektroda: EWTh-2 diameter 1.6mm

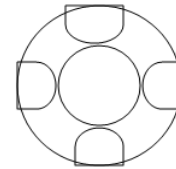


Gambar 3.3 Elektroda EWTH-2

- Posisi las : 1G (horizontal) di sisi pipa pada posisi tiap 90°



Gambar 3.4 Sampel tampak samping



Gambar 3.5 Sampel tampak depan

- Tanpa logam pengisi
- Pemanasan awal & PWHT: Tidak dilakukan

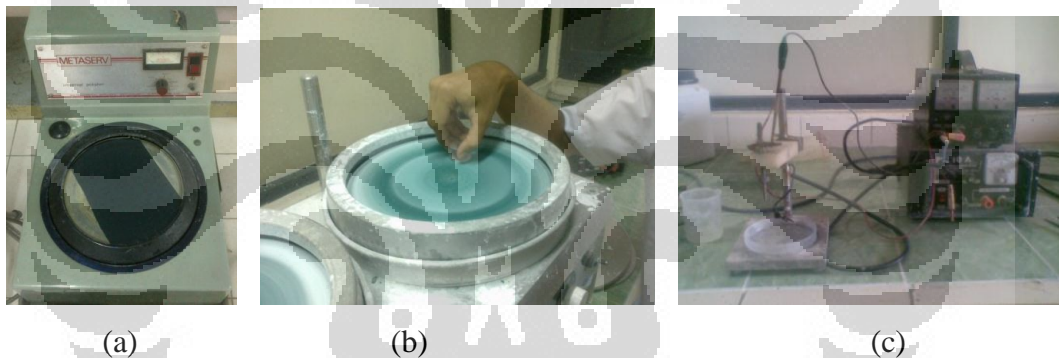
Tabel 3.1 Parameter pengelasan

Sampel	Masukan Panas (kJ/mm)	Arus (A)	Kecepatan las (mm/mnt)	Voltase (V)	Pulsa (Hz)	Gas Pelindung (10 LPM)	Purging (10 LPM)
1.	0.3	30	108	18	0.65	100 % Argon	100% Nitrogen
2.	0.6	40	72				
3.	1.0	60	65				
4.	1.4	60	43				
5.	0.3	30	108			98 % Argon + 2 % Nitrogen	
6.	0.6	40	72				
7.	1.0	60	65				
8.	1.4	60	43			95 % Argon + 5 % Nitrogen	
9.	0.3	30	108				
10.	0.6	40	72				
11.	1.0	60	65				
12.	1.4	60	43				

### 3.4 PENGUJIAN SETELAH PENGELASAN

#### 3.4.1 PREPARASI METALOGRAFI

- Standard: preparasi metalografi (ASTM E 3)
- Pengamplasan: menggunakan kertas amplas kekasaran 220, 400, 600, 800, 1000, 1500, dan 2000.
- Pemolesan : menggunakan mesin poles dengan cairan alumina
- Etsa (ASTM E 407): elektro etsa menggunakan elektrolit KOH (50gr KOH + 100ml H<sub>2</sub>O) pada tegangan 5V selama 12 detik meninggalkan warna ferit biru, austenit putih kecoklatan dan fasa sigma coklat tua <sup>[3]</sup>



Gambar 3.6 (a) mesin amplas, (b) mesin poles, dan (c) peralatan elektro etsa

#### 3.4.2 FOTO STRUKTUR MIKRO

- Jumlah : seluruh sampel masing-masing sampel 20 kali foto.
- Lokasi Foto:
  - 1 foto makro perbesaran 50x,
  - 2 gabungan logam las dan HAZ perbesaran 100x-200x,
  - 14 pada logam las perbesaran 200x, 500x, dan 1000x, dan
  - 3 pada HAZ perbesaran 500x-1000x.
- Alat : mikroskop optik berkamera digital merek OLYMPUS pada Gambar 3.7

- Standard : foto struktur mikro dievaluasi dengan ASTM A 923 (evaluasi fasa sigma)



Gambar 3.7 Mikroskop optik berkamera

### 3.4.3 PERHITUNGAN FRAKSI VOLUME FASA

- Metoda : ferrite scope® & perangkat lunak *GSA Image analyzer*
  - Ferrite scope® pada Gambar 3.8 untuk logam las tiap sampel 10 titik lalu diambil rata-ratanya.
  - Perangkat lunak *GSA Image Analyzer* untuk HAZ diambil dari foto mikro.



Gambar 3.8 Fischer Ferit Scope®

### 3.4.4 PERHITUNGAN LUAS GEOMETRI LASAN

- Metoda: perhitungan luas geometri lasan meliputi pengukuran lebar logam las dan kedalaman penetrasi dalam satuan milimeter (mm).
- Alat: jangka sorong dan perangkat lunak *GSA Image Analyzer*

### 3.4.5 UJI KEKERASAN

- Metoda :

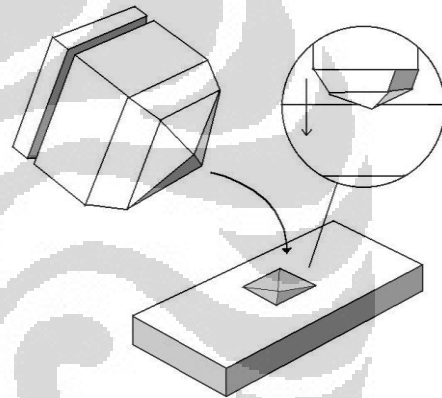
Mikro vickers (ASTM E 384) menggunakan beban indentasi 500 gf selama 15 detik sesuai Gambar 3.9 dan 3.10. Nilai kekerasan dihitung dari beban yang dipakai dan diameter indentasinya dengan menggunakan rumus:

$$VHN = \frac{1852 P}{d^2} \quad \text{dimana : } P : \text{beban (gram force)} \quad d : \text{diameter jejak } (\mu\text{m})$$

- Jumlah : 3 indentasi masing - masing di HAZ, logam las, dan logam induk



Gambar 3.9 Alat vickers

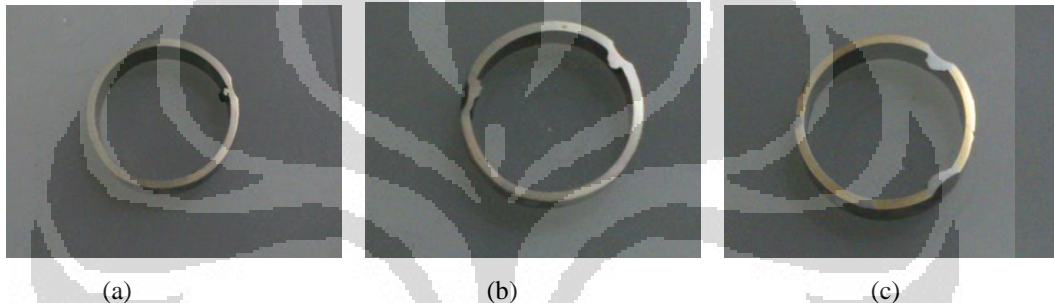


Gambar 3.10. Prinsip indentasi pada vickers

## BAB IV HASIL DAN PEMBAHASAN

### 4.1. GEOMETRI LASAN

Gambar 4.1 menunjukkan geometri lasan. Hanya sampel dengan masukan panas yang besar (1.0 kJ/mm dan 1.4 kJ/mm) yang terlihat jelas penetrasinya. Sampel dengan masukan panas yang kecil (0.3 kJ/mm dan 0.6 kJ/mm) tidak terlihat jelas penetrasinya karena geometri terlalu kecil.



Gambar 4. 1 Tampak atas sampel lasan yang menggambarkan geometri lasan (a) 100% Ar, (b) 98% Ar + 2% N, dan 95 % Ar + 5 % N

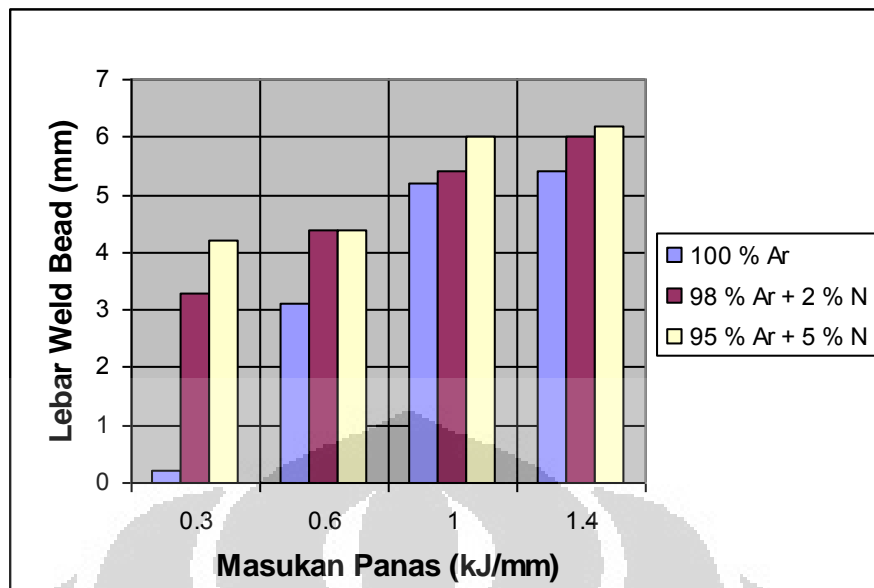
#### 4.1.1 HASIL PERHITUNGAN GEOMETRI LASAN

Perhitungan geometri lasan dilakukan untuk melihat pengaruhnya terhadap peningkatan masukan panas dan penambahan gas nitrogen pada gas pelindung argon. Hasil perhitungan ditunjukkan pada Tabel 4.1, Gambar 4.2 dan Gambar 4.3.

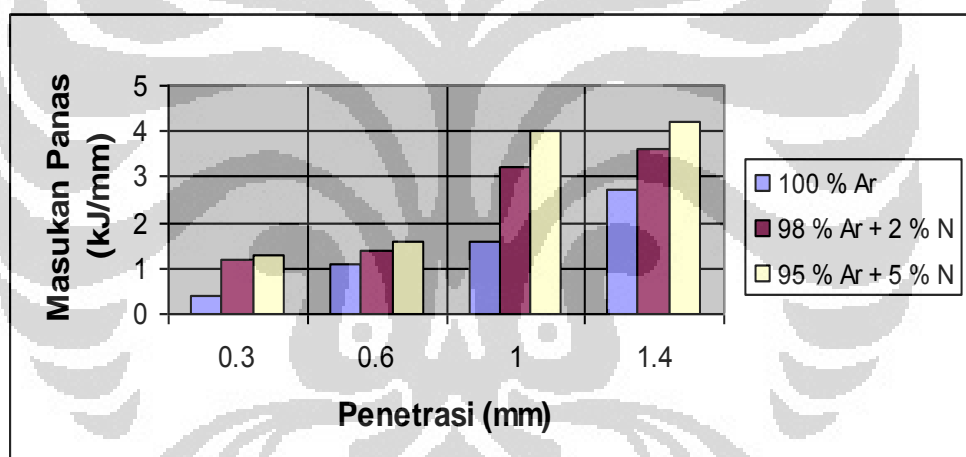
Tabel 4.1 Tabel pengaruh geometri lasan terhadap masukan panas dan komposisi gas pelindung

Masukan Panas (KJ/mm)	100 % Ar		98% Ar + 2 % N		95% Ar + 5 % N	
	Lebar (mm)	Penetrasi (mm)	Lebar (mm)	Penetrasi (mm)	Lebar (mm)	Penetrasi (mm)
0.3	0.2	0.4	3.3	1.2	4.2	1.3
0.6	3.1	1.1	4.4	1.4	4.4	1.6
1	5.2	1.6	5.4	3.2	6	4
1.4	5.4	2.7	6	3.6	6.2	4.2





Gambar 4.2 Grafik pengaruh masukan panas terhadap lebar lasan



Gambar 4.3 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kedalaman penetrasi lasan

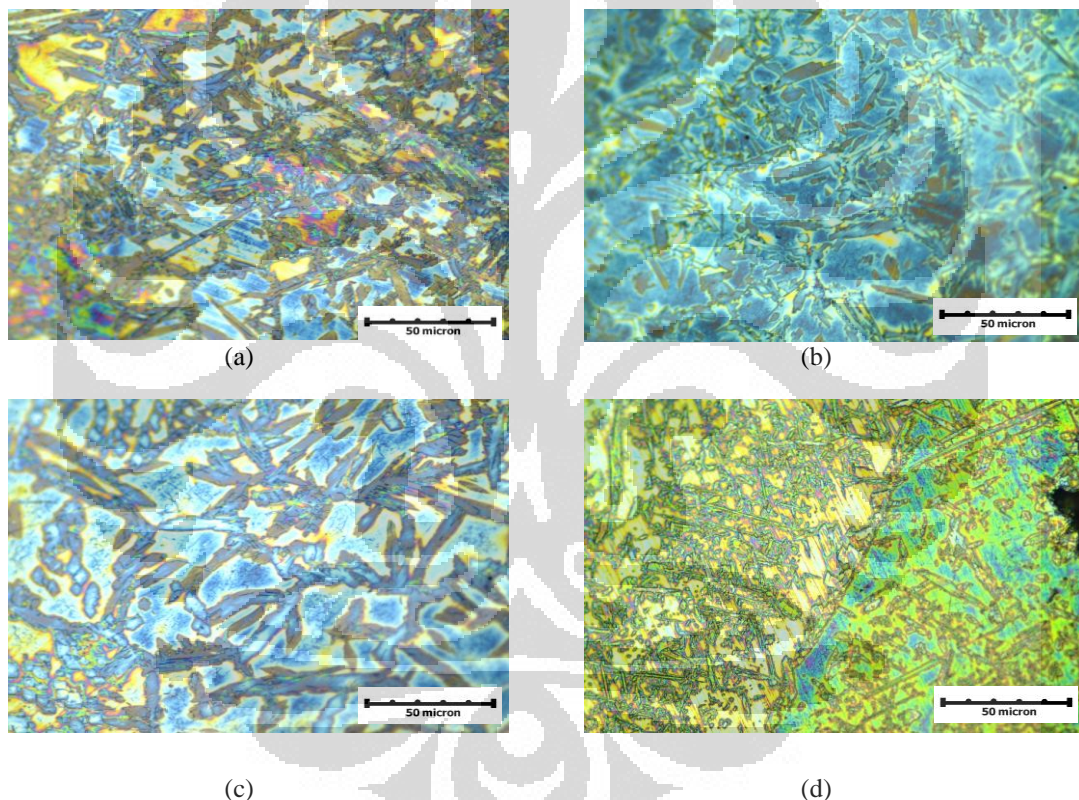
#### 4.1.2 PENGARUH PARAMETER LAS TERHADAP GEOMETRI LASAN

Dari Gambar 4.2 dan 4.3 terlihat bahwa masukan panas dan penambahan nitrogen akan meningkatkan luas permukaan geometri lasan. Masukan panas yang besar melalui peningkatan arus akan membuat sampel menerima panas yang lebih besar sehingga akan memperlebar baik daerah logam las maupun HAZ dan juga memperdalam penetrasi lasan. Di sisi lain karena nitrogen memiliki konduktivitas termal yang lebih tinggi dari argon, lebih banyak panas yang ditransfer dari busur ke sampel sehingga akan meningkatkan masukan panas.<sup>[11-12]</sup> Akibatnya

penambahan nitrogen juga akan memperlebar HAZ, logam las dan kedalaman penetrasi lasan.<sup>[11-12]</sup> Dapat disimpulkan bahwa luas geometri lasan sangat dipengaruhi oleh masukan panas baik secara langsung dengan penambahan arus dan memperlambat kecepatan las maupun secara tidak langsung dengan penambahan nitrogen ke dalam gas pelindung.

## 4.2 ANALISIS FOTO MIKRO LASAN

### 4.2.1 LOGAM LAS



Gambar 4.4 Foto mikro logam las perbesaran 500 x (a) 98% Ar – 2% N<sub>2</sub>; 0.3 kJ/mm (b) 95% Ar – 5% N<sub>2</sub>; 1.4 kJ/mm (c) 98% Ar – 2% N<sub>2</sub>; 1.4 kJ/mm (d) 100% Ar; 1.4 kJ/mm

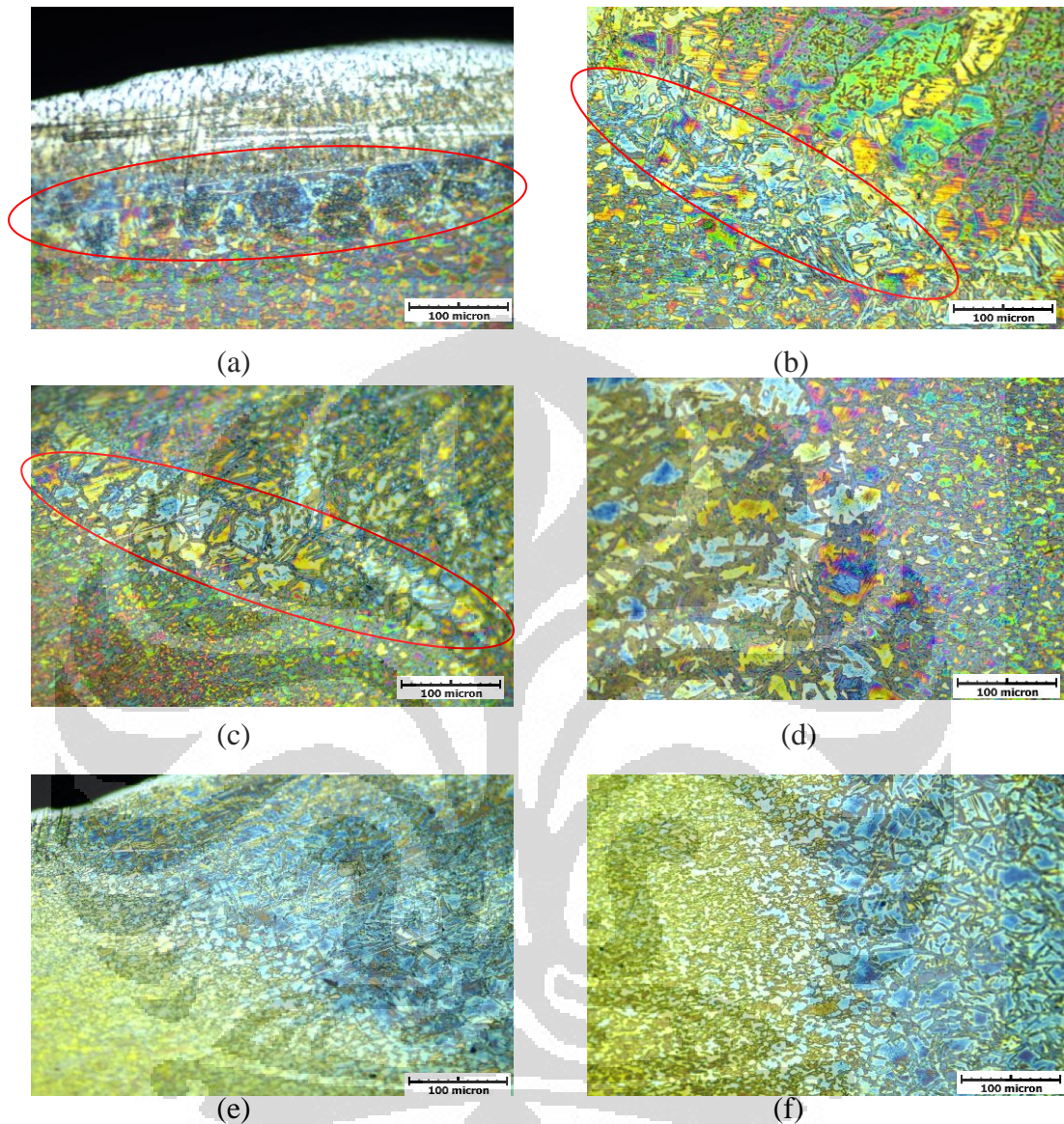
Dari struktur mikro yang ditunjukkan pada Gambar 4.4, terlihat bahwa pengelasan pada masukan panas yang dibatasi pada rentang 0.3 kJ/mm – 1.4 kJ/mm tidak rentan terhadap pembentukan fasa intermetalik (fasa sigma). Pada struktur mikro dengan masukan panas 1.4 kJ/mm perbesaran 500 x pun tidak ditemukan fasa sigma. Namun, perlu dikarakterisasi lebih jauh dengan menggunakan SEM karena ada kemungkinan terbentuk fasa intermetalik lain

selain fasa sigma yang memiliki fraksi volume yang lebih kecil seperti fasa  $\chi$ , fasa  $\pi$ , fasa  $\tau$ . Selain itu, perlu juga dikarakterisasi menggunakan FE-SEM atau TEM untuk mengamati apakah terdapat presipitat  $\text{Cr}_2\text{N}$  terutama pada masukan panas 0.3 kJ/mm karena laju pendinginan yang cepat rentan terhadap presipitat  $\text{Cr}_2\text{N}$ .

Jika dibandingkan Gambar 4.4 (a) dengan (c) dimana perbedaan terletak pada masukan panasnya, terlihat bahwa struktur mikro dengan masukan panas yang rendah memiliki *widmanstatten* austenit yang lebih kecil dari pada struktur mikro dengan masukan panas yang tinggi. Hal ini karena masukan panas berhubungan langsung dengan laju pendinginan. Ketika laju pendinginan cepat, masukan panas rendah, fasa austenit memiliki waktu sedikit untuk tumbuh. Sebaliknya ketika laju pendinginan lambat, masukan panas tinggi, fasa austenit memiliki waktu yang cukup untuk tumbuh.

Lalu jika dibandingkan Gambar 4.4 (b), (c), dan (d) dimana perbedaannya terletak pada komposisi gas pelindung, terlihat bahwa semakin banyak nitrogen yang campuran pada gas pelindung argon, maka fasa austenit semakin besar dan banyak. Hal ini karena nitrogen berfungsi sebagai pembentuk fasa austenit sehingga makin banyak nitrogen dalam gas pelindung makin banyak austenit yang terbentuk.

#### 4.2.2 HAZ



Gambar 4.5 Foto mikro HAZ perbesaran 200x (a) 100% Ar; 0.3 kJ/mm (b) 100% Ar; 1.0 kJ/mm (c) 98% Ar – 2% N<sub>2</sub>; 0.3 kJ/mm (d) 98% Ar – 2% N<sub>2</sub>; 1.0 kJ/mm (e) 95% Ar - 5% N<sub>2</sub>; 0.3 kJ/mm (f) 95% Ar – 5% N<sub>2</sub>; 1.0 kJ/mm

Daerah HAZ umumnya terbagi dua bagian, HAZ berbutir kasar (CGHAZ) atau HAZ temperatur tinggi (HTHAZ) yang mana merupakan daerah yang mengalami ferritisasi dan pengkasaran butir terletak dekat dengan garis lebur logam las dan HAZ berbutir halus (FGHAZ) atau HAZ temperatur rendah (LTHAZ) yang mana merupakan daerah yang dekat logam induk yang tidak mengalami ferritisasi menyisakan struktur mikro yang seimbang dan menyerupai logam induk.<sup>[29]</sup> Temperatur LTHAZ biasanya berkisar antara 650°C -950°C

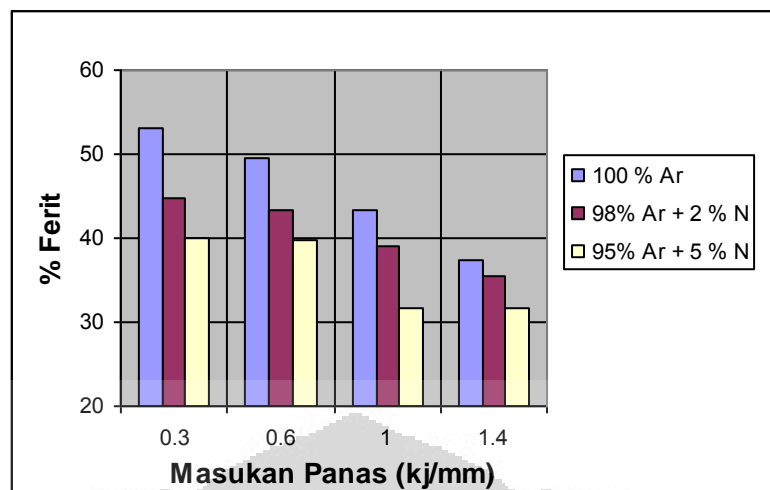
sedangkan HTHAZ bisa mencapai 1000 °C. Daerah HAZ yang sangat rentan ialah HTHAZ karena terjadi pengkasaran butir ferit dan presipitasi Cr<sub>2</sub>N berakibat pada kehilangan ketangguhan dan ketahanan korosi duplek.

Dari Gambar 4.5 (a) dan (c) terlihat bahwa daerah HTHAZ mengalami ferritisasi sehingga struktur HAZ didominasi oleh ferit. Hal ini karena masukan panas yang rendah dan laju pendinginan yang tinggi mengakibatkan tidak cukup waktu untuk nukleasi austenit, terutama untuk Gambar 4.5 (a) karena gas pelindung tidak mengandung nitrogen. Ketika nitrogen ditambahkan sebanyak 5% pada Gambar 4.5 (e), daerah ferritisasi HTHAZ sudah tidak begitu terlihat karena cukup banyak *widmanstatten* austenit yang tumbuh. Hal ini karena semakin banyaknya nitrogen dalam gas pelindung akan mendorong nukleasinya austenit. Sedangkan ketika masukan panas diperbesar pada Gambar 4.5 (d) dan (f), daerah ferritisasi HTHAZ tidak begitu terlihat. Hanya Gambar 4.5 (b) yang masih terlihat tapi tidak begitu besar karena gas pelindung terdiri dari argon murni tanpa nitrogen. Dari Gambar 4.5 dapat disimpulkan bahwa ferritisasi HTHAZ sangat dipengaruhi laju pendinginan dan penambahan nitrogen dalam gas pelindung. Oleh karena itu, struktur mikro yang terbentuk di HAZ dapat dikendalikan dengan pemberian masukan panas yang tepat sekitar 0.6 kJ/mm - 1.4 kJ/mm dan pemberian gas nitrogen pada gas pelindung argon sebanyak sekitar 2% - 5%. Skema pembentukan struktur mikro pada HTHAZ dapat dilihat pada Gambar 2.13

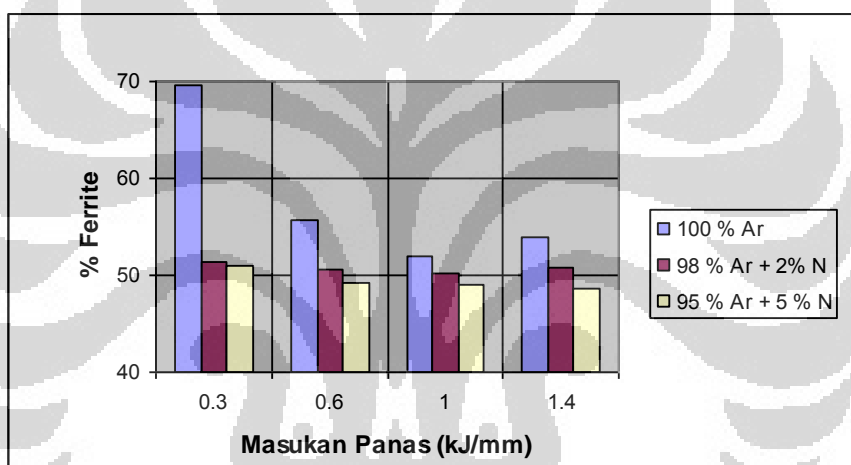
#### 4.2.3 HASIL PERHITUNGAN FRAKSI VOLUME FERIT

Tabel 4.2 Tabel pengaruh % ferit terhadap masukan panas dan komposisi gas pelindung

Masukan Panas (KJ/mm)	100 % Ar		98% Ar + 2 % N		95% Ar + 5 % N	
	HAZ	Logam Las	HAZ	Logam Las	HAZ	Logam Las
0.3	69.7	53.04	51.4	44.72	51	39.9
0.6	55.7	49.52	50.5	43.3	49.3	39.88
1	52	43.36	50.2	39.06	49	31.78
1.4	54	37.44	50.8	35.56	48.7	31.72



Gambar 4.6 Grafik pengaruh % ferit terhadap masukan panas pada logam las



Gambar 4.7 Grafik pengaruh masukan panas terhadap % ferit pada HAZ

\* Logam Induk: **36.56 %**

#### 4.2.4 PENGARUH PARAMETER LAS TERHADAP KESEIMBANGAN PEMBENTUKAN FASA FERIT DAN AUSTENIT

Keseimbangan pembentukan fasa ferit dan austenit pada lasan duplek ditentukan oleh dua faktor yaitu, komposisi kimia logam las, hasil dilusi logam pengisi dan atau gas pelindung dan laju pendinginan yang merupakan fungsi masukan panas dan ketebalan. Dengan menentukan parameter las yang berkaitan dengan masukan panas, logam pengisi, dan gas pelindung, struktur mikro lasan

duplek bisa dikendalikan agar pembentukan kedua fasa lebih seimbang dan terhindar dari presipitat fasa intermetalik dan nitrida.

Dari hasil perhitungan fraksi volume fasa ferit, terlihat bahwa semakin tinggi masukan panas dan makin cepat laju pendinginan, akan meningkatkan kadar ferit dan menurunkan kadar austenit. Hal ini karena struktur yang awalnya bersolidifikasi sebagai ferit tidak memiliki waktu yang cukup untuk bertransformasi menjadi austenit. Sebaliknya ketika masukan panas tinggi dan makin lambat laju pendinginan akan menurunkan kadar ferit dan menaikkan kadar austenit karena struktur memiliki cukup waktu untuk bertransformasi dari ferit menjadi austenit.

Di sisi lain, penambahan gas nitrogen pada gas pelindung argon menurunkan kadar ferit dan menaikkan kadar austenit karena nitrogen berfungsi sebagai pembentuk fasa austenit mendorong transformasi fasa ferit menjadi austenit.

Namun, terdapat anomali data pada masukan panas sebesar 1.4 kJ/mm dengan gas pelindung argon dan 98% argon - 2% nitrogen pada HAZ yang mana memiliki kadar ferit yang lebih tinggi dari sampel dengan masukan panas yang lebih rendah. Ada kemungkinan karena kurang presisinya pengukuran fraksi volume ferit atau dengan kata lain kurang banyak foto mikro yang diambil sehingga jumlah titik pada perangkat lunak tidak banyak.

Selain itu, hal yang perlu diperhatikan adalah pengelasan dengan masukan panas yang dibatasi pada rentang 0.3 kJ/mm – 1.4 kJ/mm serta dengan variasi gas pelindung 100% argon, 98% argon – 2% nitrogen, dan 95% argon - 5% nitrogen memiliki kadar ferit pada logam las yang masih berada pada yang direkomendasikan standar API TR 938 C seperti yang tertera pada tabel dibawah ini. Meskipun standard lain, API RP 528, menyebutkan kadar ferit dalam logam las sebesar 30% - 70%,<sup>[27]</sup> kadar ferit yang dihasilkan masih sesuai standard API RP 528.

Begitu pula pada HAZ, HAZ memiliki kecenderungan kadar ferit yang tinggi karena temperatur pada daerah HAZ tidak begitu tinggi sehingga laju pendinginan bisa cepat. Bahkan pada daerah HTHAZ mengalami ferritisasi yang merupakan pengkasaran butir ferit. Oleh karena itu, ditetapkan rekomendasi

kadar ferit pada HAZ berada pada rentang 50% - 75% ferit.<sup>[26]</sup> Seperti yang terlihat pada Tabel 4.3, sampel dengan komposisi gas pelindung 95% argon dan 5% nitrogen memiliki kadar ferit dibawah rentang yang direkomendasikan API 938 C. Hal ini karena terlalu banyak gas nitrogen sebagai pembentuk fasa austenit yang dicampurkan pada gas pelindung argon sehingga transformasi fasa ferit menjadi austenit menjadi lebih cepat.

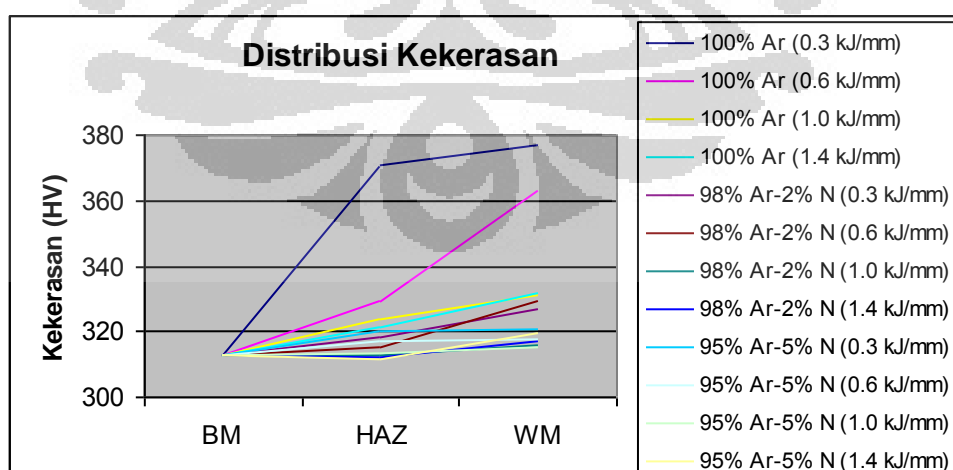
Tabel 4.3 Kadar ferit pada daerah lasan berdasarkan API TR938 C <sup>[26]</sup>

Daerah Lasan	Kadar Ferit berdasarkan API TR 938 C
Logam induk	35 % - 65 %
HAZ	50 % - 75 %
Logam las	20 % - 60 %

#### 4.3 DISTRIBUSI KEKERASAN LASAN

Tabel 4.4 Distribusi kekerasan lasan

Masukan panas(kJ/mm)	95 % Ar + 5 % N			98 % Ar + 2 % N			100 % Ar		
	Logam Induk	HAZ	Logam Las	Logam Induk	HAZ	Logam Las	Logam Induk	HAZ	Logam Las
0.3	313	320	320	313	318	326	313	371	377
0.6		317	317		315	315		329	363
1		313	315		313	313		324	331
1.4		311	319		312	312		321	332



Gambar 4.9 Distribusi kekerasan lasan

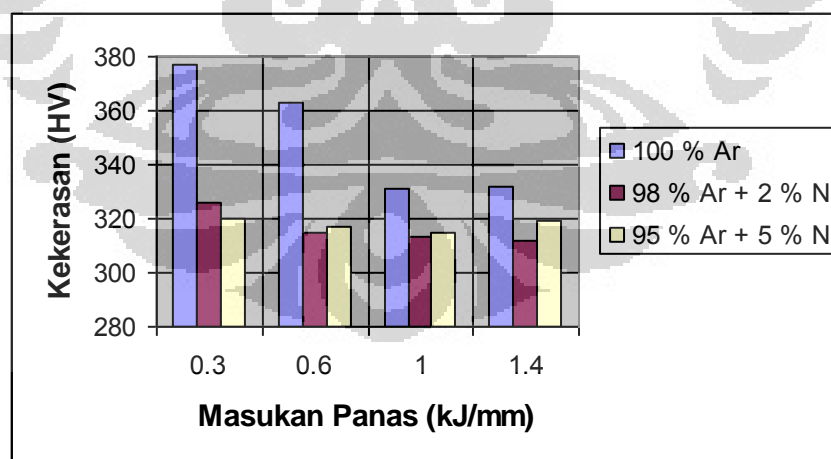
Dari Gambar 4.9 terlihat bahwa nilai kekerasan tertinggi berada pada logam las diikuti HAZ kemudian logam induk. Kenaikan kekerasan dari logam



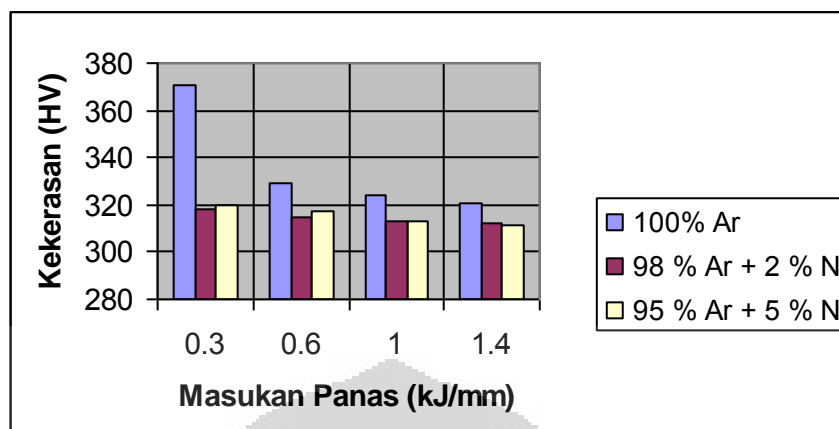
induk, HAZ, dan logam las disebabkan karena adanya tegangan sisa akibat panas yang terlokalisasi di logam las saat proses pengelasan atau biasa disebut tegangan termal.<sup>[29]</sup> Perbedaan temperatur setelah pengelasan mengakibatkan adanya daerah yang meregang dan menekan sehingga terjadi distorsi. Distorsi inilah yang menentukan besarnya tegangan sisa pada logam las. Distorsi dipengaruhi oleh beberapa faktor seperti koefisien termal dan ketebalan. Karena pengelasan dilakukan pada sampel tipis, distorsi tidak begitu terlihat dan dapat dikatakan tegangan sisa juga tidak terlalu besar.

Selain itu, kekerasan pada logam las umumnya juga dipengaruhi oleh dilusi komposisi kimia dari logam pengisi dan gas pelindung yang terlarut. Namun karena pengelasan ini tidak menggunakan logam pengisi, hanya gas pelindung yang terlarut, dalam hal ini gas nitrogen, yang berkontribusi terhadap kenaikan kekerasan. Nitrogen menjadi interstisi pada fasa ferit dan austenit. Interstisi nitrogen ini membuat ikatan antar atom menjadi lebih kuat dikarenakan jarak antar atom yang semakin kecil.

#### 4.3.1 PENGARUH PARAMETER LAS TERHADAP DISTRIBUSI KEKERASAN



Gambar 4.10 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kekerasan di logam las



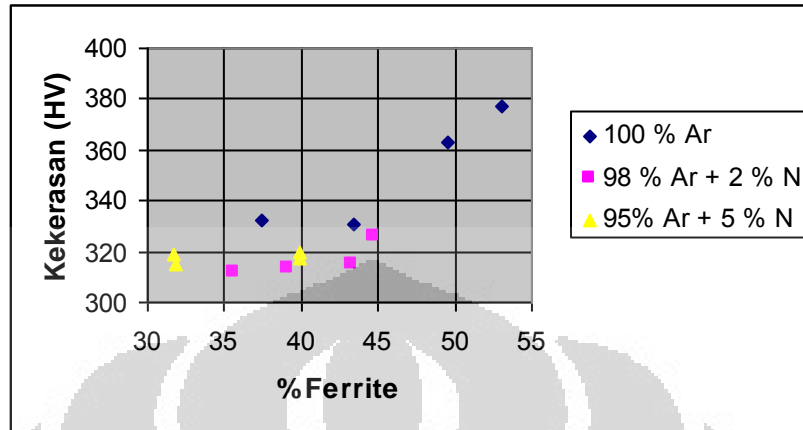
Gambar 4.11 Grafik pengaruh masukan panas terhadap kekerasan di HAZ

Dari Gambar 4.10 dan 4.11 menunjukkan bahwa penambahan gas nitrogen mengakibatkan kekerasan menurun. Hal ini karena nitrogen berperan sebagai pembentuk fasa austenit sehingga cukup banyak fasa austenit yang terbentuk pada struktur duplek ketika gas pelindung dicampurkan nitrogen. Karakteristik fasa austenit adalah memiliki keuletan yang tinggi tapi memiliki kekuatan dan kekerasan yang agak rendah. Namun, bila semakin banyak nitrogen yang ditambahkan, maka akan meningkatkan kekerasan karena nitrogen berperan sebagai interstisi pada struktur duplek.

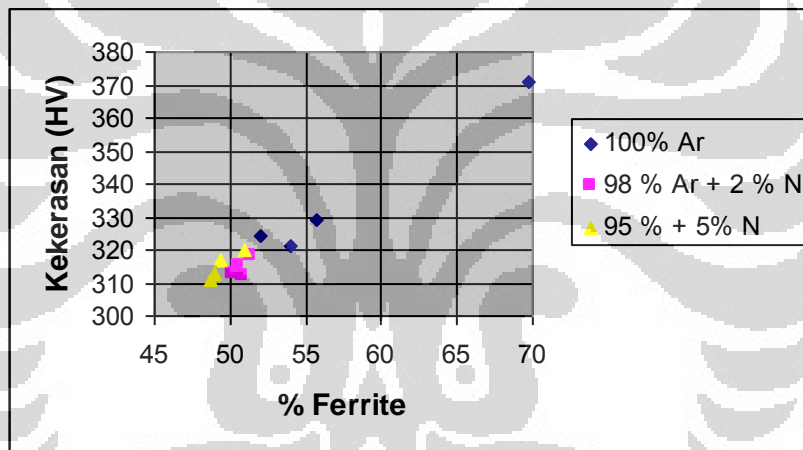
Disamping itu, dari Gambar 4.10 dan 4.11 di atas juga menunjukkan bahwa masukan panas yang rendah memiliki kekerasan yang tinggi. Hal ini disebabkan struktur mikro duplek pada masukan panas yang rendah didominasi fasa ferit akibat tidak cukupnya waktu untuk bertransformasi menjadi austenit. Karakteristik fasa ferit adalah memiliki kekuatan dan kekerasan yang tinggi, tapi memiliki keuletan yang rendah.

Selain fraksi volume fasa ferit atau austenit, bentuk fasa austenit juga mempengaruhi kekerasan. Seperti pada sampel dengan masukan panas 0.3 kJ/mm yang ditunjukkan pada Gambar 4.4 (a) terlihat bahwa fasa austenit berbentuk *flake* kecil. Berbeda dengan masukan panas 1.4 kJ/mm yang ditunjukkan Gambar 4.4 (c) fasa austenit terlihat berbentuk *lathe* besar. Begitu pula ketika gas pelindung 100% argon, hampir semua sampel dengan masukan panas yang berbeda memiliki fasa austenit yang berbentuk *flake* kecil. Fasa yang berbentuk *flake* cenderung

lebih keras dari pada yang *lathe* karena secara morfologi ia memiliki banyak sudut yang bisa menjadi konsentrasi tegangan.



Gambar 4.12 Grafik pengaruh kekerasan terhadap % ferit pada logam las



Gambar 4.13 Grafik pengaruh kekerasan terhadap % ferit pada HAZ

Gambar 4.12 dan 4.13 membantu menjelaskan bahwa struktur mikro duplek mempengaruhi kekerasan pada logam las dan HAZ. Nitrogen yang terlarut sebagai interstisi diperkirakan turut berkontribusi terhadap kekerasan. Namun, pada hasil penelitian ini menunjukkan bahwa interstisi nitrogen tidak begitu signifikan mempengaruhi kekerasan pada logam las dan HAZ karena nitrogen juga berpengaruh terhadap pembentukan fasa austenit yang ulet.

## **BAB V**

### **KESIMPULAN**

Dari hasil penelitian “Pengaruh Masukan Panas dan Komposisi Gas Pelindung terhadap Pengendalian Struktur Mikro Lasan Baja Tahan Karat SAF 2707 Hiperduplex”, ada beberapa hal yang dapat disimpulkan, diantaranya:

1. Pengelasan dengan masukan panas yang dibatasi pada rentang 0.3 kJ/mm - 1.4 kJ/mm dan variasi komposisi gas pelindung antara 100% argon, 98% argon – 2% nitrogen, dan 95% argon – 5% nitrogen memiliki fraksi volume fasa ferit sebesar 31% - 53% pada logam las dan 48% - 70% pada HAZ dimana masih berada pada rentang yang direkomendasikan API TR 938 C.
2. Pengelasan dengan masukan panas yang dibatasi pada rentang 0.3 kJ/mm - 1.4 kJ/mm tidak rentan terhadap pembentukan fasa intermetalik.
3. Pada komposisi gas pelindung yang sama, peningkatan masukan panas menyebabkan menurunnya fraksi volume fasa ferit dan menaikkan fraksi volume fasa austenit.
4. Pada masukan panas yang tetap, penambahan nitrogen pada gas pelindung argon menyebabkan menurunnya fraksi volume fasa ferit dan menaikkan fraksi volume fasa austenit.
5. Penambahan masukan panas dan penambahan nitrogen pada gas pelindung argon menyebabkan geometri lasan menjadi lebih lebar dan semakin dalam penetrasinya.
6. Kekerasan akan meningkat seiring bertambahnya fraksi volume fasa ferit dan daerah logam las merupakan daerah terkeras (312 HV – 377 HV) diikuti HAZ (311 HV – 371 HV) dan logam induk (313 HV).

## DAFTAR PUSTAKA

1. *Datasheet Sandvik SAF 2707 HD (UNS S32707)*. 2006, Sandvik Materials Technology: Sandviken, Sweden. p. 1 - 8.
2. *Datasheet Sandvik Duplex Stainless Steel*. 2009, Sandvik Materials Tecnology: Sandviken, Sweden. p. 1 - 20.
3. Messer, B., V. Oprea, and A. Wright, *Duplex Stainless Steel Welding: BestPractices*, in *Stainless Steel World*. 2007: United States of America. p. 53–63
4. Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. 2005, New Jersey: John Wiley and Sons. 367.
5. Chai, G., et al., *Hiperduplex Stainless Steel for Deep Subsea Application*, in *Stainless Steel World*. 2009. p. 27 - 33.
6. *Welding and Joining Technologies*. First Edition ed, ed. T.J.W. Society. 2010, Tokyo: The Japan Welding Society. 1 - 261.
7. Funderburk, R.S., *A Look at Heat Input*, in *Welding Innovation*. 1999.
8. Miller, D.K. *What Every Engineer Should Know About Welding Procedures*. in *The National Steel Construction Conference Proceeding*. 1997. Chicago, USA.
9. Muthupandi, V., et al., *Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds*. *Materials Science and Engineering: A*, 2003. 358(1–2): p. 9-16.
10. Stenvall, P. and M. Holmquist, *Weld Properties od Sandvik SAF 2707 HD*. *La Metallurgia Italiana*, 2008(October): p. 11 - 18.
11. Lin, Y.C. and P.Y. Chen, *Effect of nitrogen content and retained ferit on the residual stress in austenitic stainless steel weldments*. *Materials Science and Engineering: A*, 2001. 307(1–2): p. 165-171.
12. Huang, H.-Y., *Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments*. *Materials & Design*, 2009. 30(7): p. 2404-2409.
13. Lin, Z., et al. *Influence of Nitrogen and Heat input on Weld Metal of Gas Tungsten Arc Welded High Nitrogen Steel*. in *Proceeding of Sino-Swedish Structural Materrials Symposium*. 2007. Stockholm.

14. Salazar, J.M.G.d., A. Soria, and M.I. Barrena, *The Effect of N<sub>2</sub> Addition upon MIG Welding Process of Duplex Steels*. J Mater Sci, 2007. 42: p. 4892 - 4898.
15. Pettersson, C.-O. and S.-A. Fager, *Welding Practice for The Sandvik Duplex Stainless Steel SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507*. 1995, Sandvik: Sandviken, Sweden. p. 1- 13.
16. *Technical Specification for TIG Welding*, I. CK. Worlwide, Editor. 2008, CK. Worldwide, Inc: Auburn.
17. Abdullah, M.A.F.G., *Structural Characterization, Residual Stress Determination, and Degree of Sensitisation of duplex Stainless Steel Welds*, in *School of Civil, Environmental, and Chemical Engineering*. 2009, RMIT University. p. 265.
18. Florin, C., N. Alin, and D. Dan, *Welds in The Duplex Stainless Steel*. Oradea University, 2010. 9: p. 3.52 - 3.59.
19. Elmer, J.W., T.A. Palmer, and E.d. Specht, *Direct Observation of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steel Using In Situ Synchrotron X Ray Diffraction*. Metallurgical and Materials Transaction, 2007. 38A: p. 47.
20. Kasper, J.S., *The ordering of atoms in the Chi-phase of the Iron-Chromium-Molibdenum system*. Acta Metallurgica,, 1954. 2: p. 456 - 461.
21. Nilsson, J.O. and P. LIU, *Aging at 400-600 °C of submerged arc welds of 22Cr-3Mo-8Ni duplex stainless steel and its effect on toughness and microstructure*. Mat.Sci.Tech., 1991. 7: p. 853-862.
22. Kuroda, T., *Role of Sigma Phase on Hydrogen Embrittlement of Super Duplex Stainless Steel*. Transaction of JWRI, 2005. 34: p. 63 -68.
23. Chen, L., et al., *Influence of cooling rate on microstructure evolution and lubangan corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex Stainless Steel*. Corrosion Science, 2012. 58(0): p. 168-174.
24. Ramirez, A.J., J.C. Lippold, and S.D. Brandi, *Relationship between Chromium Nitride and Austenit sekunder Precilubangation in Duplex Stainless Steel*. Metallurgical and Materials Transaction, 2003. 34A: p. 1575 -1597.

25. Nilsson, J.-O. and P. Kangas, *Influence of Phase Transformations on Mechanical Properties and Corrosion Properties in Duplex Stainless Steel*, in *Stainless Steel World*. 2007. p. 56 - 69.
26. API, *Use of Duplex Stainless Steel in The Oil Refining Industry, Second Edition*, in *API TR 938 C*. 2011, API. p. 36.
27. API, *Recommended Practice Welding Guidelines for the Chemical, Oil, and Gas Industries*, in *API RP 582*. 2009, API. p. 28.
28. ASTM, *Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count*, in *E 562 - 02*. 2002, ASTM International.
29. Westin, E.M., *Welds on The Duplex Stainless Steel LDX 2101. Effects of Microstructure and Weld Oxides on The Corrosion Properties*, in *Department of Materials Science and Engineering, Division of Physical Metallurgy*. 2008, Royal Institute Technology: Stockholm. p. 43.
30. Yang, Y., et al., *The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex Stainless Steel*. *Corrosion Science*, 2011. 53(11): p. 3756-3763.

**LAMPIRAN 1**  
**DATA TEKNIS BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK**

**Seamless tube and pipe**  
**Sandvik SAF 2707**  
**HD**



Current Issue at: 24/06/2011 06:18:13. Supersedes all previous editions

---

**General description**

---

Sandvik SAF 2707 HD is a high alloy duplex (austenitic-ferritic) stainless steel for service in highly corrosive conditions. It is particularly suited to aggressive acidic, chloride-containing environments and is characterized by:

- excellent resistance to pitting and crevice corrosion
- excellent resistance to stress corrosion cracking in chloride-bearing environments
- high resistance to general corrosion
- very high mechanical strength
- physical properties that offer design advantages
- good weldability

---

**Chemical composition (nominal) %**

---

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Others
max	max	max	max	max				
0.030	0.5	1.5	0.035	0.010	27	6.5	4.8	N=0.4 Co=1.0

---

**Standards**

---

Sandvik SAF 2707 HD  
UNS: S32707

**Product standards**

Seamless and welded tube and pipe: ASTM A789, A790

**Approvals**

ASME Code Case 2586-1.



Preapproval for Particular Material Appraisal (PMA), austenitic-ferritic steel Sandvik SAF 2707HD (seamless tube):  
PED (Pressure Equipment Directive) 97/23/EC and AD2000.

---

## Forms of supply

---

### Seamless tube

Seamless tubes in Sandvik SAF 2707 HD can be supplied in typical heat exchanger tube dimensions. Tubes are generally delivered solution annealed, with a pickled or light ground surface condition.

---

## Mechanical properties

---

The following figures apply to solution annealed seamless tubes with wall thicknesses up to 4 mm.

### At 20°C (68°F)

Metric units

Proof strength $R_{p0.2}$ <sup>a)</sup> MPa min.	$R_{p1.0}$ <sup>a)</sup> MPa min.	Tensile strength $R_m$ MPa	Elong. $A^{b)}$ % min.	$A_{2''}$ % min.	Hardness HRC max
700	800	920-1100	25	25	34

Imperial units

Proof strength $R_{p0.2}$ <sup>a)</sup> ksi min.	$R_{p1.0}$ <sup>a)</sup> ksi min.	Tensile strength $R_m$ ksi	Elong. $A^{b)}$ % min.	$A_{2''}$ % min.	Hardness HRC max.
101	116	133-160	25	25	34

$$1\text{MPa} = 1\text{N/mm}^2$$

a)  $R_{p0.2}$  and  $R_{p1.0}$  correspond to 0.2% offset and 1.0% offset yield strength, respectively.

b) Based on  $L_0 = 5.65 \sqrt{S_0}$  where  $L_0$  is the original gauge length and  $S_0$  the original cross-section area.

### At high temperatures

If Sandvik SAF 2707 HD is exposed to temperatures exceeding 250 °C (480 °F), for prolonged periods, the microstructure changes, which results in a reduction in impact strength. This does not necessarily affect the behavior of the material at the operating temperature. For example, heat exchanger tubes can be used at higher temperatures without any problems. Please contact Sandvik for more information.

Metric units

Temperature °C	Proof strength $R_{p0.2}^a$ MPa min.	$R_{p1.0}^a$ MPa min.	Tensile strength $R_m$ MPa min.
50	645	760	900
100	600	670	850
150	560	640	840
200	540	590	830
250	510	570	810
300	500	560	790

Imperial units

Temperature °F	Proof strength $R_{p0.2}^a$ ksi min.	$R_{p1.0}^a$ ksi min.	Tensile strength $R_m$ ksi min.
100	93	113	132
200	87	98	124
300	81	93	122
400	78	85	120
500	74	82	117
600	72	81	114

### Impact strength

Sandvik SAF 2707 HD possesses very good impact strength. Figure 1 shows impact energy (KCV). The ductile-brittle transition temperature is below  $-50^{\circ}\text{C}$  ( $-58^{\circ}\text{F}$ ).

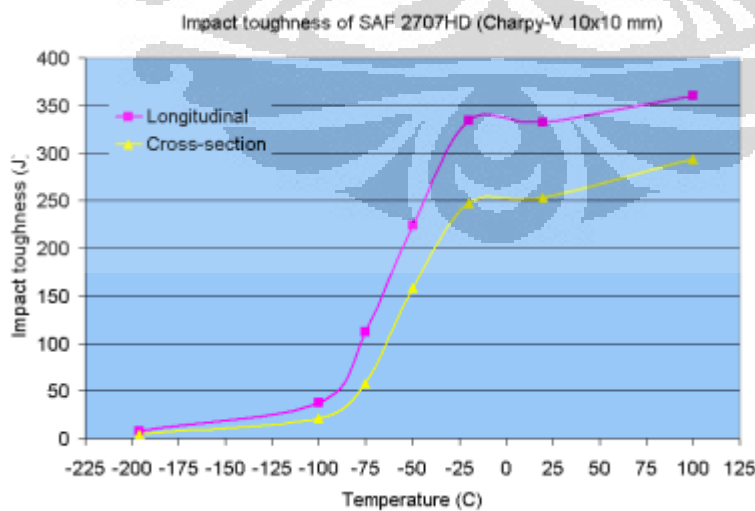


Figure 1. Impact energy curve for Sandvik SAF 2707 HD using standard Charpy V specimens 10x10mm (average of 3 at each temperature). The samples are taken in the longitudinal and transversal direction from 200x13mm hot extruded and solution annealed ( $1100^{\circ}\text{C}$ ) tube.

---

**Physical properties**


---

**Density** ..... 7.8 g/cm<sup>3</sup>, 0.28lb/in<sup>3</sup>

**Specific heat capacity**

Metric units Imperial units

Temperature, °C	J/(Kg °C)	Temperature, °F	Btu/(lb °F)
20	470	68	0.11
100	495	200	0.12
200	530	400	0.13
300	560	600	0.13
400	590	800	0.14

**Thermal conductivity**

Metric units, W/(m °C)

Temperature, °C	20	100	200	300	400
SAF 2707 HD	12	14	16	18	19
AISI 316L	14	15	17	18	20

Imperial units, Btu/(ft h °F)

Temperature, °F	68	200	400	600	800
SAF 2707 HD	7	8	9	10	11
AISI 316L	8	9	10	10	12

**Thermal expansion**

Sandvik SAF 2707 HD has a coefficient of thermal expansion at the same level as carbon steel. The values given are average values in the temperature ranges.

Metric units, x10<sup>-6</sup>/°C

Temperature, °C	30-100	30-200	30-300	30-400
SAF 2707 HD	12.5	13	13.5	14
AISI 316L	16.5	17	17.5	18

Imperial units, x10<sup>-6</sup>/°F

Temperature, °F	86-200	86-400	86-600	86-800
SAF 2707 HD	7	7.5	7.5	7.5
AISI 316L	9.5	9.5	10	10

**Resistivity**

Temperature, °C	μΩm	Temperature, °F	μΩinch
22	0.75	72	29.5

**Modulus of elasticity ( x10<sup>3</sup> )**

Metric units Imperial units

Temperature, MPa	Temperature, Ksi
------------------	------------------

°C		°F	
20	197	68	28.5
100	189	200	27.5
200	178	400	25.7
300	168	600	24.2

## Corrosion resistance

### General corrosion

Sandvik SAF 2707 HD is highly resistant to organic acid corrosion, e.g. formic acid and acetic acid, see Figures 2 and 3. It also remains resistant in contaminated acid. The alloy is, therefore, a competitive alternative to high alloyed austenitic stainless steel and Ni-base alloys in applications where standard austenitic stainless steel corrode at a high rate.

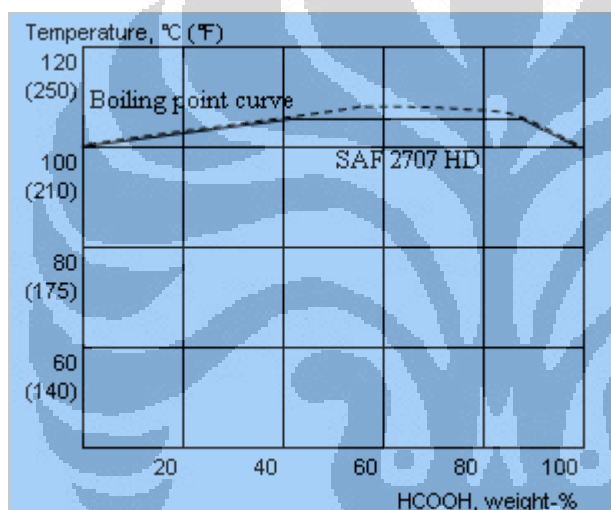


Figure 2. Isocorrosion diagram in naturally aerated formic acid. The curve represents a corrosion rate of 0.1mm/year (4mpy) in a stagnant test solution.

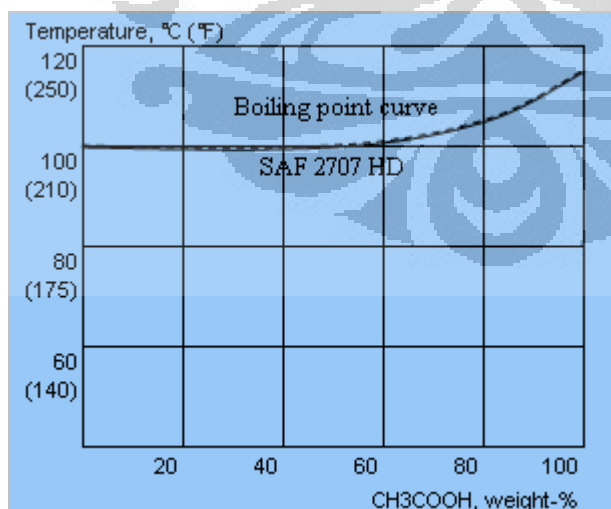


Figure 3. Isocorrosion diagram in naturally aerated acetic acid. The curve represents a corrosion rate of 0.1mm/year (4mpy) in a stagnant test solution.

Resistance to inorganic acids is comparable to, or even better than that of high alloy austenitic baja tahan karats in certain concentration ranges. Figure 4 shows an isocorrosion diagram for sulphuric acid, where the resistance of

Sandvik SAF 2707 HD in up to 50% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> exceeds the resistance of Sandvik SAF 2507 and 316L.

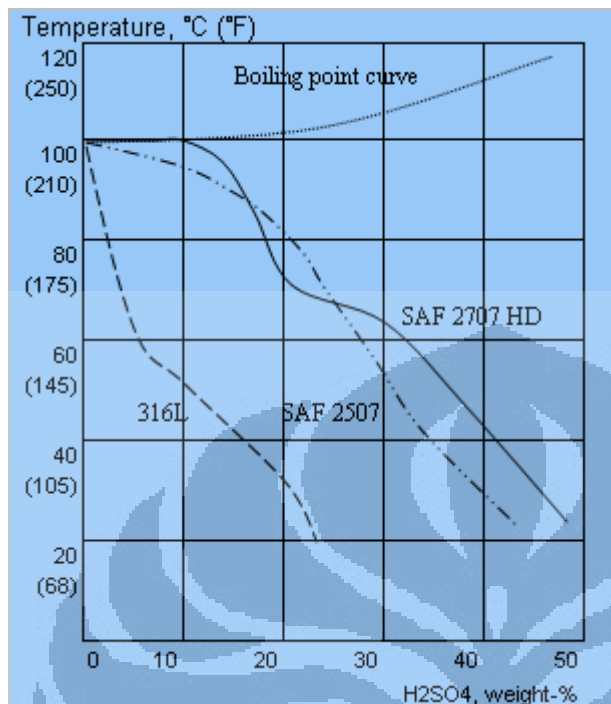


Figure 4. Isocorrosion diagram in naturally aerated sulphuric acid. The curves represent a corrosion rate of 0.1 mm/year (4 mpy) in a stagnant test solution.

#### Lubangan and crevice corrosion

The pitting and crevice corrosion resistance of stainless steel is primarily determined by the content of chromium, molybdenum and nitrogen. An index for comparing the resistance to lubangan and crevice corrosion in chloride environments is the PRE number (Pitting Resistance Equivalent). The PRE is defined as, in weight % :  $PRE = \%Cr + 3.3 \times \%Mo + 16 \times \%N$ . The minimum PRE value for SAF 2707 HD is 48.

One of the most severe lubangan corrosion tests, applied to stainless steel, is ASTM G48 i.e. exposure to 6% FeCl<sub>3</sub>. In a modified version of the ASTM G48A test, the sample is exposed for periods of 24 hours. When lubangs are detected, together with a substantial weight loss (> 5 mg), the test is interrupted. Otherwise, the temperature is increased by 5°C (9°F) and the test continued with the same sample.

The corrosion resistance of Sandvik SAF 2707 HD in oxidizing chloride solutions is illustrated by critical pitting temperature (CPT), determined in a "Green-Death" solution (1% FeCl<sub>3</sub> + 1% CuCl<sub>2</sub> + 11% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 1.2% HCl).

The crevice corrosion test was performed in 6% FeCl<sub>3</sub> with a crevice specified in the MTI-2 procedure, where an artificial crevice is mounted on the sample with a torque of 0.28 Nm. The values obtained and a comparison with Sandvik SAF 2507 are given in Figure 5. All test results show significantly higher values for Sandvik SAF 2707 HD than for Sandvik SAF 2507.

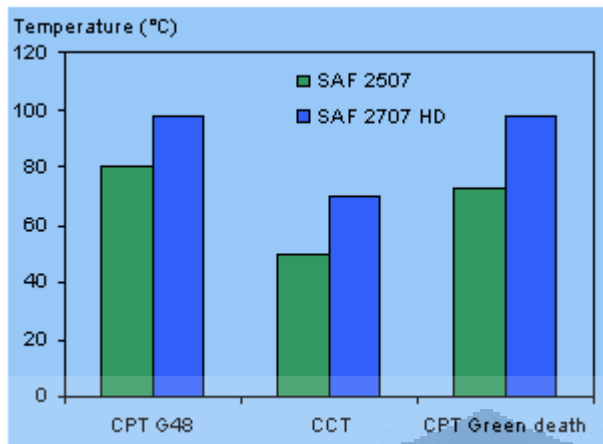


Figure 5. Temperatur kritis lubang measured in modified G48A and "Green death". Critical crevice corrosion temperature obtained in testing with a crevice specified in the MTI-2 procedure.

Potentiostatic tests in solutions with different chloride contents are reported in Figure 6. The CPT value for Sandvik SAF 2707 HD is significantly better than for Sandvik SAF 2507 in highly concentrated chloride solutions. Figure 7 shows the effect of increased acidity. Sandvik SAF 2707 HD shows higher CPT values than austenitic stainless steel of the 6Mo+N type, especially at low pH values. In both cases the applied potential is 600mV vs SCE, a very high value compared with that which could be expected in natural, unchlorinated seawater, resulting in lower critical temperatures compared with most practical service conditions.

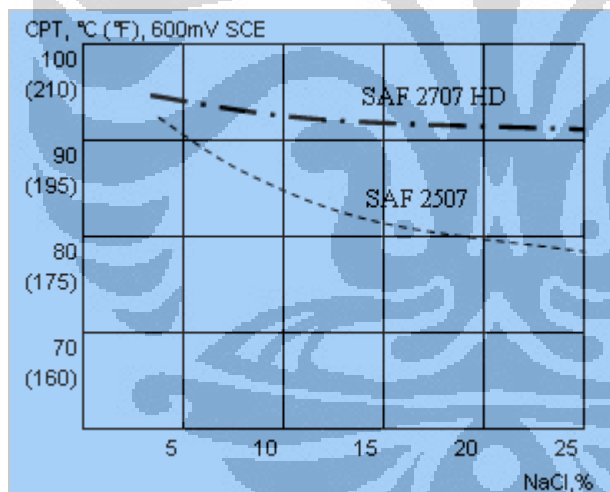


Figure 6. Temperatur kritis lubangans (CPT) at varying concentrations of sodium chloride, from 3 to 25% (potentiostatic determination at +600mV SCE with surface ground with 220 grit paper).

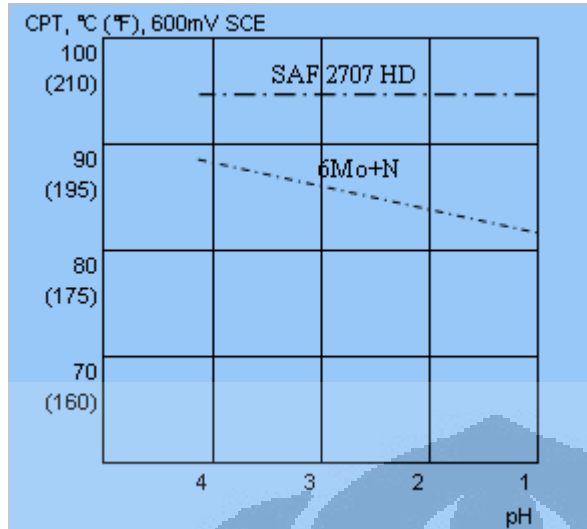


Figure 7. Critical pitting temperatures (CPT) in 3% NaCl with varying pH (potentiostatic determination at +600mV SCE with surface ground with 220 grit paper).

### Stress corrosion cracking

The stress corrosion cracking resistance of Sandvik SAF 2707 HD in chloride environments is excellent.

SCC resistance of Sandvik SAF 2707 HD in chloride solutions at high temperatures is illustrated in Figure 8. In these tests, there were no signs of SCC up to 1000 ppm Cl<sup>-</sup>/300°C and 10000 ppm Cl<sup>-</sup>/250°C.

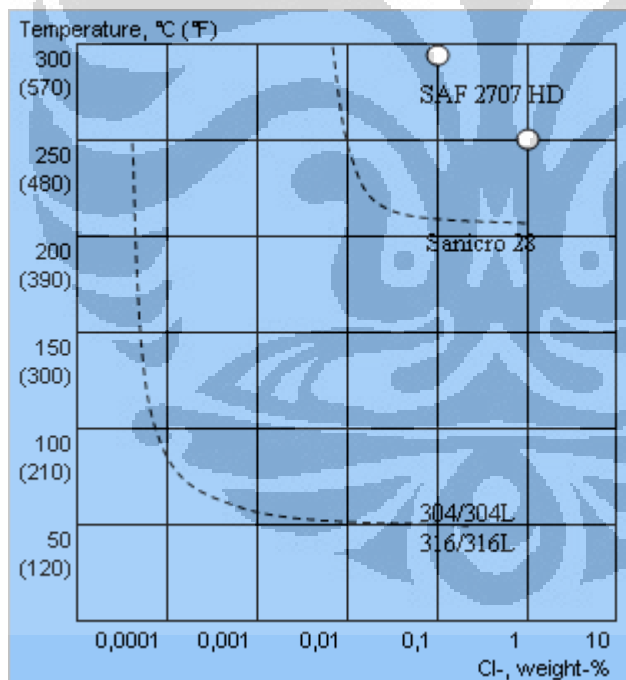


Figure 8. SCC resistance in oxygen-bearing (abt. 8 ppm) neutral chloride solutions. Testing time 1000 hours. Applied stress equal to proof strength at testing temperature.

### Heat treatment

Tubes are normally delivered in the heat treated condition. If additional heat treatment is needed due to further processing, solution annealing is recommended. Please contact Sandvik for further information.

---

## **Welding**

---

Sandvik SAF 2707 HD has good weldability. The austenite reformation in the heat affected zone is good, which gives the welded joint excellent toughness, strength and corrosion resistance.

Matching filler metal is recommended, in order to obtain a weld metal with optimum corrosion resistance and mechanical properties. For this purpose the logam pengisi wire Sandvik 27.9.5.L should be used.

TIG welding is recommended. Welding should be undertaken within the heat input range 0.2-1.5 kJ/mm and with an interpass temperature of 100°C (212°F) maximum. Preheating or post-weld heat treatment is not necessary. Shielding gas should consist of Ar + 2-3% N<sub>2</sub> and root gas should consist of pure welding grade N<sub>2</sub>. For tube to tubesheet welding on duplex tubesheets, Ar + 3% N<sub>2</sub> is recommended to obtain the optimum microstructure of the weld metal.

---

## **Fabrication**

---

### **Bending**

The force needed for bending Sandvik SAF 2707 HD is higher than that for standard austenitic stainless steel, which is a natural consequence of higher proof strength. However, cold bending can be carried out with normal bending methods, and owing to its good ductility, Sandvik SAF 2707 HD can be bent to very close bending radii. Normally, there is no need for subsequent heat treatment. Heat treatment, if any, should be carried out by solution or resistance annealing.

For pressure vessel applications using cold bent tubes, special conditions may apply regarding the minimum bending radii allowed without subsequent heat treatment.

### **Expanding**

Compared to austenitic stainless steel, Sandvik SAF 2707 HD has higher proof and tensile strengths. This must be kept in mind when expanding tubes into tubesheets. Normal expanding methods can be used, but the expansion requires higher initial force and should be undertaken in a one-step operation. If the service conditions include a high chloride concentration, tube to tubesheet joints should generally be welded, in order to reduce the risk of crevice corrosion.

### **Machining**

Being a dual phase material (austenitic-ferritic), Sandvik SAF 2707 HD will present a different tool wear profile from that of austenitic stainless steel. The cutting data (speed and feed) must, therefore, be lower than that recommended for austenitic grades. Further information is available on request.



---

## Applications

---

Sandvik SAF 2707 HD is a high performance duplex stainless steel intended for use in aggressive acidic, chloride-containing environments. A typical application example is tubular heat exchangers, operating in process industries, such as oil refineries, petrochemical and chemical plants.

### Disclaimer

-----  
-----

Recommendations are for guidance only, and the suitability of a material for a specific application can be confirmed only when we know the actual service conditions. Continuous development may necessitate changes in technical data without notice.

This data sheet is only valid for Sandvik material. Other material, covering the same international specifications, does not necessarily comply with the mechanical and corrosion properties presented in this datasheet.

A document from the Sandvik Materials Technology web-site.



## LAMPIRAN 2

## FOTO MIKRO LASAN BAJA TAHAN KARAT SAF 2707 HIPERDUPEK

A. 95 % Ar + 5 % N

## 1. HI 0.3

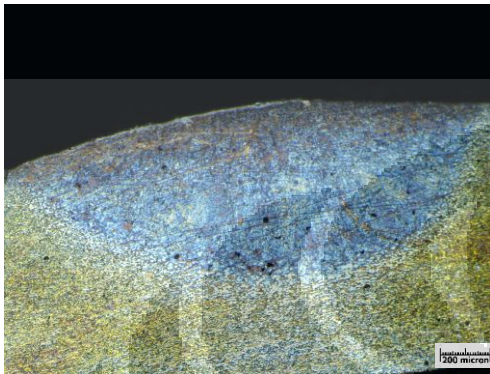
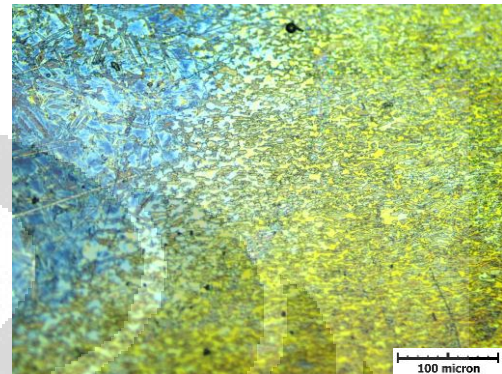
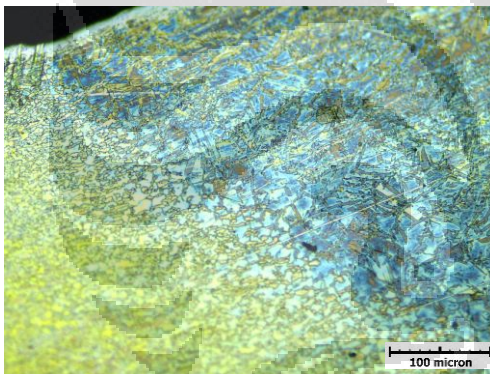


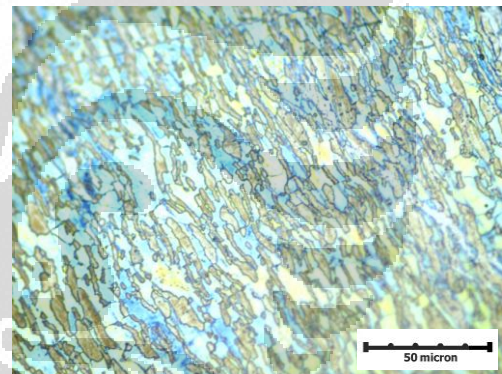
Foto Makro 50x



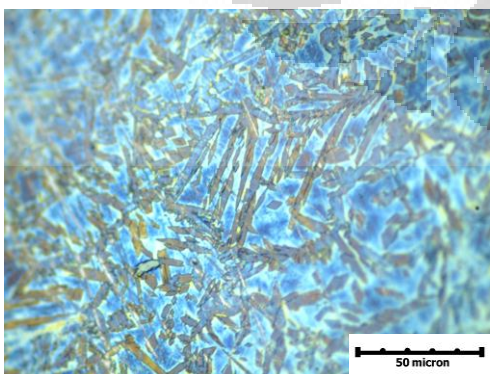
WM-HAZ-BM 200x



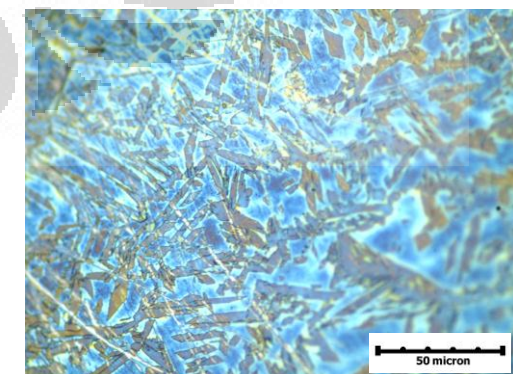
WM- HAZ 200 x`



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

## 2. HI 0.6

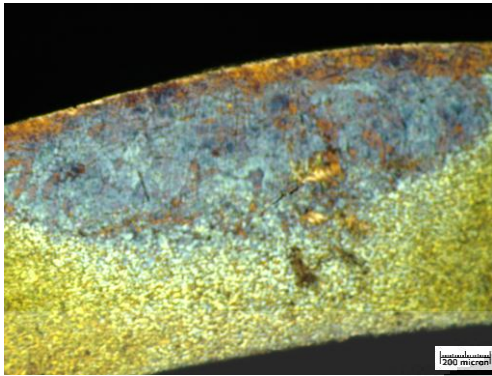
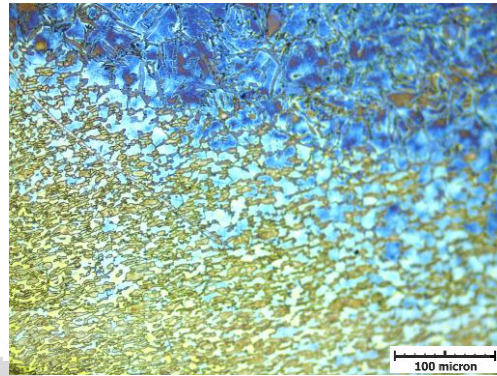
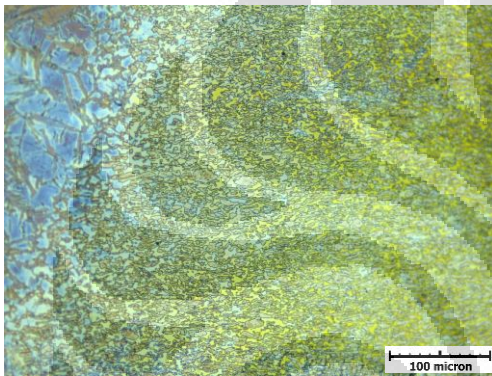


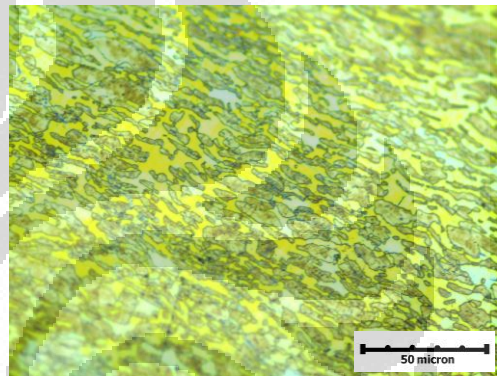
Foto Mikro 50x



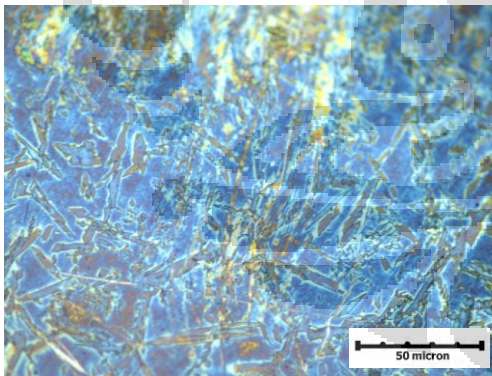
WM-HAZ-BM 200x



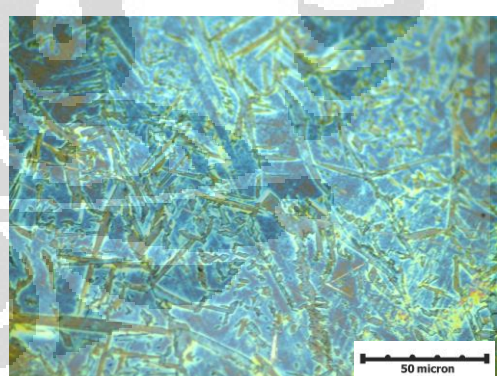
WM- HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

### 3. HI 1.0

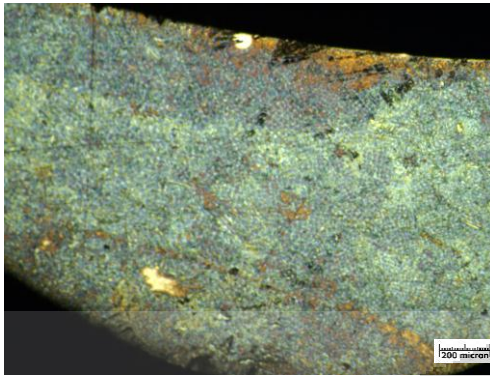
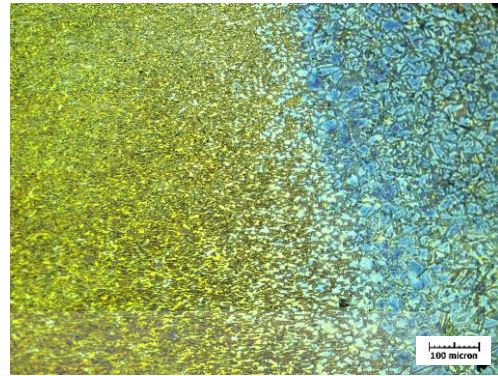
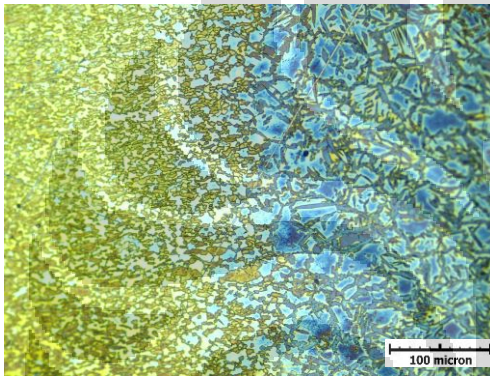


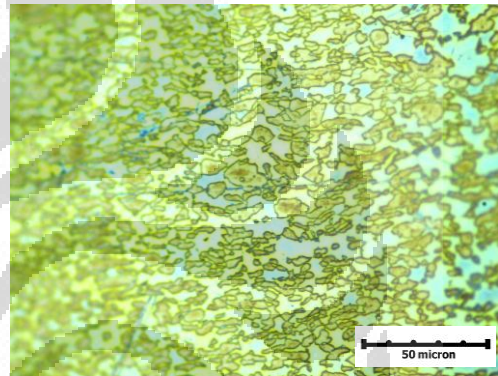
Foto Makro 50 x



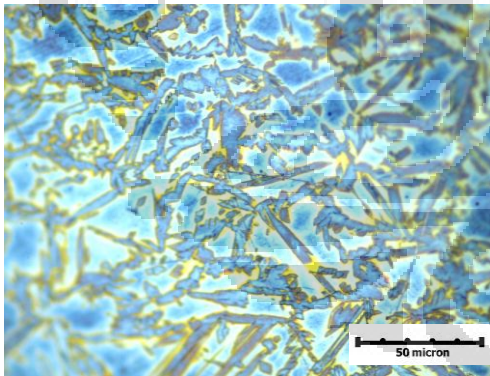
BM- HAZ-WM 100 x



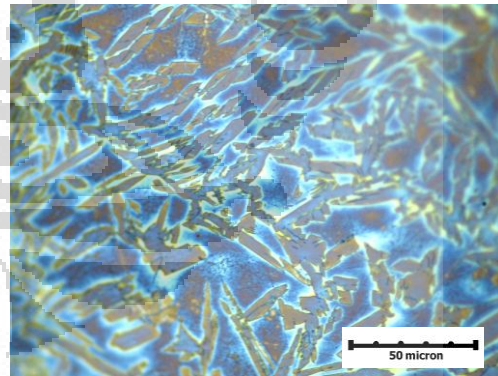
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

## 4. HI 1.4

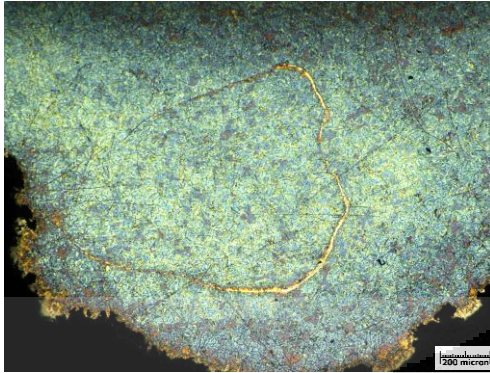
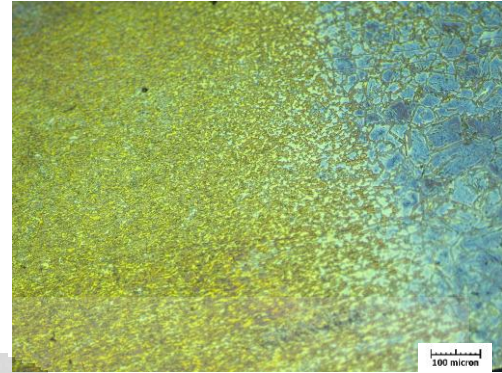
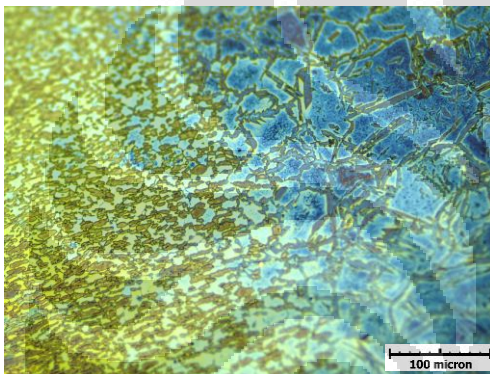


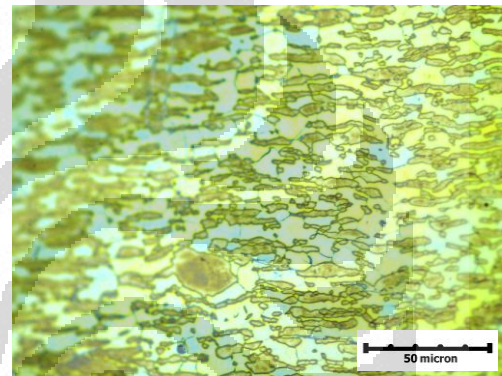
Foto Makro 50 x



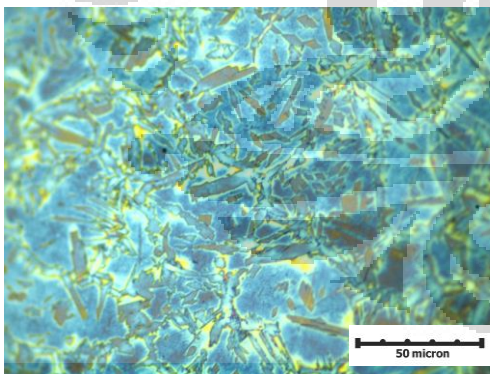
BM- HAZ-WM 100 x



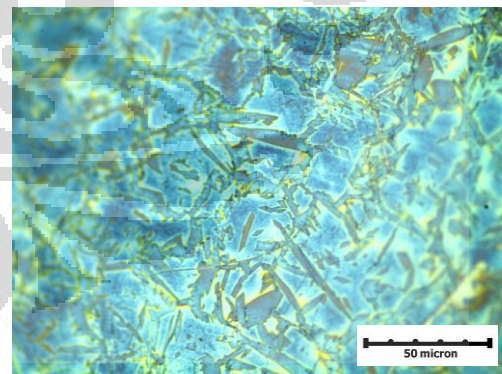
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

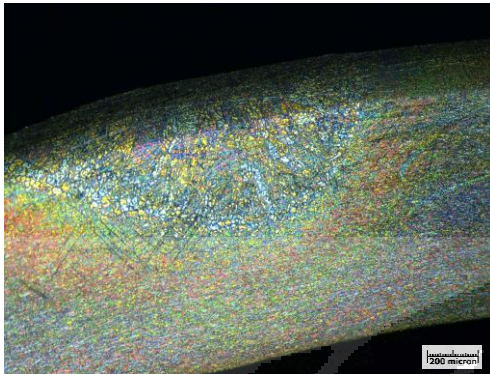
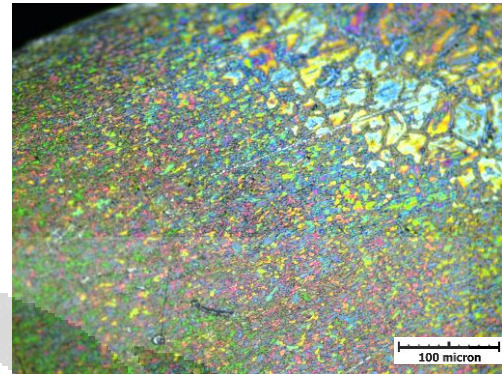
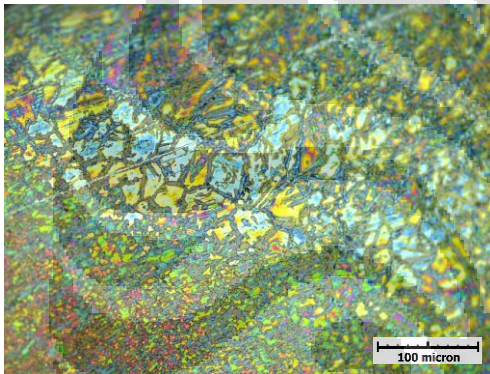
**B. 98% Ar + 2 % N****1. HI 0.3**

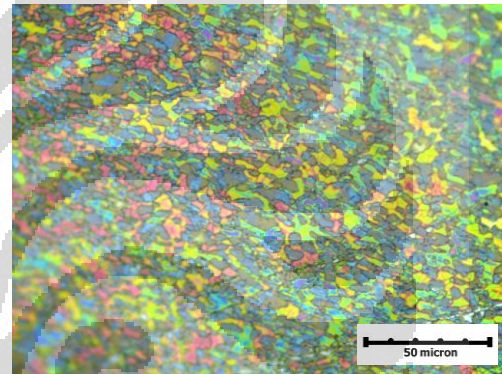
Foto Makro 50 x



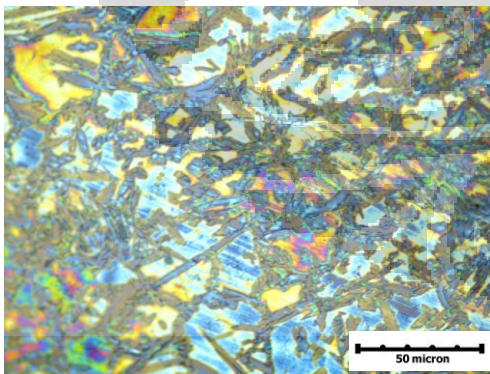
WM-HAZ-BM 200 x



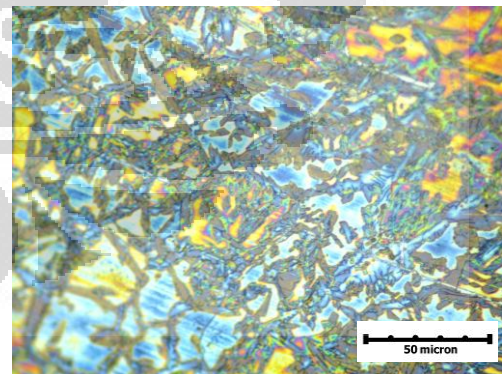
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

## 2. HI 0.6

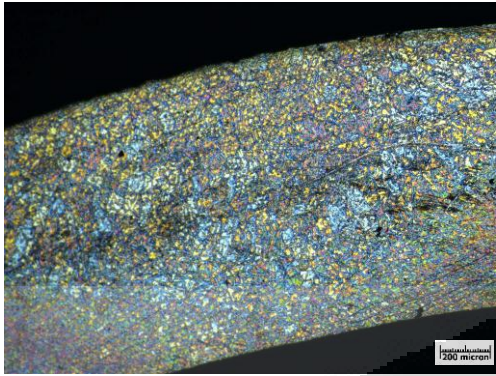
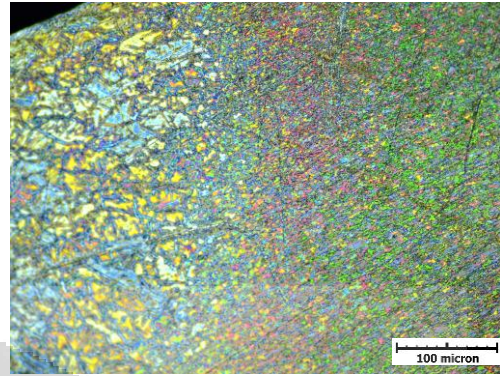
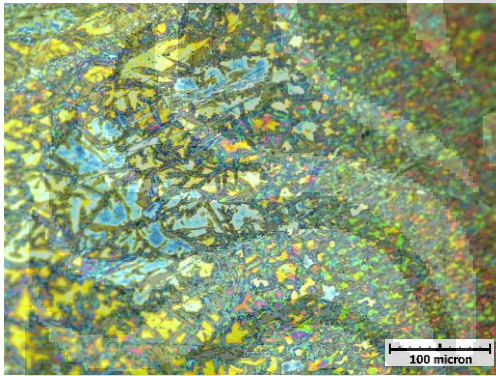


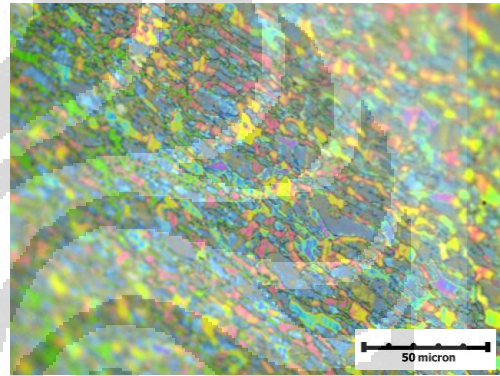
Foto Makro 50 x



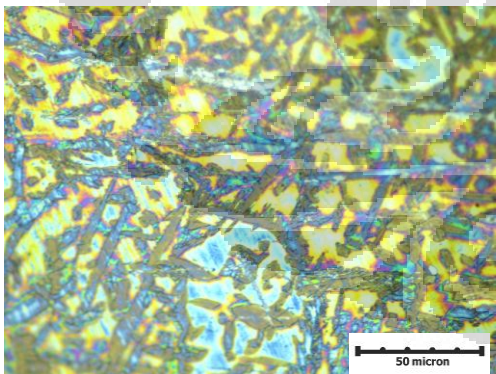
WM-HAZ-BM 200 x



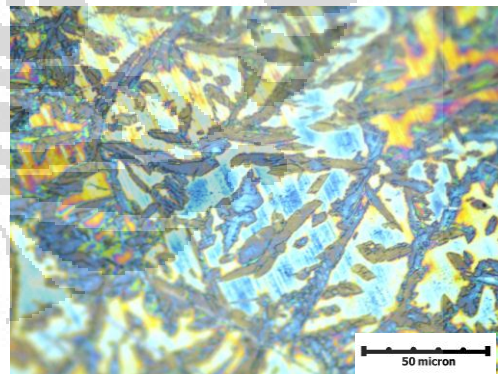
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

### 3. HI 1.0

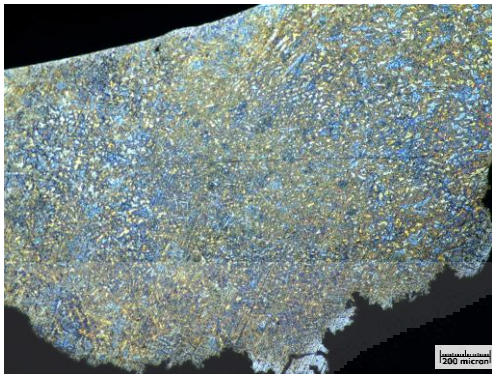
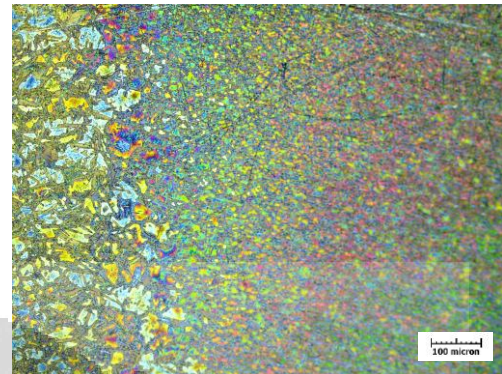
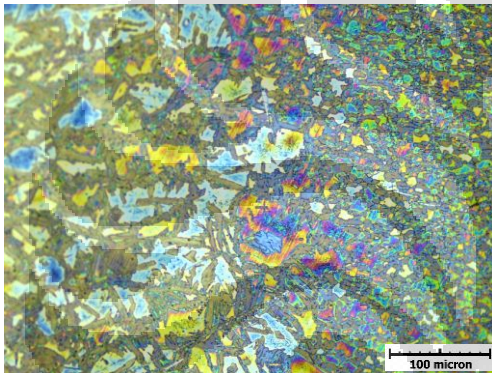


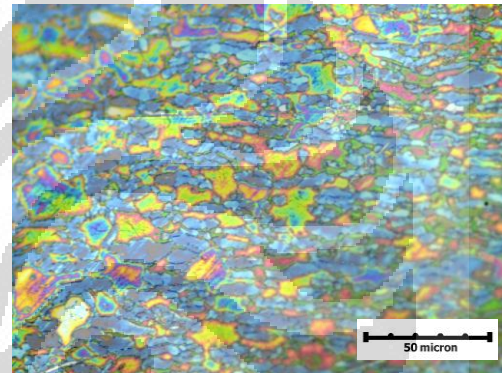
Foto Mikro 50 x



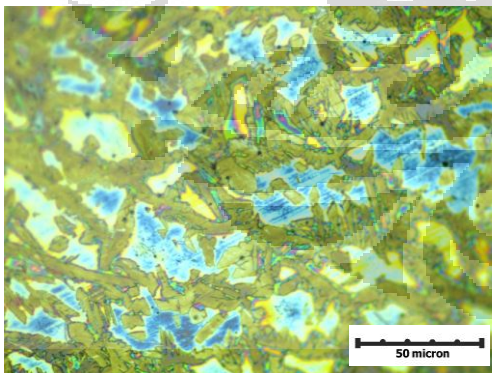
WM-HAZ 100 x



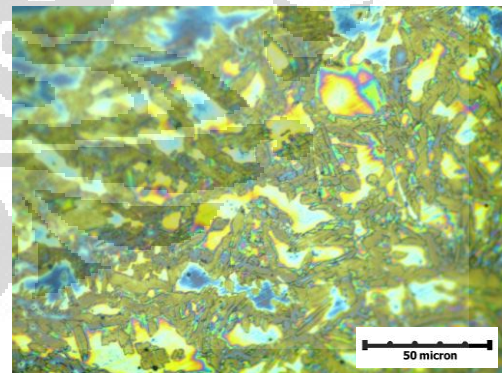
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x



## 4. HI 1.4

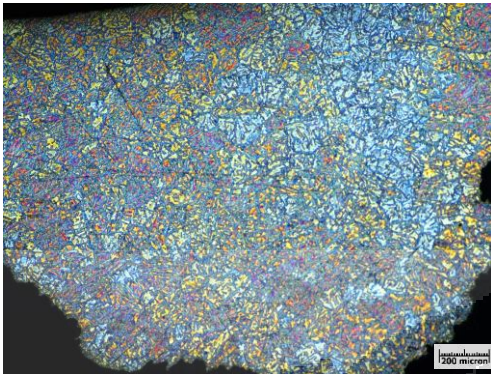
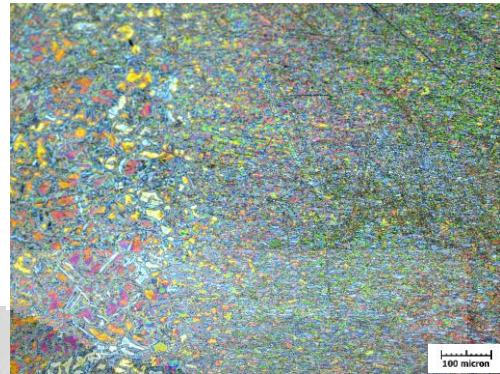
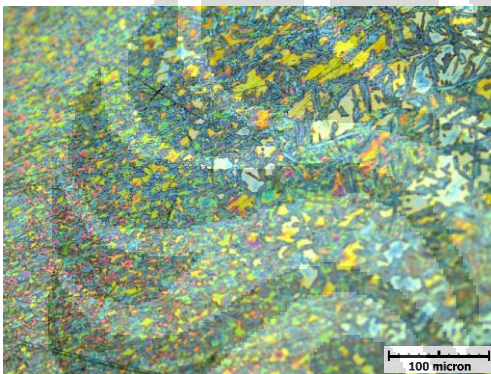


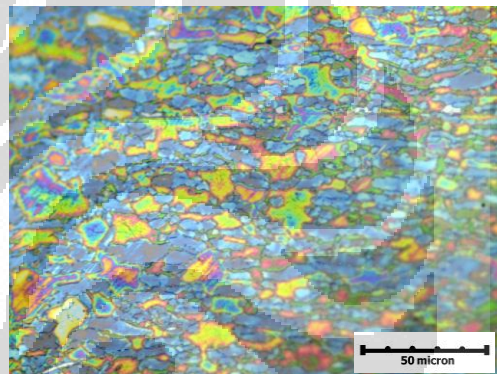
Foto Mikro 50 x



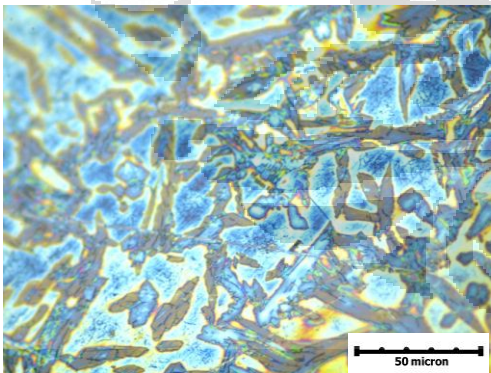
WM-HAZ 100 x



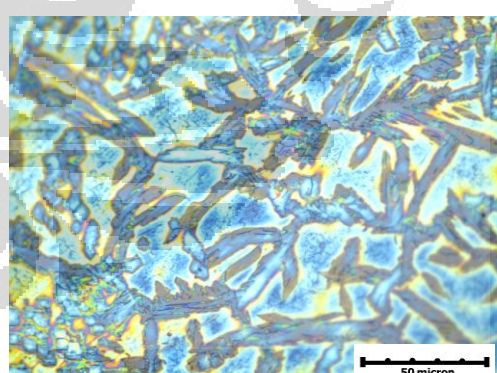
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

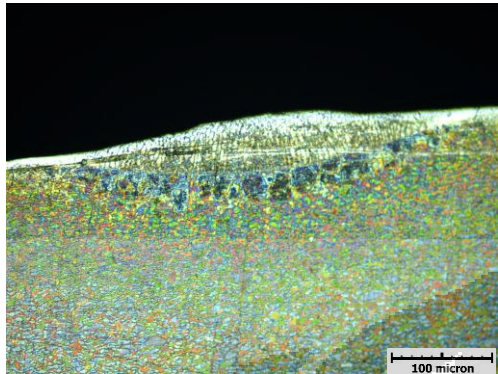
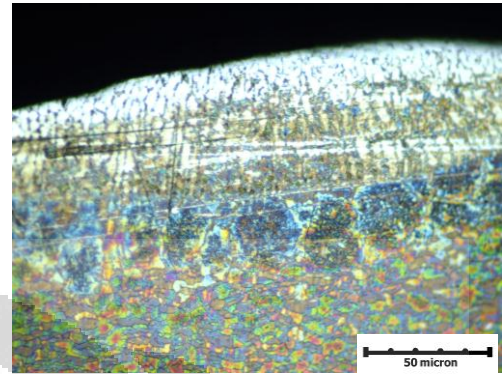
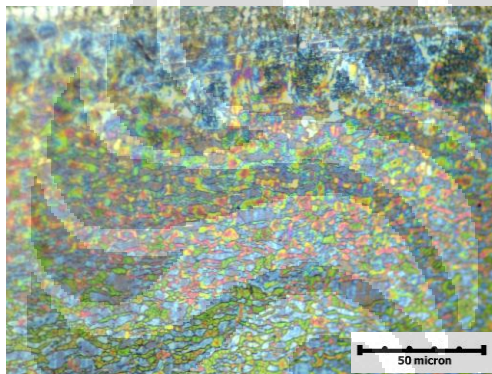
**C. Ar 100 %****1. HI 0.3**

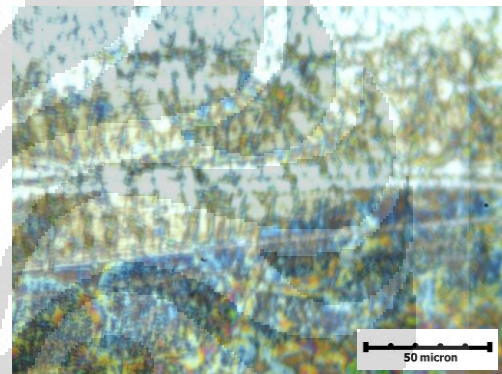
Foto Makro 200 x



WM-HAZ 500 x



HAZ 500 x



WM 1000 x

## 2. HI 0.6

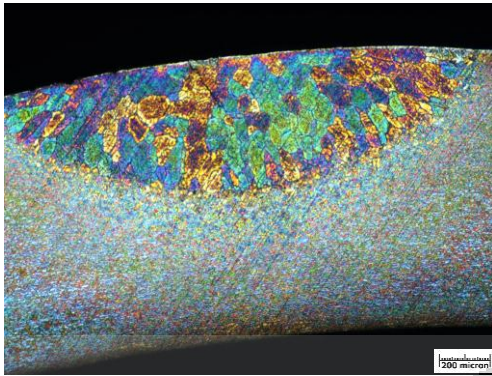
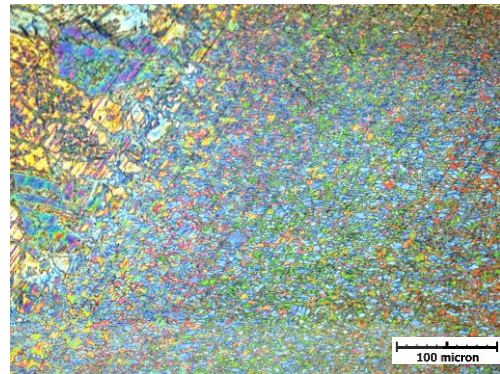
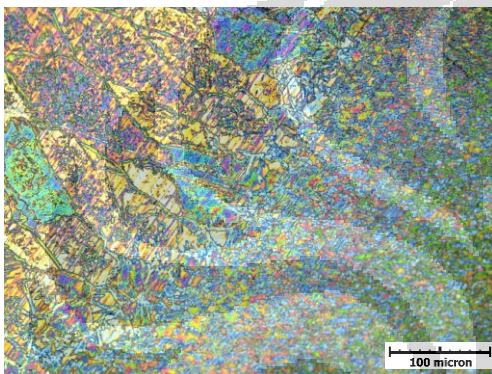


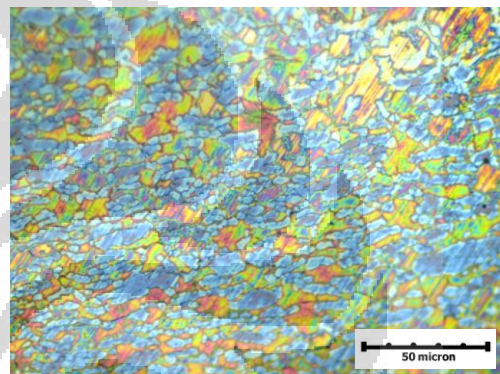
Foto Makro 50 x



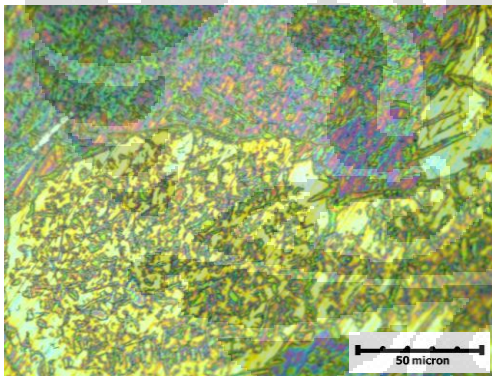
WM-HAZ-BM 200 x



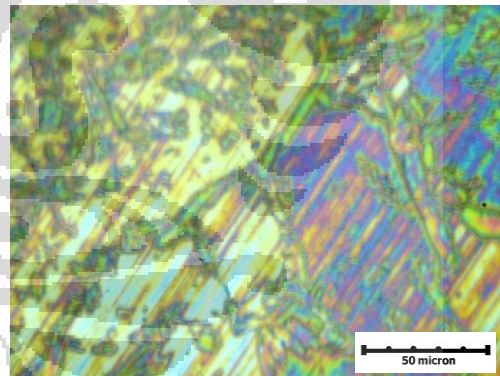
WM-HAZ 200 x



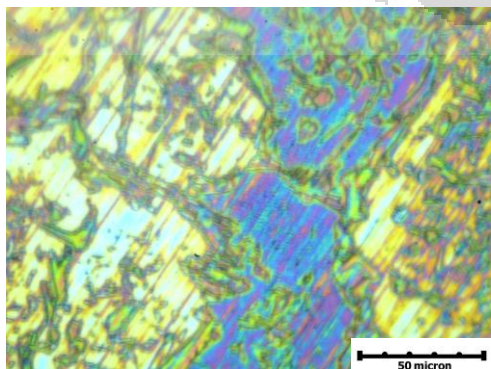
HAZ 500 x



WM 500 x



WM 1000 x



WM 1000 x

### 3. HI 1.0

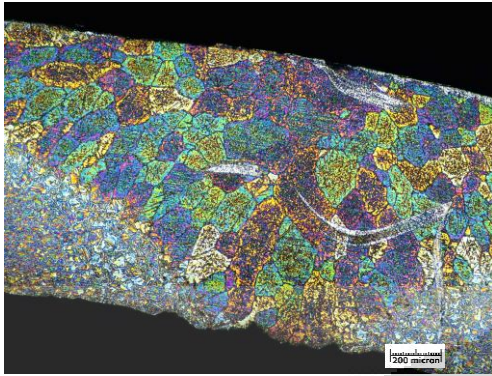
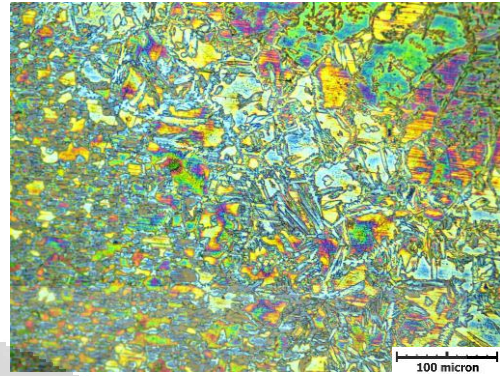
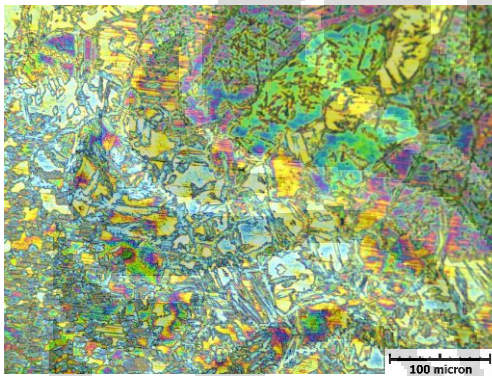


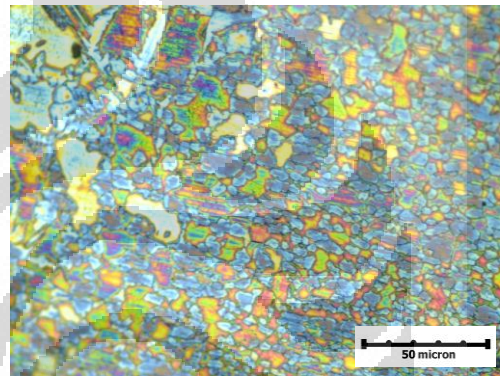
Foto Makro 50 x



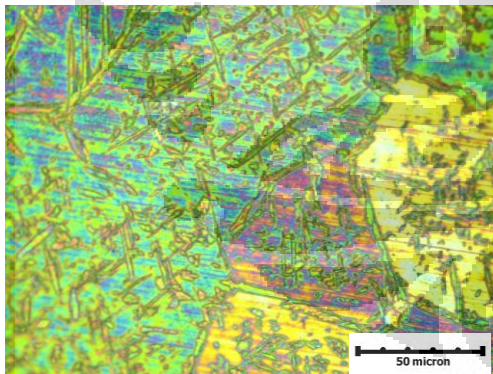
WM-HAZ-BM 200 x



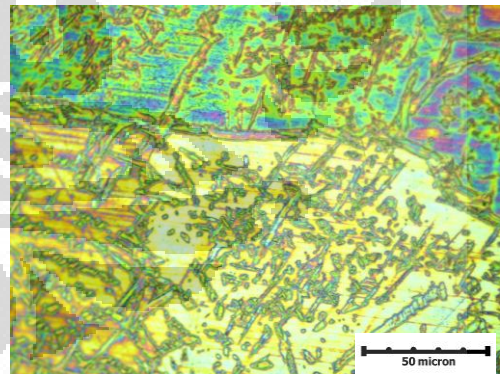
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

## 4. HI 1.4

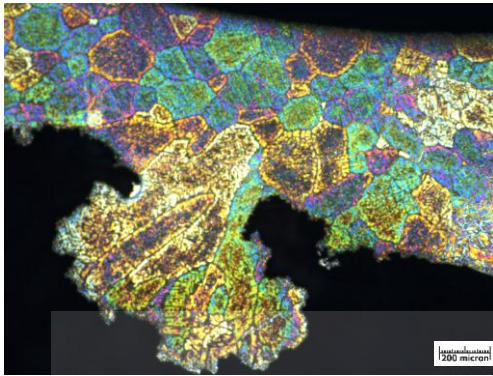
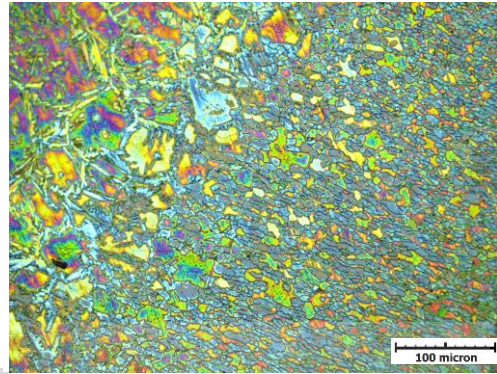
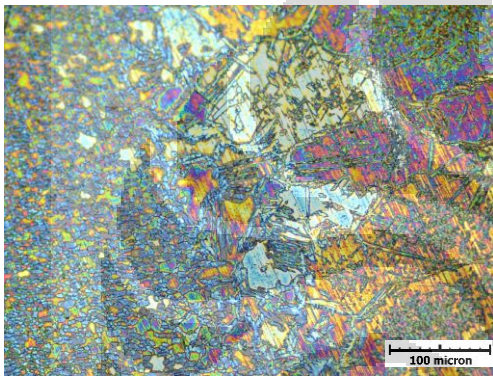


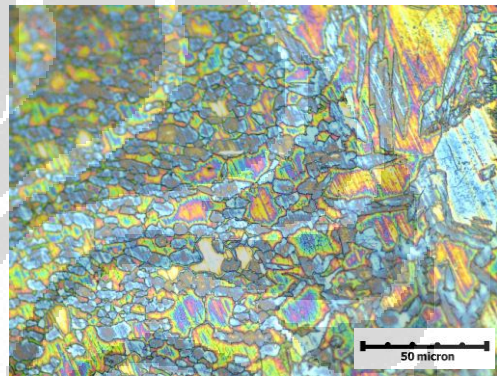
Foto Makro 50 x



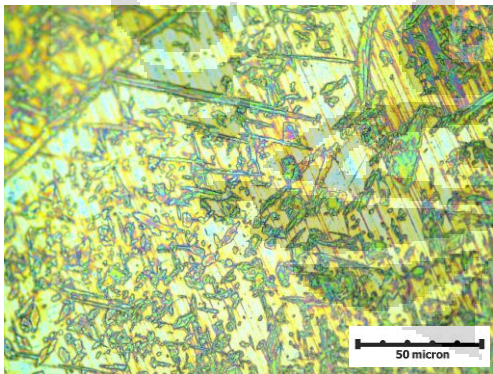
WM-HAZ-BM 200 x



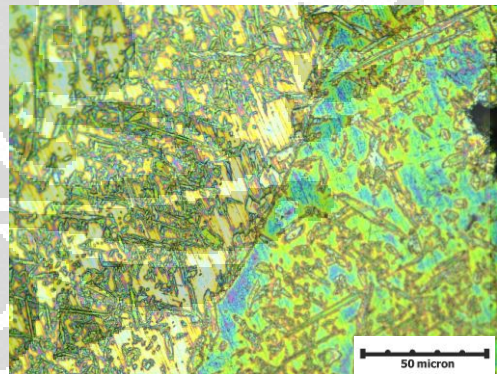
WM-HAZ 200 x



HAZ 500 x



WM 500 x



WM 500 x

**LAMPIRAN 3**  
**DATA PERHITUNGAN FRAKSI VOLUME FASA FERIT**

Masukan Panas (kJ/mm)	100 % Ar		98% Ar + 2 % N		95% Ar + 5 % N	
	HAZ	Logam Las	HAZ	Logam Las	HAZ	Logam Las
0.3	69.7	54.3	51.4	46.2	51	38.7
		52.4		44.1		42.3
		52		44.2		41.8
		52.8		44.4		39
		53.7		44.7		37.7
Rata-rata	69.7	53.04	51.4	44.72	51	39.9
0.6	55.7	48	50.5	43.9	49.3	38.7
		45.4		44.7		41.3
		47.3		47.2		39
		50.3		41.9		39.8
		56.6		38.8		40.6
Rata-rata	55.7	49.52	50.5	43.3	49.3	39.88
1	52	46.4	50.2	38.4	49	34.9
		44.7		38.8		30.2
		45.4		41		28.5
		47.3		38.6		30.8
		48		38.5		34.5
Rata-rata	52	46.36	50.2	39.06	49	31.78
1.4	54	38.6	50.8	33.6	48.7	33.8
		37.7		37		31
		36.8		37		31.4
		35.9		34.8		31.4
		38.2		35.4		31
Rata-rata	54	37.44	50.8	35.56	48.7	31.72

**LAMPIRAN 4**  
**DATA PENGUJIAN KEKERASAN DENGAN MIKRO VICKERS**

Masukan panas (kJ/mm)	95 % Ar + 5 % N			98 % Ar + 2 % N			100 % Ar		
	Logam Induk	HAZ	Logam Las	Logam Induk	HAZ	Logam Las	Logam Induk	HAZ	Logam Las
0.3	320	321	319	320	322	334	320	360	378
	310	314	306	310	314	312	310	382	375
	308	324	336	308	317	332	308	370	377
Rata-rata		320	320		318	326			
0.6		318	308		308	339		329	332
		318	318		320	306		317	394
		313	328		318	343		340	364
Rata-rata		317	318		315	329		329	363
1		303	318		312	312		317	334
		309	316		318	320		331	336
		329	312		308	317		323	323
Rata-rata		313	315		312	316		324	331
1.4		313	319		309	299		302	324
		305	321		313	345		342	333
		315	318		315	307		320	337
Rata-rata	313	311	319	313	312	317	313	321	331