



UNIVERSITAS INDONESIA

**PERILAKU KOROSI PADA DAERAH LASAN METODA
GTAW PIPA BAJA SAF 2707 *HYPERDUPLEX***

SKRIPSI

HARIANSYAH PERMANA

0806455710

FAKULTAS TEKNIK

PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL

DEPOK

JANUARI 2012



UNIVERSITAS INDONESIA

**PERILAKU KOROSI PADA DAERAH LASAN METODA
GTAW PIPA BAJA SAF 2707 *HYPERDUPLEX***

SKRIPSI

Diajukan sebagai salah satu syarat untuk memperoleh gelar sarjana teknik

HARIANSYAH PERMANA

0806455710

FAKULTAS TEKNIK

PROGRAM STUDI TEKNIK METALURGI DAN MATERIAL

DEPOK

JANUARI 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 : Hariansyah Permana

NPM : 0806455710

Tanda Tangan : 

Tanggal : 17 Januari 2012

HALAMAN PENGESAHAN

Skripsi ini diajukan oleh ,

Nama : Hariansyah Permana
NPM : 0806455710
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Skripsi : Perilaku Korosi Pada Daerah Lasan Metoda
GTAW Pipa Baja SAF 2707 *Hyperduplex*

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

DEWAN PENGUJI

Pembimbing : Ir. Rini Riastuti, M.Sc ()

Penguji 1 : Dr. Ir. Muhammad Anis, M.Met ()

Penguji 2 : Dra. Sari Katili, M.S ()

Ditetapkan di : Depok

Tanggal : 17 Januari 2012

KATA PENGANTAR

Puji syukur Saya panjatkan kepada Tuhan Yang Maha Esa karena berkat dan Rahmat-Nya, Penulis dapat menyelesaikan tugas akhir dengan baik tanpa adanya hambatan yang cukup berarti dalam pengujian sampai akhirnya dapat menyelesaikan Skripsi ini tepat pada waktunya. Penulisan Skripsi ini dilakukan dalam rangka untuk memenuhi salah satu syarat untuk menggapai gelar Sarjana Teknik (ST) Program Studi Teknik Metalurgi dan Material pada Fakultas Teknik Universitas Indonesia.

Penulis menyadari bahwa, tanpa bantuan dan bimbingan dari berbagai pihak, sangatlah sulit bagi Penulis untuk menyelesaikan masa perkuliahan dan skripsi ini. Oleh karena itu Penulis mengucapkan terima kasih kepada:

1. Ir. Rini Riastuti, M.Sc, selaku dosen pembimbing yang telah menyediakan waktu dan pikiran untuk mengarahkan Penulis dalam penyusunan Skripsi ini.
2. Prof. Dr-Ing. Ir. Bambang Suharno, selaku Kepala Departemen Metalurgi dan Material FTUI.
3. Dr. Ir. Myrna Ariati Mochtar, M.S, selaku Pembimbing Akademis Penulis selama menempuh studi di Teknik Metalurgi dan Material.
4. Semua dosen beserta karyawan yang ada di Departemen Metalurgi dan Material FTUI, yang telah memberikan bimbingan selama masa perkuliahan.
5. Orang tua Penulis : Syahnil dan Magdalena, beserta adik-adik penulis : Nia, Icha, dan Tasya yang telah memberikan bantuan dukungan moral dan materil serta semangat hingga Penulis dapat menyelesaikan Skripsi ini.
6. Teman-teman seperjuangan : Terry, Fadli, Agasa, Cyintia, dan Lilah yang sangat membantu selama proses pengerjaan Skripsi ini.
7. Bapak Tarjo, Bapak Yusuf, dan Karyawan BPPT yang telah membantu Penulis selama melakukan pengujian mekanis sampel.
8. Bapak Hardja BATAN yang telah membantu Penulis selama melakukan pengujian tak rusak.

9. Seluruh asisten dan teknisi laboratorium Departemen Teknik Metalurgi dan Material FTUI atas kesediaannya membantu Penulis dalam pemakaian alat pengujian.
10. Alumni Metal 06 : Fandi, Fiki, Riki, Choki yang telah mengizinkan dan membantu Penulis dalam melakukan pengujian mekanis di Perusahaan X.
11. Teman-teman Metalurgi angkatan 2008 yang telah memberikan pengalaman indah selama masa perkuliahan. Solid, Tangguh, dan Tanggung Jawab.
12. Teman-teman BUPIS : Heri, Nova, Didi, Spy, Tezarudin, Dimas, Eja, yang memberikan dukungan dan doa serta telah menyempatkan waktunya untuk hang out, bermain futsal, dan bermain PES.
13. Lawan-lawan tangguh PES 2011-2012, yang telah banyak menemani kejenuhan selama perkuliahan dan penyelesaian Skripsi ini.
14. Seluruh Senior dan Junior Metalurgi yang banyak membantu selama perkuliahan.
15. Teman kontrakan : Imam, yang telah sama-sama berjuang selama 3,5 tahun.
16. Seluruh Pihak yang membantu dalam proses pengerjaan Skripsi ini.

Akhir kata, Penulis ingin mengucapkan ucapan terima kasih yang sebesar-besarnya kepada seluruh pihak, baik yang telah disebut maupun tidak. Harapannya dengan adanya Skripsi ini dapat memicu semangat baik untuk diri penulis maupun untuk semua pihak dalam pengembangan ilmu pengetahuan.

Depok, Januari 2012

Penulis

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

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

Nama : Hariansyah Permana
NPM : 0806455710
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Departemen : Metalurgi dan Material
Fakultas : Teknik
Jenis Karya : Skripsi

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

**“PERILAKU KOROSI PADA DAERAH LASAN METODA GTAW PIPA
BAJA SAF 2707 HYPERDUPLEX”**

beserta perangkat yang ada (jika diperlukan). Dengan Hak Bebas Royalti Noneklusif ini, Universitas Indonesia berhak menyimpan, mengalihmedia atau 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 Januari 2012

Yang menyatakan



(Hariansyah Permana)

ABSTRAK

Nama : Hariansyah Permana
NPM : 0806455710
Program Studi : Teknik Metalurgi dan Material
Judul Skripsi : **Perilaku Korosi Pada Daerah Lasan Metoda GTAW Pipa Baja SAF 2707 *Hyperduplex***

Baja tahan karat jenis *duplex* sudah banyak diaplikasikan pada industri minyak dan gas serta pembangkit tenaga sebagai pipa *cooling system* dengan kondisi lingkungan dan temperatur yang cukup ekstrem. Dalam hal ini baja tahan karat jenis *duplex* tipe terbaru yaitu SAF 2707 HD yang telah diketahui sifat ketahanan korosinya yang paling baik di kelasnya, namun masih belum banyak yang meneliti bagaimana pengaruhnya setelah dilakukan pengelasan. Pemrolehan komposisi fasa yang tidak setimbang dan munculnya presipitat pada hasil proses pengelasan dapat menurunkan sifat mekanik dan ketahanan korosinya. Oleh karena itu diperlukan parameter pengelasan yang tepat agar tetap dapat mempertahankan sifat ketahanan korosi yang baik khususnya korosi terlokalisasi seperti *pitting*. Pada penelitian ini dilakukan pengelasan pipa SAF 2707 *Hyperduplex* berdiameter luar 30 mm dan tebal 2 mm secara orbital dengan variasi parameter *heat input* dan komposisi gas pelindung argon-nitrogen. Metoda pengelasan yang dilakukan adalah GTAW dengan posisi horisontal (2G) dan pemilihan *filler metal Sandvik 2795L* berdiameter 1,6 mm. Setelah proses pengelasan, akan dilakukan beberapa pengujian yaitu pengujian kekerasan, pengamatan metalografi serta pengujian ketahanan *pitting*. Pengujian disimulasikan pada uji imersi dengan mencelupkan spesimen uji yang telah dipreparasi ke dalam larutan air laut Muara Karang yang mengandung 6% *ferric chloride*. Hasil dari penelitian ini menunjukkan bahwa parameter pengelasan *heat input* dan gas pelindung nitrogen dapat mempengaruhi Struktur mikro *weld metal* dan HAZ dan ditemukan adanya presipitasi karbida serta fasa intermetalik. Laju korosi tertinggi diperoleh dari parameter pengelasan dengan *heat input* paling tinggi yaitu 3,43 KJ.s/mm. Temperatur yang tinggi pada daerah lasan menghasilkan fenomena sensitasi yang mempengaruhi ketahanan korosi, khususnya korosi *pitting*.

Kata kunci : *Hyperduplex*, *pitting*, pengelasan, GTAW, *filler*, sensitasi

ABSTRACT

Name : *Hariansyah Permana*
NPM : *0806455710*
Major : *Metallurgy and Material Engineering*
Title : ***Corrosion Behaviour on Weldment Area of SAF 2707 Hyperduplex Pipe Steel by GTAW Method***

Duplex Stainless Steel is mostly used in various industries especially oil and gas plant, and energy plant as a cooling system pipe at extrem environment and elevated temperature. The only one manufacturing process to join between pipes is welding. Welding process can alterate the microstructure and often happened corrosion failure on the joint. This research, use SAF 2707 HD materials with outer diameter 30 mm and wall thickness 2 mm. Method welding is GTAW with 1,6 mm diameter of 2795L Sandvik filler metal and using variated ratio of argon and nitrogen as pelindung gas. Then, will be researched by hardness test and metallography test to know microstructure and pitting corrosion resistance test. Tests carried out by distinguishing specimens that are prepared prior to testing by dipping into a solution of 6% ferric chloride content in polluted seawater from Muara Karang. The observations result that welding parameters such as heat input and pelindung nitrogen gas can affect the formation of microstructures in weld metal and HAZ then analized show some of carbide precipitations and intermetallic phases behind the grain boundary of ferrite-austenite. The highest corrosion rate by weight loss method found in using high heat input of 3,43 KJ.s/mm. High temperature in welding process should be avoided to prevent the microstrucure from sensitization phenomena that can't be separated affecting corrosion resistance, particularly pitting corrosion.

Keywords: Hyperduplex, pitting, welding, GTAW, filler, sensitization

DAFTAR ISI

HALAMAN JUDUL.....	i
HALAMAN PERNYATAAN ORISINILITAS	ii
HALAMAN PENGESAHAN.....	iii
KATA PENGANTAR	iv
HALAMAN PERNYATAAN PERSETUJUAN PUBLIKASI.....	vi
ABSTRAK	vii
<i>ABSTRACT</i>	viii
DAFTAR ISI.....	ix
DAFTAR TABEL.....	xiii
DAFTAR GAMBAR	xiv
DAFTAR LAMPIRAN.....	xvii
BAB 1 PENDAHULUAN	1
1.1 Latar Belakang	1
1.2 Tujuan Penelitian.....	3
1.3 Perumusan Masalah.....	4
1.4 Batasan Masalah.....	4
1.5 Sistematika Penulisan.....	5
BAB 2 TINJAUAN PUSTAKA.....	7
2.1 Karakteristik Baja SAF 2707 <i>Hyperduplex Stainless Steel</i>	7
2.1.1 Pengaruh Unsur-Unsur Paduan	8
2.1.1.1 Karbon.....	8
2.1.1.2 Kromium	8
2.1.1.3 Molibdenum	9
2.1.1.4 Mangan.....	9
2.1.1.5 Nikel.....	9
2.1.1.6 Silikon	9
2.1.1.7 Elemen Pembentuk Karbida.....	10
2.1.2. Diagram Fasa Sistem Fe-Cr-Ni	10

2.2 Pengelasan <i>Duplex Stainless Steel</i>	11
2.2.1 GTAW (<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>)	12
2.2.1.1 <i>Heat input</i> (Masukan Panas)	13
2.2.1.2 <i>Preheat</i> (Pemansan Awal).....	13
2.2.1.3 <i>Post Weld Heat Treatment</i> (PWHT)	14
2.2.1.4 Gas Pelindung / Pelindung	14
2.2.1.5 <i>Filler metal</i> (Kawat Las).....	15
2.3 Metalurgi Pengelasan	16
2.3.1 Segregasi Unsur Paduan	18
2.3.2 <i>Heat Affected Zone</i> (HAZ)	18
2.3.3 <i>Weld Fusion</i>	21
2.3.4 Evolusi Struktur Mikro Zona Fusi Morfologi Ferit.....	22
2.3.5 Reaksi Solidifikasi.....	22
2.3.6 Presipitat	24
2.3.6.1 Karbida $M_{23}C_6$	25
2.3.6.2 Fasa Sigma	26
2.3.6.3 Fasa Chi.....	26
2.3.6.4 Fasa R.....	26
2.3.6.5 Nitrida (Cr_2N).....	26
2.4 Cacat Pengelasan	27
2.4.1 Kegagalan <i>Root</i> (<i>Root Fault</i>)	27
2.4.2 Kegagalan <i>Fusion</i>	27
2.4.3 <i>Edge and Bead Defect</i> (Cacat sisi dan las manik)	27
2.4.4 Poros (Rongga)	28
2.4.5 Retak Panas (<i>Heat Crack</i>).....	28
2.4.6 Retak <i>Shrinkage</i> (Susut)	28
2.4.7 Retak Hidrogen (<i>Hydrogen Crack</i>).....	29
2.4.8 <i>Slag</i> Lasan	29
2.5 Korosi Secara Umum	29
2.6 Jenis-Jenis Korosi.....	31
2.6.1 Korosi Seragam (<i>Uniform</i>).....	31
2.6.2 Korosi Galvanik (<i>Galvanic</i>)	32

2.6.3 Korosi Celah (<i>Crevice</i>).....	32
2.6.4 Korosi Sumuran (<i>Pitting</i>).....	33
2.6.5 Korosi Batas Butir (Intergranular)	34
2.6.6 Korosi Erosi.....	34
2.7 Korosi Sumuran (<i>Pitting</i>) Daerah Lasan	35
2.7.1 Mekanisme Korosi Sumuran (<i>Pitting</i>)	36
2.8 Sensitasi.....	39
BAB 3 METODOLOGI PENELITIAN	40
3.1 Prosedur Penelitian.....	40
3.2 Persiapan Sampel	41
3.3 Proses Pengelasan.....	42
3.4 Pengujian	42
3.4.1 Pengamatan Visual.....	43
3.4.2 Pengamatan Struktur Mikro	43
3.4.3 Pengujian Kekerasan	44
3.4.4 Pengujian SEM-EDAX	45
3.4.5 Pengujian Ketahanan Korosi Pitting	45
BAB 4 HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN	48
4.1 Parameter Pengelasan.....	48
4.2 Pengamatan Hasil Pengelasan	50
4.2.1 Pengamatan Visual Keseluruhan.....	51
4.2.2 Pengamatan Hasil Uji Radiografi.....	52
4.2.3 Pengamatan Hasil Uji <i>Penetrant</i>	52
4.2.4 Pengamatan Visual Hasil Lasan	53
4.4 Pengamatan Metalografi.....	54
4.4.1 Pengamatan Secara Makro	54
4.4.2 Pengamatan Secara Mikro.....	55
4.4.2.1 <i>Weld metal</i>	55
4.4.2.2 HAZ (<i>Heat Affected Zone</i>).....	56
4.5. Hasil Perhitungan Fasa	58



4.5.1. Pengaruh <i>Heat input</i> terhadap Fraksi Ferit	58
4.5.2. Pengaruh Gas Pelindung Nitrogen terhadap Fraksi Ferit.....	60
4.6. Hasil Pengujian Kekerasan Mikro (VHN)	62
4.6.1. Pengaruh <i>Heat input</i> terhadap Kekerasan	63
4.6.2 Pengaruh Komposisi Fasa terhadap Kekerasan.....	65
4.7. Pengamatan SEM-EDAX.....	66
4.8. Hasil Pengamatan Foto Makro dan Mikro Presipitat	67
4.9. Hasil Pengujian Ketahanan Korosi <i>Pitting</i>	68
4.10. Pengujian Komposisi Kimia <i>Polluted Seawater</i>	71
4.11. Pengujian XRD Komposisi Endapan Korosi	71
4.12. Hasil Perhitungan Laju Korosi <i>Pitting</i>	72
BAB 5 KESIMPULAN	75
DAFTAR PUSTAKA.....	76
LAMPIRAN.....	77

DAFTAR TABEL

Tabel 2.1 Komposisi material SAF <i>duplex</i>	7
Tabel 2.2 Daftar tipe <i>filler metal</i> dan komposisi kimia.....	16
Tabel 2.3 Tipe solidifikasi, reaksi dan struktur mikro yang terbentuk.....	23
Tabel 2.4 Jenis-jenis presipitat dan bentuk kristalnya dalam baja <i>duplex</i>	25
Tabel 2.5 Daftar kategori <i>corrosion rate</i> berdasarkan NACE.....	36
Tabel 4.1 Parameter pengelasan.....	48
Tabel 4.2 Hasil penelitian pengaruh parameter pengelasan.....	49
Tabel 4.3 Perbandingan hasil pengamatan visual dan uji tak rusak.....	50
Tabel 4.4 Hasil perhitungan prosentase ferit dan austenit.....	58
Tabel 4.5 Hasil pengamatan setelah uji <i>pitting</i>	68
Tabel 4.6 Perhitungan Laju Korosi.....	72

DAFTAR GAMBAR

Gambar 2.1	Diagram fasa ternari Fe-Cr-Ni.....	11
Gambar 2.2	Diagram fasa biner Fe-Cr	11
Gambar 2.3	Pengelasan metoda GTAW.....	12
Gambar 2.4	Pengaruh oksidasi pada bagian <i>root</i> pengelasan.....	14
Gambar 2.5	Diagram WRC-1992	17
Gambar 2.6	Pengaruh penambahan nitrogen berdasarkan Diagram TTT	19
Gambar 2.7	Perbandingan Struktur mikro SAF 2205 dan 2507	20
Gambar 2.8	Skema urutan siklus perbedaan temperatur pada HAZ	21
Gambar 2.9	Diagram terner Fe-Cr-Ni, pada kadar 70% Fe dan 60% Fe.....	22
Gambar 2.10	Skematik solidifikasi dan transformasi keadaan di lasan dengan peningkatan rasio Cr_{eq}/Ni_{eq}	23
Gambar 2.11	Hubungan solidifikasi dengan diagram fasa pseudobiner	23
Gambar 2.12	Presipitat yang ada pada baja <i>duplex</i> dengan semakin banyaknya unsur paduan terhadap kenaikan temperatur pada diagram TTT.....	24
Gambar 2.13	Macam-macam cacat pengelasan	27
Gambar 2.14	Gambar bentuk korosi seragam	31
Gambar 2.15	Gambar bentuk korosi galvanis	32
Gambar 2.16	Gambar bentuk korosi celah.....	33
Gambar 2.17	Gambar bentuk korosi <i>pitting</i>	33
Gambar 2.18	Gambar bentuk korosi batas butir.....	34
Gambar 2.19	Gambar bentuk korosi erosi	35
Gambar 2.20	mekanisme pecahnya lapisan pasif lokal akibat ion Cl^-	37
Gambar 2.21	Mekanisme proses autokatalitik pada korosi sumuran.....	38
Gambar 2.22	Daerah <i>depleted</i> yang berdekatan dengan presipitat.....	39
Gambar 3.1	<i>Flowchart</i> penelitian	40
Gambar 3.2	Ilustrasi dimensi awal pipa.....	41
Gambar 3.3	a) potongan sebelum pengelasan b) setelah pengelasan.....	41
Gambar 3.4	Ilustrasi posisi pengelasan.....	42
Gambar 3.5	Alat pengujian kekerasan (<i>Vicker Hardness</i>).....	45

Gambar 3.6 Ilustrasi sampel uji celup larutan FeCl ₃	46
Gambar 3.7 Pengujian celup larutan FeCl ₃	47
Gambar 4.1 a) Sampel 2 (I=55 A; v=0,42 mm/s); b) Sampel 4 (I=40 A; v=0,21 mm/s); c) Sampel 6 (I=70; v=0,83 mm/s); d) Sampel 8 (I=70; v=0,83 mm/s).....	53
Gambar 4.2 Struktur mikro sampel 5 (HI = 1,77 KJ.s/mm) dengan perbesaran 50x daerah <i>weld metal</i> , HAZ, dan <i>base metal</i>	54
Gambar 4.3 Struktur mikro a) sampel 4 (HI = 3,43 KJ.s/mm), b) sampel 6 (HI = 1,52 KJ.s/mm) daerah <i>weld metal</i> perbesaran 500x.....	55
Gambar 4.4 Struktur mikro a) sampel 6 (HI=1,52 KJ.s/mm, 2% N ₂), b) sampel 8 (HI = 1,52 KJ.s/mm, 6% N ₂), daerah <i>weld metal</i> perbesaran 500x	56
Gambar 4.5 Struktur mikro a) sampel 4 (HI = 3,43 KJ.s/mm), b) sampel 6 (HI=1,52 KJ.s/mm), HAZ perbesaran 500x	57
Gambar 4.6 Prinsip terjadinya solidifikasi dendritik dan pembentukan austenit di HAZ.....	57
Gambar 4.7 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap <i>heat input</i> pada variasi gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di daerah HAZ.....	59
Gambar 4.8 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap <i>heat input</i> pada variasi gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di daerah <i>weld metal</i> ..	59
Gambar 4.9 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap gas pelindung pada variasi <i>heat input</i> di daerah <i>weld metal</i>	60
Gambar 4.10 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap gas pelindung pada variasi <i>heat input</i> di daerah HAZ	61
Gambar 4.11 Grafik distribusi kekerasan vicker (HV 0,3 kgf) pada daerah BM, HAZ, dan WM.....	62
Gambar 4.12 Grafik hubungan nilai kekerasan dengan variasi <i>heat input</i> pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di HAZ.....	64
Gambar 4.13 Grafik hubungan nilai kekerasan dengan variasi <i>heat input</i> pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di WM	64
Gambar 4.14 Grafik hubungan nilai kekerasan terhadap fraksi ferit pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% daerah WM	65

Gambar 4.15 Foto SEM-EDAX sampel 1 daerah a) HAZ, b) *Weld metal* 66

Gambar 4.16 a) Foto makro presipitat pada sampel 1 perbesaran 50x, b)
foto mikro sampel 8 WM perbesaran 200x 67



DAFTAR LAMPIRAN

Lampiran 1	<i>Datasheet</i> pipa baja SAF 2707 HD.....	79
Lampiran 2	Tabel kekerasan (HVN) dan hasil konversi ke HRC	88
Lampiran 3	Foto makro dan mikro hasil pengelasan	90
Lampiran 4	Hasil pengujian EDAX daerah HAZ	99
Lampiran 5	Hasil pengujian XRD endapan korosi	102
Lampiran 6	Hasil pengujian komposisi kimia air laut Muara Karang	104
Lampiran 7	ASTM G48 : <i>Pitting and crevice corrosion assessment</i>	106



BAB I

PENDAHULUAN

1.1. Latar Belakang Penelitian

Ketahanan terhadap lingkungan korosif adalah salah satu sifat baja yang merupakan kebutuhan utama dalam dunia industri contohnya dalam aplikasi pembangkit tenaga, industri kimia, termal, nuklir, kertas serta pengolahan minyak dan gas. Hal ini disebabkan karena hampir seluruh lingkungan industri tersebut, baik lingkungan operasi maupun lingkungan sekitar, cenderung mengakibatkan timbulnya korosi. Lingkungan tersebut bisa berupa lingkungan asam, lingkungan laut, lingkungan yang mengandung gas dan fluida yang korosif bahkan sampai lingkungan dengan temperatur dan tekanan tinggi [1].

Air laut merupakan lingkungan yang mengandung kadar klorida yang cukup tinggi. Lingkungan yang seperti ini merupakan lingkungan yang sangat korosif terhadap baja dan baja paduan. Air laut umumnya mengandung 3,5 % garam-garam, sedangkan garam utamanya adalah klorida (55%), natrium (31%), sulfat (8%), magnesium (4%), kalsium (1%), potasium (1%) dan sisanya (kurang dari 1%) terdiri dari bikarbonat, bromida, asam borak, strontium dan florida. Ion klorida termasuk ion agresif yang dapat menyerang lapisan pasif baja dan meningkatkan laju korosi. Salah satu jenis korosi yang sering terjadi ketika baja berada di lingkungan air laut adalah korosi sumuran. Penelitian menyatakan bahwa salah satu penyebab terjadinya korosi sumuran adalah ion-ion Cl^- .

Sistem konstruksi yang berhubungan langsung dengan air laut seperti contohnya *cooling system* pada perlengkapan unit mesin *heat exchanger* di pembangkit listrik tenaga uap sangat beresiko mengalami korosi. Maka dari itu, penanganan yang tepat sangatlah diperlukan. Material yang digunakan untuk sistem konstruksi di lingkungan air laut haruslah material yang memiliki ketahanan terhadap korosi yang tinggi. Kelompok *Stainless Steel* merupakan jenis logam yang cukup sering digunakan di lingkungan korosif.

Berdasarkan pemilihan material, maka baja jenis *duplex* merupakan salah satu baja yang dapat memenuhi kriteria pemakaian pada tekanan tinggi, ketahanan korosi baik, dan sifat-sifat metalurgisnya berada di antara baja feritik dan

austenitik. Terdapatnya unsur kromium dapat memberikan ketahanan yang baik pada korosi atmosfer dan oksidasi karena membentuk lapisan pelindung pasif yang terdiri dari Cr_2O_3 . Sedangkan molibdenum membuatnya lebih tahan terhadap *chloride stress corrosion cracking* serta nitrogen dapat menambah ketahanan *crevice* dan *pitting*. Selain itu, unsur nikel cenderung mendorong terbentuknya struktur *face centered cubic* (FCC) yang dapat meningkatkan keuletan dan ketangguhan.

Salah satu material superior yang termasuk paling baru dalam kategori *duplex* yang akan diamati karakteristik dan korosifitasnya yaitu material baja SAF 2707 *hyperduplex*. Material terbaru dalam kelas baja tahan karat ini merupakan pengembangan dari SAF 2507 *superduplex* [2]. Material ini dirancang dengan komposisi yang seimbang yaitu 50% ferit - 50% austenit, dan kadar kromium, molybdenum, nikel dan nitrogen yang lebih tinggi dibandingkan generasi sebelumnya. Dengan meningkatnya kadar kromium, molybdenum, nikel dan nitrogen, baja tahan karat SAF 2707 *hyperduplex* memiliki ketahanan korosi lokal yang sangat baik. Hal ini bisa dilihat pada nilai *pitting resistance equivalent* (PRE) sebesar 49 berdasarkan formula $\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3.3\% \text{Mo} + 16\% \text{N}$ [3]. Selain itu, penambahan unsur Cr, Mo dan N juga akan meningkatkan kekuatan melalui mekanisme *solid solution strengthening* baik secara substitusi (Cr dan Mo) maupun secara interstisi (N) [3].

Dalam sektor industri, dibutuhkan proses penggunaan baja tahan karat seperti *manufacturing engineering* (teknik pembuatan) khususnya di bidang pemesinan (*machining*) atau pabrikasi (*fabrication*). Salah satu kegiatan pemesinan yang sangat banyak dilakukan adalah proses pengelasan [1]. Pengelasan dari baja SAF 2707 *Hyperduplex* dapat dilakukan dengan menggunakan berbagai metode seperti SMAW, PAW, GTAW, FCAW, namun diantaranya yang paling terjangkau dan mudah dilakukan adalah *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW).

Pengelasan baja tahan karat *hyperduplex* pada temperatur 600-1000°C dapat merubah sifat-sifat yang dimiliki baja tersebut. Salah satunya adalah adanya transformasi fasa dimana komposisi fasa ferit dan austenit baja tahan karat *hyperduplex* tidak lagi seimbang. Ketidakseimbangan fasa itu diperparah dengan

kehadiran unsur Cr, Mo dan N yang tinggi, menyebabkan fasa intermetalik (fasa σ) dan Cr_2N akan semakin mudah terbentuk. Perubahan struktur mikro tersebut akan mengakibatkan perubahan sifat mekanik dan ketahanan korosi yang cukup signifikan. Fasa intermetalik dan nitrida akan menggetaskan material sedangkan pada korosi, material ini akan menjadi sangat rentan terhadap korosi sumuran di antara batas butirnya karena terdapat daerah yang ditinggal Cr dan Mo. Oleh karena itu, meskipun baja tahan karat *hyperduplex* memiliki sifat yang paling baik di kelasnya, ia sangat rentan terhadap pembentukan fasa intermetalik jika mengalami pemanasan pada temperatur 600°C - 1000°C [4].

Korosi sumuran yang terjadi nantinya tersebut dapat mengakibatkan kebocoran-kebocoran pada instalasi di berbagai industri sehingga sangat merugikan. Kegagalan korosi yang terjadi pada logam lasan antara lain dapat disebabkan oleh pemilihan spesifikasi *filler metal* yang kurang baik, kebersihan *filler metal*, parameter penggunaan gas *back* pelindung yang kurang tepat serta pengaruh *heat input* yang diberikan yaitu laju pendinginan atau transfer panas. Selain itu, faktor metalurgi akibat pengelasan juga dapat mempengaruhi sifat korosi seperti adanya presipitasi fasa sekunder dan fenomena sensitasi. Oleh karena itu, dalam hal ini perlu kiranya ditinjau hubungan antara pemilihan parameter pengelasan yang tepat terhadap ketahanan korosi yang ditimbulkan khususnya korosi sumuran.

1.2. Tujuan Penelitian

Adapun tujuan dari penelitian Tugas Akhir ini, yaitu:

1. Menganalisa pengaruh parameter pengelasan Baja SAF 2707 *Hyperduplex* terhadap perilaku korosi yang ditimbulkan dengan metode *weight loss* pada kondisi lingkungan Air Laut Muara Karang,
2. Mencari metoda dan proses pengelasan yang tepat sehingga dapat mempertahankan sifat ketahanan korosi yang baik,
3. Mengetahui kerugian yang ditimbulkan akibat penggunaan spesifikasi dimensi kawat las (*filler metal*) yang tidak sesuai rekomendasi pengelasan pada *datasheet* SANDVIK.

1.3. Perumusan Masalah

Proses pengelasan merupakan suatu proses dengan temperatur tinggi yang dapat mempengaruhi bentuk struktur mikro, sifat mekanik dan juga perilaku korosi. Hasil pengelasan dipengaruhi oleh beberapa faktor diantaranya adalah spesifikasi *filler metal*, metoda pengelasan, serta parameter pengelasan seperti komposisi gas pelindung (pelindung) dan *heat input*. Masalah yang dihadapi dalam pengelasan Baja SAF 2707 *Hyperduplex* adalah bahwa material ini cukup sulit untuk mendapatkan komposisi ferit-austenit yang seimbang pada rentang suhu antara 600 – 850⁰C di daerah lasan, selain itu juga dapat menimbulkan senyawa krom karbida karena adanya fenomena sensitasi [3].

Bertitik tolak dari uraian di atas, maka dapat dirumuskan bahwa permasalahan yang dihadapi adalah penentuan parameter pengelasan yang tepat agar ketahanan korosi baik sehingga diharapkan dapat dirumuskan metoda pengelasan yang lebih baik untuk mengurangi terjadinya korosi khususnya korosi *pitting* di lingkungan air laut Muara Karang, Jakarta Utara.

1.4. Batasan Masalah

Penelitian ini dibatasi pada kegiatan mencari hubungan variasi parameter pengelasan serta pengaruh ketebalan *filler metal* yang berbeda dari standard pengelasan terhadap perilaku korosi yang terjadi khususnya laju korosi pada pipa baja SAF 2707 *Hyperduplex* yang ditimbulkan dengan adanya perubahan struktur mikro di sekitar daerah lasan.

Berdasarkan latar belakang yang telah dijelaskan di atas, maka dapat dirumuskan permasalahan yang dihadapi adalah bagaimana metoda dan parameter pengelasan material pipa baja SAF 2707 *Hyperduplex* yang tepat sehingga mendapatkan ketahanan korosi secara umum yang paling baik.

Adapun di bawah ini batasan-batasan lain yang berkaitan dengan penelitian ini adalah sebagai berikut;

1. Material logam induk

Pipa baja SAF 2707 *Hyperduplex* dengan dimensi diameter luar (OD) 30 mm, dan tebal 2 mm.

2. Proses Pengelasan

Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) secara konvensional dengan orbital pada posisi horisontal (2G).

3. Kawat las

Filler SANDVIK berkode 2795L dengan diameter kawat yaitu 1,6 mm.

4. Gas Pelindung (pelindung *gas*)

Argon dan Nitrogen, dengan rentang komposisi bervariasi yaitu 92-98% Argon dan 2-6% Nitrogen.

5. Pemeriksaan-pemeriksaan yang dilakukan diantaranya adalah;

- a. Pengamatan visual,
- b. Pengamatan struktur mikro, menggunakan Mikroskop Optik secara makro dan mikro,
- c. Pengamatan *Non Destructive Test* (NDT), menggunakan Uji Radiografi dan *Dye Penetrant*,
- d. Distribusi kekerasan pada daerah logam induk, HAZ dan logam las,
- e. Pengamatan unsur, menggunakan EDAX,
- f. Pengamatan kandungan komposisi kimia pada Air Laut Muara Karang,
- g. Pengamatan senyawa endapan korosi, menggunakan XRD,
- h. Perhitungan fasa menggunakan Software *GSA Image Analyzer 3.0*, dan
- i. Pengukuran laju korosi menggunakan metode *weight loss* berdasarkan *ASTM G48 test : Pitting and Crevice Corrosion Assessment*

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 *hyperduplex*, pengaruh unsur paduan, teori pengelasan baja tahan karat, cacat-cacat pengelasan, teori korosi secara umum, korosi sumuran pada lasan dan mekanisme terjadinya korosi sumuran.

c) Bab 3 Metodologi Penelitian

Membahas mengenai diagram alir penelitian, alat dan bahan yang diperlukan untuk penelitian, dan prosedur penelitian.

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 SAF 2707 *Hyperduplex Stainless Steel*

Baja tahan karat merupakan kelompok baja paduan tinggi yang berdasarkan pada sistem Fe-Cr, Fe-Cr-C, dan Fe-Cr-Ni dengan unsur paduan utama minimal 10,5% Krom (Cr) dan Nikel (Ni) dengan sedikit unsur paduan lain seperti Molibdenum (Mo), Tembaga (Cu) dan Mangan (Mn). Kadar kromium tersebut merupakan kadar minimum untuk pembentukan permukaan pasif oksida yang dapat mencegah oksidasi dan korosi [5].

Material SAF 2707 *hyperduplex* adalah material terbaru dalam kelas baja tahan karat dan merupakan pengembangan dari *superduplex* SAF 2507. Material ini dirancang dengan komposisi yang seimbang, 50% ferit - 50% austenit, dan kadar kromium, molibdenum, nikel dan nitrogen yang lebih tinggi dibandingkan generasi sebelumnya, baja tahan karat SAF 2507 *Hyperduplex* [3]. Komposisi kimia ditunjukkan sebagai berikut:

Tabel 2.1 Komposisi kimia material SAF duplex

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	

Dengan meningkatnya kadar kromium, molibdenum, nikel dan nitrogen, baja tahan karat SAF 2707 *Hyperduplex* memiliki ketahanan korosi lokal yang sangat baik. Hal ini bisa dilihat pada nilai *pitting resistance equivalent* (PRE) sebesar 49 berdasarkan perhitungan $PRE = \%Cr + 3.3\%Mo + 16\%N$ [3].

Struktur mikro yang ada pada *hyperduplex* adalah gabungan dari austenit sebagai pulau-pulaunya dan ferit sebagai matriksnya. Keberadaan ferit dalam austenit membuatnya sangat tahan terhadap korosi batas butir dan *stress corrosion cracking*. Tetapi, keberadaan ferrit dalam austenit juga dapat menyebabkan terjadinya reaksi pembentukan fasa kedua jika diberikan *heat treatment* pada temperatur yang cukup tinggi sekitar 700-900°C seperti fasa gama atau fasa sigma, sehingga berakibat terhadap sifat fisik (khususnya ketangguhan impak) [6].

Pemakaian aplikasi yang biasanya sering digunakan untuk baja *duplex* ini adalah sebagai konstruksi-konstruksi perpipaan seperti *storage (pressure vessel)* pada industri minyak dan gas, *heat exchanger*, serta turbin pada pembangkit tenaga. Namun, di samping kelebihan-kelebihan fisik di atas, material ini merupakan salah satu material yang cukup mahal. Oleh karena itu, biasanya pemakaian material ini digunakan untuk spesifikasi-spesifikasi tertentu sehingga dapat menghemat ongkos produksi suatu perusahaan.

2.1.1. Pengaruh Unsur-Unsur Paduan

Di bawah ini akan diuraikan pengaruh unsur-unsur paduan yang terkandung pada baja SAF 2707 *Hyperduplex*.

2.1.1.1. Karbon

Karbon merupakan elemen penstabil austenit yang kuat dan juga membentuk karbida yang biasanya terjadi pada batas butir. Karbon merupakan elemen yang penting yang terlibat dalam sensitasi. Kestabilan karbida meningkat dengan cepat dengan bertambahnya kadar karbon [7].

2.1.1.2. Kromium

Kromium ditambahkan terutama untuk mencegah korosi pada baja. Dengan penambahan kromium, stoikiometri oksida $(Fe,Cr)_2O_3$ terbentuk pada permukaan baja. Kehadiran kromium akan meningkatkan kestabilan oksida karena tingginya afinitas terhadap oksigen dibandingkan dengan besi (Fe). Tingginya kadar kromium dibutuhkan untuk kestabilan oksida dalam lingkungan yang lebih agresif. Selain karbon, kromium juga merupakan elemen yang paling penting yang terlibat dalam pengembangan sensitasi. Kromium merupakan pembentuk karbida yang kuat. Kromium dapat ditemukan dalam bentuk karbida $M_{23}C_6$, Cr_7C_3 , $M_{23}(C,N)_6$. Kromium juga merupakan kunci dalam pembentukan senyawa intermetalik. Senyawa yang paling umum adalah fasa sigma (σ), dimana dalam sistem Fe-Cr merupakan senyawa (Fe,Cr) yang terbentuk pada suhu di bawah $815^{\circ}C$. Selain itu, kromium juga hadir dalam fasa-fasa intermetalik seperti *chi* (χ) dan *Laves* [5].

2.1.1.3. Molibdenum

Molibdenum merupakan unsur pembentuk karbida yang dalam pemakaiannya akan meningkatkan kecenderungan pengendapan karbida pada batas butir, sehingga daerah yang berbatasan dengan batas butir menjadi kekurangan molibdenum, meskipun umumnya ada dalam konsentrasi yang lebih kecil dibandingkan krom. Binder [8] mengatakan, bahwa penambahan unsur ini ke dalam baja tahan karat *duplex* dapat mengurangi kepekaan baja tersebut terhadap sensitasi. Semakin tinggi kadar molibdenum, maka daerah austenit (γ) semakin sempit, sehingga dibutuhkan lebih banyak nikel untuk mempertahankan struktur austenit pada temperatur ruang [7].

2.1.1.4. Mangan

Merupakan suatu elemen penstabil austenit terutama pada temperatur rendah karena dapat mencegah transformasi martensit. Mangan dapat berinteraksi dengan sulfur membentuk mangan sulfida, dimana morfologi dan komposisi dalam sulfida ini dapat memberikan efek yang baik pada ketahanan korosi [5].

2.1.1.5. Nikel

Fungsi utama nikel adalah untuk mem-*promote* fasa austenit. Dengan menambahkan nikel, fasa austenit dapat secara luas terekspansi sehingga austenit dapat stabil pada dan di bawah temperatur ruang. Nikel meningkatkan aktivitas karbon dalam baja tahan karat austenit. Oleh karena itu, peningkatan konsentrasi nikel dapat meningkatkan sensitasi untuk kadar karbon yang diberikan dan latar belakang termalnya. Nikel bukanlah merupakan pembentuk karbida yang kuat dan tidak juga mem-*promote* pembentukan senyawa intermetalik [5].

2.1.1.6. Silikon

Silikon terdapat pada semua jenis baja tahan karat dan terutama ditambahkan untuk deoksidasi selama pelelehan (*melting*). Untuk meningkatkan ketahanan terhadap korosi, silikon ditambahkan 4-5 %wt dan jika ditambahkan pada beberapa paduan tahan panas 1-3 %wt dapat meningkatkan ketahanan

terhadap *scalling* oksida pada temperatur *elevated*. Keberadaan silikon di batas butir merusak oksidasi lingkungan.

Dalam baja tahan karat *duplex*, kadar silikon sampai 1 %wt tidak memiliki pengaruh terhadap keseimbangan fasa, tetapi jika dalam kadar yang tinggi akan mem-promote ferit. Silikon terdapat dalam senyawa iron silicides (FeSi , Fe_2Si , Fe_3Si , Fe_5S_3) dan senyawa intermetalik Cr_3Si . Silikon juga dapat membentuk fasa sigma jika berada pada komposisi senyawa yang berlebihan [5].

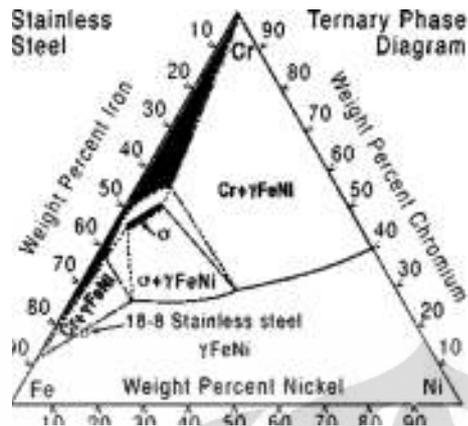
2.1.1.7. Elemen Pembentuk Karbida [5]

Elemen-elemen pembentuk karbida perlu ditambahkan untuk mencegah terjadinya presipitasi karbida krom dan pengurangan kadar krom dalam baja tahan karat *duplex*. Penambahan beberapa elemen seperti niobium, titanium, tungsten tantalum dan vanadium kedalam Cr dan Mo akan mem-promote pembentukan karbida.

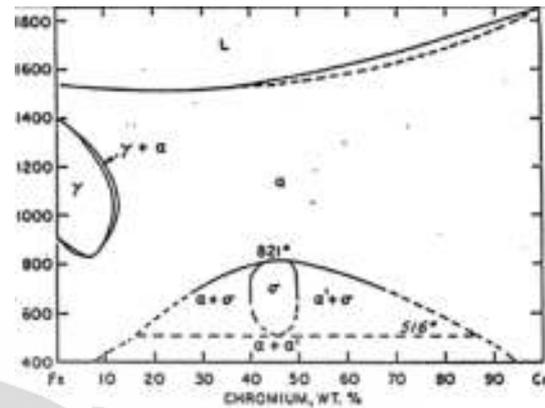
Pada paduan dengan tambahan elemen ini, karbon tidak akan berpresipitasi pada batas butir selama proses pendinginan, karena telah berpresipitasi terlebih dahulu membentuk karbida dengan elemen-elemen pembentuk karbida, seperti karbida titanium, karbida niobium atau karbida tantalum pada temperatur yang lebih tinggi. Hal ini disebabkan afinitas karbon terhadap unsur-unsur tersebut lebih besar dari unsur krom. Karbida-karbida ini tidak berakibat negatif, karena dengan terikatnya karbon, maka karbida krom tidak terbentuk, selain itu karbida ini tidak menimbulkan aksi galvanis pada batas butir.

2.1.2. Diagram Fasa Sistem Fe-Cr-Ni

Diagram fasa digunakan untuk menjelaskan transformasi fasa dan kestabilan fasa dalam baja tahan karat. Seperti yang telah kita ketahui, bahwa baja tahan karat *duplex* mempunyai unsur paduan utama krom dan nikel. Penambahan nikel kepada sistem Fe-Cr akan meningkatkan daerah fasa austenit dan dapat menstabilkan austenit pada temperatur kamar [5]. Untuk itu perlu kiranya di sini diuraikan mengenai diagram fasa biner dan terner besi-krom-nikel seperti pada gambar 2.1 dan 2.2.



Gambar 2.1 Diagram fasa ternari Fe-Cr-Ni



Gambar 2.2 Diagram fasa biner Fe-Cr

Menurut penelitian yang dilakukan Farrar [9], dinyatakan bahwa transformasi delta ferit menjadi karbida dan fasa sigma sangat bergantung pada awal segregasi kromium, molibdenum dan nikel dalam kondisi hasil las. Jika baja tahan karat *duplex* dipanaskan pada temperatur 700 °C untuk waktu lama maka bila komposisinya berada pada daerah delta ferit, austenit dan fasa sigma, transformasi berjalan sangat lambat dan kebanyakan delta ferit terurai menjadi austenit dan karbida dan sisanya tetap stabil sebagai delta ferit. Sedangkan bila komposisinya berada pada daerah delta ferit dan fasa sigma, transformasi berjalan cepat dan kebanyakan delta ferit terurai menjadi austenit dan fasa sigma. Pada pemanasan yang lebih lama lagi, karbon akan terlarut dalam austenit, batas butir austenit bergerak masuk ke dalam ferit serta dengan adanya Mo yang terdifusi ke batas butir karbida akan mempercepat transformasi $M_{23}C_6$ menjadi M_3C . Maka pengaturan Cr, Mo dan C akan menyebabkan transformasi berjalan lambat pada temperatur kerja.

2.2. Pengelasan *Duplex Stainless Steel*

DSS memiliki sifat mampu las yang baik dan metode pengelasan yang paling sering digunakan adalah *Submerged Arc Welding* (SAW), *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW), *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) dan *Gas Metal Arc Welding* (GMAW). Elektroda *consumable* yang dipakai sebaiknya mengandung nikel yang tinggi untuk menstabilkan austenit dan mencegah pengendapan nitrida dan *secondary austenite*. Kekuatan dan ketangguhan las *duplex* sangat bergantung

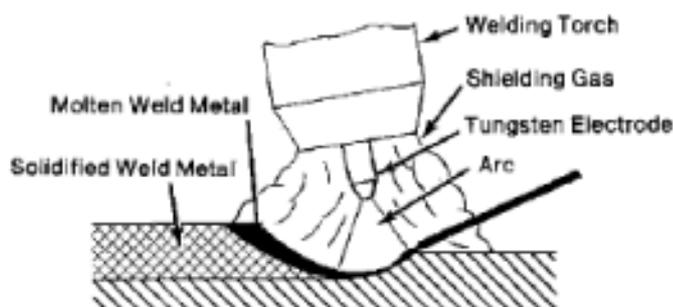
pada prosedur pengelasan (WPS) yang tepat, *filler metal* dan struktur mikro. Metode GTAW memberikan ketangguhan impact yang paling tinggi diikuti oleh SAW dan SMAW. Namun metode GTAW paling sesuai untuk material tipis, sekitar 0,5 mm sampai 3 mm.

Sifat *Duplex Stainless Steel* (DSS) dapat dipengaruhi cukup besar oleh pengelasan. Berdasarkan pentingnya menjaga keseimbangan struktur mikro dan penolakan pembentukan fasa yang tidak diinginkan, maka prosedur pengelasan harus spesifik dan terkendali. Jika prosedur pengelasan tidak benar akan menyebabkan terbentuknya struktur mikro yang tidak tepat, sehingga kehilangan sifat material dapat terjadi. DSS memiliki ketahanan retak panas yang sangat baik ketika di las [5]. Masalah pada pengelasan DSS kebanyakan berhubungan dengan HAZ, bukan dengan logam las. Masalah pada HAZ menyebabkan hilangnya ketahanan korosi, ketangguhan, atau retak setelah di las [10].

2.2.1. GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*)

Proses pengelasan *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) merupakan pengelasan yang dilakukan dengan menggunakan busur las antara elektroda *non-consumable tungsten* dan benda kerja yang akan disambung. Sementara logam pengisinya (*filler*) dimasukkan oleh operator secara manual ataupun dengan mesin pengumpan (*feeder*). Gas pelindung yang bersifat lembam (*inert*) diberikan pada saat proses pengelasan untuk melindungi logam las maupun elektrodanya dari kontaminasi atmosferik serta memperpanjang busur [11].

Skema sistem peralatan dari pengelasan metode ini ditunjukkan oleh gambar 2.3. Jenis dan spesifikasi *filler* yang digunakan berdasarkan standar AWS A5.9. ER316L agar pengelasan yang dihasilkan tidak menimbulkan cacat.



Gambar 2.3 Pengelasan metoda GTAW

2.2.1.1. *Heat Input (Masukan Panas)* [12]

Untuk menjaga stabilitas struktur mikro, kontrol *heat input* menjadi sangat penting dalam parameter pengelasan baja tahan karat SAF 2707 *hyperduplex* karena *heat input* berhubungan langsung dengan laju pendinginan. Apabila *heat input* tinggi yang berarti laju pendinginan rendah, maka struktur mikro akan didominasi fasa austenit dan muncul fasa sigma sedangkan bila *heat input* rendah yang berarti laju pendinginan tinggi, maka struktur mikro didominasi fasa ferit yang diikuti dengan terbentuknya presipitat nitrida. Oleh karena itu, pengaruh *heat input* secara keseluruhan akan mengganggu sifat mekanis dan ketahanan korosi serta kerentanan terhadap penggetasan akibat hidrogen. *Heat input* merupakan fungsi dari voltase, arus dan kecepatan pengelasan seperti yang disebutkan pada rumus sebagai berikut:

$$\text{Heat Input} \left(\text{KJ} \cdot \frac{\text{s}}{\text{mm}} \right) = \frac{\text{Tegangan (V)} \times \text{Arus (A)}}{\text{kecepatan las} \left(\frac{\text{mm}}{\text{s}} \right)} \times 1000$$

Pada pengelasan *multipass*, HAZ dari siklus pertama dapat dipanasi oleh pass selanjutnya ke derajat yang besarnya tergantung dari posisi HAZ terhadap sumber panas. Hal ini berarti tidak semua daerah HAZ yang terpengaruh siklus kedua. Daerah HAZ yang terpengaruh siklus kedua akan mengalami perubahan struktur mikro yang signifikan. Dalam pengelasan *multipass* logam lasan yang di bawah akan dipanasi kembali oleh tiap *pass* selanjutnya yang juga akan mendorong perubahan struktur mikro.

Baja tahan karat *duplex* sebaiknya dilas dengan temperatur maksimum tiap *interpass* sebesar 150°C untuk pengelasan *multipass*. Semakin tinggi temperatur *interpass* maka laju pendinginan akan semakin lambat, dimana pada baja tahan karat *duplex* akan menyebabkan sensitasi dan presipitasi dari beragam fasa sekunder di daerah HAZ dan *weld metal*.

2.2.1.2. *Preheat (Pemanasan Awal)* [13]

Pada pengelasan baja tahan karat, biasanya tidak diperlukan *preheat*. Namun, dapat dilakukan apabila pengelasan yang dilakukan untuk material yang mempunyai ketebalan lebih dari 6 mm. *Preheat* ini dapat memberikan keuntungan

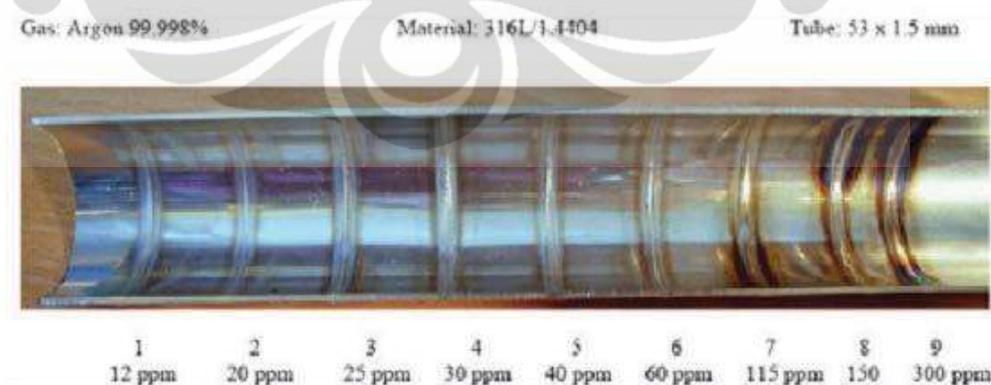
dalam mengurangi dampak terjadinya *weld cracking*. Ketika *heat input* yang rendah pada saat proses dilakukan ($< 0,6$ KJ/mm), perlu dilakukan *preheat* pada temperatur $95^{\circ}\text{C} - 205^{\circ}\text{C}$ untuk mencegah terjadinya pendinginan cepat dan mengurangi banyaknya ferit pada daerah HAZ dan *weld metal*.

2.2.1.3. *Post Weld Heat Treatment (PWHT)* [13]

PWHT pada SAF 2707 HD secara normal tidak terlalu dibutuhkan. Namun diasumsikan pada kasus tertentu, *heat treatment* dibutuhkan seperti terjadinya presipitasi fasa sekunder seperti karbida dan intermetalik yang terbentuk di daerah HAZ sehingga perlu fasa yang tidak diinginkan tersebut harus dipecahkan dengan cara *quench annealing* hingga mencapai temperatur 1100°C dan pendinginan cepat menggunakan air.

2.2.1.4. Gas Pelindung / *Shielding* [14]

Ketika pengelasan dilakukan hanya pada satu sisi permukaan saja, maka penting kiranya untuk melindungi *root pass* sambungan las dari oksidasi selama pengelasan dengan menggunakan gas inert (umumnya argon). Teknik pelindung ini juga biasa disebut sebagai *back purging*. Gas pelindung digunakan pada pengelasan GTAW dengan *solid filler rod* agar *root pass* dapat penetrasi ke sisi belakang sambungan las dengan baik.



Gambar 2.4 Pengaruh oksigen pada bagian *root* pengelasan

Penetrasi yang buruk dapat menyebabkan oksidasi yang disebabkan tingginya kadar kromium lasan. Oleh karena itulah harus menggunakan gas inert seperti argon (Ar) sebagai gas pelindung. Gas argon tidak akan bereaksi dengan

logam panas/lelehan logam. Gas pelindung dapat memiliki resiko karena alur gas pada sistem dapat menyebabkan udara masuk ke dalam gas argon. Kontaminasi udara dapat menyebabkan kurang cukupnya fusi dan penetrasi yang dapat menyebabkan permukaan bagian belakang pada *root pass bead* teroksidasi. Oleh karena itu, penggunaan gas pelindung harus dilakukan dengan hati-hati.

2.2.1.5. *Filler metal* (Kawat Las) [13]

Pemilihan *filler metal* merupakan hal yang sangat penting sebelum melakukan pengelasan karena akan mempengaruhi sifat mekanik dan korosi pada daerah lasan dan HAZ. Pada daerah fusion GTAW, struktur mikro secara signifikan mengandung komposisi ferit yang tinggi, sehingga dapat mengurangi nilai ketangguhan dan ketahanan korosi. Ketangguhan *weld metal* tidak hanya dipengaruhi oleh kandungan ferit tapi juga kandungan oksigen. *Filler metal* yang baik yaitu mempunyai setidaknya komposisi kimia yang hampir sama dengan metal induk. Oleh karena itu, *filler metal* sebaiknya mengandung lebih banyak nikel agar memberikan nilai ketangguhan pada daerah pengelasan. Selain itu, unsur penting lainnya seperti kromium dan molibdenum yang tinggi dapat menjaga sifat ketahanan korosi karena nilai PRE tetap terjaga. Kandungan nitrogen yang ada pada *filler metal* direkomendasikan setidaknya memiliki 0,14% untuk baja *duplex* dan 0,22% untuk *superduplex*. Pemberian unsur nitrogen pada filler dapat mengatasi kemungkinan hilangnya atau lepasnya dari kampuh dan menjaga migrasi nitrogen dari HAZ.

Filler metal secara umum mengandung 2-6% atau lebih unsur nikel dari metal induk untuk mengontrol kesetimbangan fasa, untuk menjaga tetap tingginya ketahanan korosi dan untuk meningkatkan sifat mekanis. Penambahan nikel dapat mem-*promote* pembentukan austenit pada temperatur tinggi, sehingga menghasilkan daerah *weld metal* dengan komposisi austenit yang lebih tinggi. Namun, dengan banyaknya unsur paduan yang ada pada *filler metal* dalam pengelasan dapat membahayakan metal itu sendiri karena dilakukan pada temperatur yang sangat tinggi sehingga dapat memicu terjadinya presipitasi berupa fasa sigma atau intermetalik. Kelebihan kandungan nikel juga dapat merubah terjadinya solidifikasi dari full feritik menjadi campuran solidifikasi

feritik-asutenik dimana meningkatkan segregasi elemen-elemen dan menyebabkan hilangnya ketangguhan. Kelebihan unsur nikel juga dapat melarutkan nitrogen pada jumlah austenit yang banyak sehingga menurunkan ketahanan korosi *pitting* dan *crevice*. Jika *filler* berjenis austenitik digunakan, *weld metal* bisa mendapatkan komposisi *full* austenitik sehingga mengurangi kekuatan dan rentan terjadinya *solidification cracking*. Tabel 2.2 adalah beberapa jenis *filler metal* yang direkomendasikan oleh SANDVIK berdasarkan pemilihan materialnya yaitu sebagai berikut:

Tabel 2.2 Daftar tipe *filler metal* dan komposisi kimia

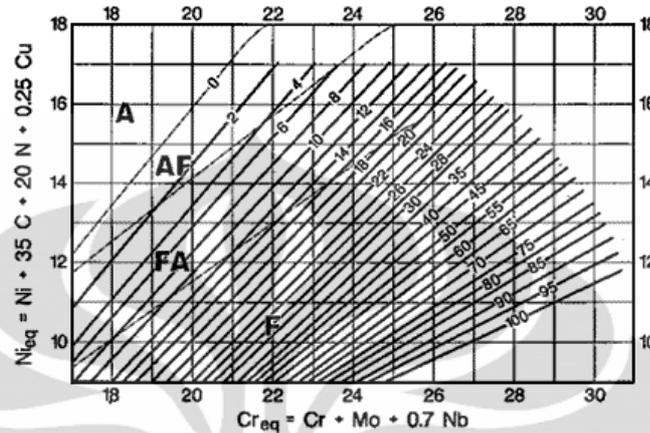
Sandvik base material	Type of consumable	Sandvik filler material designation	C _{max} (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)
SAF 2304	Wire (GTAW, GMAW, SAW)	23.7.L	0.020	23	7.0	-	0.14
SAF 2205 and SAF 2304	Wire (GTAW, GMAW, SAW)	22.8.3.L	0.020	23	9.0	3.2	0.16
	Covered electrodes (SMAW)	22.9.3.LR	0.03	22	9.0	3.0	0.12
		22.9.3.LB	0.04	22	9.0	3.0	0.15
	Flux cored wire (FGAW)	22.9.3.LT	0.03	23	9.5	3.1	0.16
SAF 2507 and SAF 2205	Wire (GTAW, GMAW, SAW)	25.10.4.L	0.020	25	9.5	4.0	0.25
	Covered electrodes (SMAW)	25.10.4.LR	0.03	25	9.5	4.0	0.25
		25.10.4.LB	0.04	25	9.5	4.0	0.25
SAF 2507 and SAF 2707 HD	Wire (GTAW, SAW)	27.9.5.L	0.020	27	9	4.6	0.30

2.3. Metalurgi Pengelasan

Selama proses pengelasan terjadi reaksi-reaksi yang mempengaruhi pembentukan fasa pada deposit las dan pembentukan karbida di daerah pengaruh panas yang pada akhirnya akan mempengaruhi sifat-sifat dari lasan khususnya sifat ketahanan korosi. Deposit lasan austenitik sering digunakan untuk menggabungkan berbagai paduan besi. Deposit lasan austenitik memadat sebagai ferit primer, yang juga dikenal sebagai (δ) delta ferit [10].

Delta ferit merupakan BCC-*iron* yang disisipi interstitial larutan padat atom karbon selama solidifikasi dan struktur BCC ditahan pada suhu ruangan. Struktur mikro memiliki bentuk dendrit kasar dengan ketidakhomogenan kimia yang menyebabkan logam lasan bersifat anodik dan logam dasar bersifat katodik di lingkungan korosif. Keberadaan daerah anodik dan katodik memberikan kondisi korosi galvanik. Beberapa kemungkinan metalurgi yang terjadi selama pengelasan adalah sebagai berikut [15]:

- Presipitasi intergranular, $M_{23}C_6$ yang kaya kromium, kromium karbida di dalam HAZ, yang dapat menyebabkan kerentanan terhadap korosi.
- Transformasi lasan dari ferit menjadi fasa sigma selama temperatur *elevated*.



Gambar 2.5 Diagram WRC -1992

Untuk memprediksi struktur mikro digunakan diagram berdasarkan pada komposisi aktual atau perkiraan. Sebagai contoh diagram WRC-1992, untuk memprediksi kadar lasan ferit dalam baja tahan karat seperti pada gambar 2.5. Grafik tersebut dapat digunakan untuk memprediksi jenis ferit (primer atau eutektik) dan kadar ferit. Diagram ini menunjukkan rentang komposisi untuk solidifikasi primer yang diinginkan. Karena tidak semua ferit adalah ferit primer (yakni, beberapa adalah komponen fase dari austenit-ferit eutektik), diagram ini dapat digunakan untuk memastikan bahwa ferit merupakan fasa padatan pertama (primer) yang terbentuk. Kondisi ini terjadi ketika deposit las memiliki komposisi pada rentang berlabel FA. Dengan demikian, pengetahuan tentang kadar ferit diperlukan untuk memprediksi perilaku korosi.

Kadar Ferit dinyatakan oleh Ferrite Number (FN), dimana FN 100 adalah sekitar sampai 65% ferit. Batas yang menyatakan perubahan mode solidifikasi (A: Austenit Primer; AF : Austenitik-Feritik; FA : Feritik-Austentik; F : Ferit Primer) ditunjukkan oleh garis putus-putus. Konsep kromium ekuivalen (Cr_{eq}) dan nikel ekuivalen (Ni_{eq}) digunakan untuk menormalkan efek berbagai penambahan paduan pada pembentukan ferit dan austenit. Rasio kromium-nikel yang tinggi mendorong pembentukan ferit primer, sedangkan rasio rendah mendorong austenit primer.

2.3.1. Segregasi Unsur Paduan

Farrar [13] menyebutkan bahwa adanya mikrosegregasi lokal pada kromikum dan molibdenum tapi tidak dalam konsentrasi yang banyak yang dapat mengontrol delta ferit dan pembentukan fasa intermetalik. Difusi Cr dan Mo selama transformasi ferit ke asutenit mempengaruhi kemungkinan terbentuknya fasa intermetalik.

Atamert dan King [13] menemukan bahwa unsur Cr tidak tergantung secara signifikan oleh temperatur. Namun berbeda dengan Molibdenum yang ditemukan di dalam ferit dengan menurunnya temperatur. Bagian nikel ditemukan menurun secara berangsur dengan naiknya temperatur. Nitrogen ditemukan paling banyak dengan semakin naiknya austenit dan menurunnya jumlah ferit. Volum fraksi austenit naik secara dengan penambahan sedikit nitrogen dimana kesetimbangan fasa pada *weld metal* bisa dikontrol oleh nitrogen.

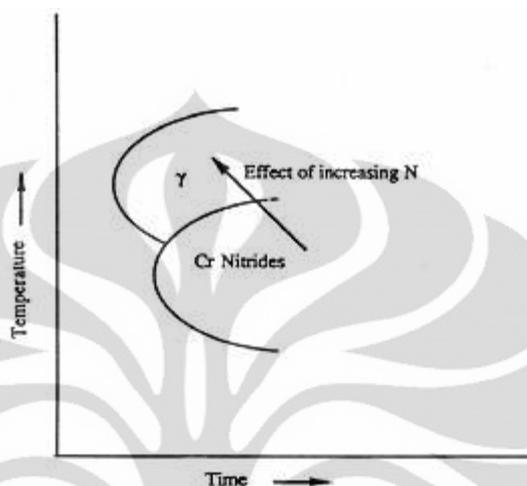
Ogawa dan Koseki [13] menemukan bahwa diantara Cr, Mo, dan Ni, mikrosegregasi Ni dan Mo lebih banyak dibanding Cr, dan Ni dan lebih banyak lagi ketimbang Mo sendiri. Namun, bagian-bagian tersebut ditemukan lebih banyak selama solidifikasi austenit dibanding solidifikasi ferit. Selanjutnya diindikasikan bahwa bagian Cr, Mo dan Ni ditemukan diantara ferit dan austenit tidak signifikan pada lasan. Oleh karena itu dapat disimpulkan dengan naiknya Ni dan atau nitrogen pada *weld metal* dapat secara dominan memberikan pengaruh terbentuknya austenit.

2.3.2. Heat Affected Zone (HAZ) [13]

HAZ adalah area metal induk yang mikrostrukturnya berubah karena pengaruh panas yang tinggi ke dalam metal. HAZ seharusnya mempunyai ketahanan korosi dan ketangguhan impak setidaknya sama atau lebih baik dari material dasarnya. Baja *duplex* dan *superduplex* biasanya mempunyai daerah HAZ yang sangat tipis sekitar 50 mikron kedalaman.

Rendahnya *heat input* pengelasan dapat mem-*promote* transformasi ferit secara tidak langsung di daerah HAZ, dan akan memberikan ukuran butir yang halus. Perhatian penting ketika penggunaan *heat input* yang rendah disertai dengan pendinginan cepat secara dominan akan menghasikan struktur mikro ferit.

Diagram TTT di bawah ini mengilustrasikan adanya efek Nitrogen pada DSS, penambahan gas nitrogen dapat mendukung terbentuknya asutenit selama pendinginan sehingga *weld metal* dan HAZ akan lebih mudah dikonversi kembali pada kesetimbangan asutenit-ferit yang optimal.



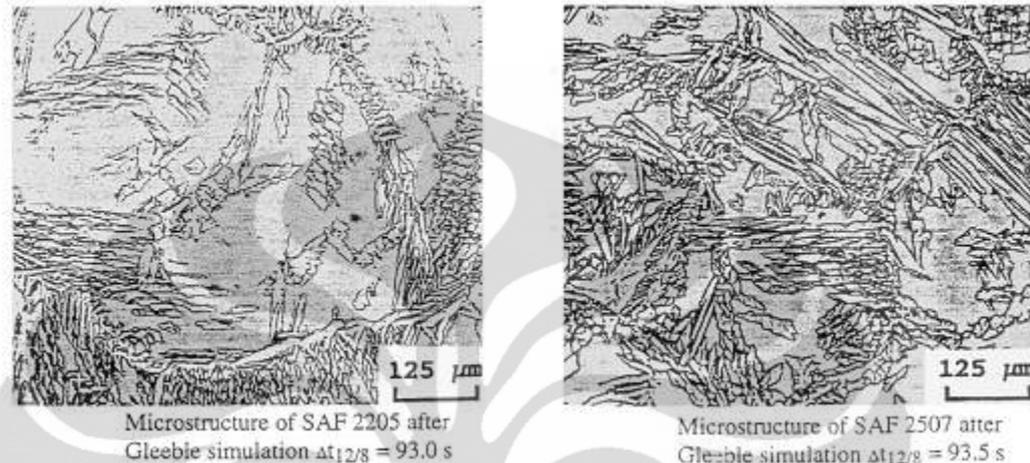
Gambar 2.6 Pengaruh penambahan nitrogen berdasarkan Diagram TTT

Laju transformasi yang tercepat kira-kira pada temperatur 850°C pada paduan Fe-C-Cr. Pada gambar 2.6, Diagram TTT menampilkan bahwa hidung menjadi semakin naik dan ke kiri dengan semakin naiknya elemen paduan penstabil austenit seperti nikel dan nitrogen. Untuk baja *superduplex*, hidung kurva C berada pada 1050°C dan transformasi mulai bergerak dalam beberapa detik pada temperatur ini.

Tingginya laju pendinginan dapat mengurangi munculnya presipitasi sigma dan chi. Tapi, Lippold et al [13] dan Kirineva dan Hannerz [13] menunjukkan kehadiran kromium nitrida (Cr_2N) ditemukan pada jarak laju pendinginan yang lebih besar dan sangat jelas mempengaruhi struktur mikro dan proporsi ferit. Naiknya kandungan ferit dan naiknya level nitrogen menyebabkan resiko terbentuknya kromium nitrida di ferit, karena rendahnya kelarutan nitrogen di dalam ferit.

Tingginya *heat input* bisa mengurangi kandungan ferit dan resiko terjadinya presipitasi intermetalik secara signifikan. Tambahan lagi, tingginya *heat input* pada temperatur puncak dalam waktu yang lama dapat menghasilkan pertumbuhan butir sehingga mengurangi ketangguhan impak. Seperti yang telah

disebutkan sebelumnya, unsur paduan, nikel dan nitrogen dapat menaikkan jarak temperatur dimana ferit berubah menjadi austenit pada saat pendinginan. Riset memberikan data bahwa level ferit pada HAZ 2205 alloy lebih tinggi daripada 2507 seperti yang terlihat pada gambar 2.7.

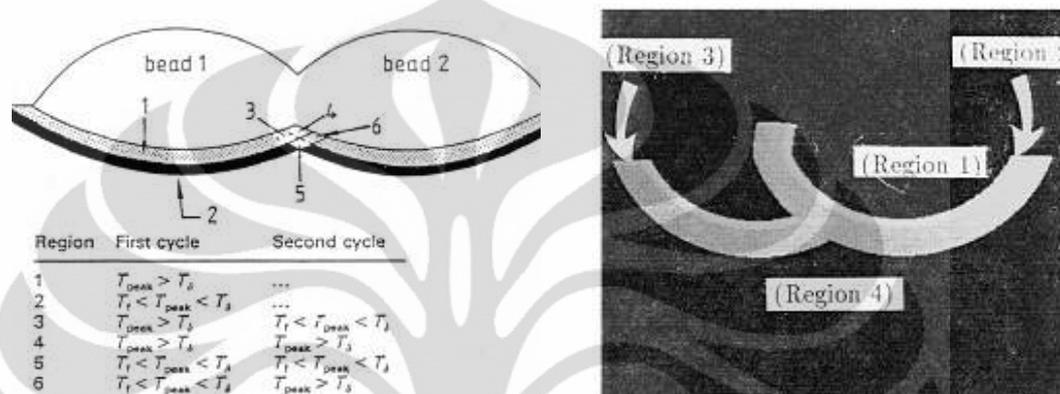


Gambar 2.7 Perbandingan struktur mikro SAF 2205 dan 2507

Hoffmeister dan Lothongkum [13] diinvestigasikan pengaruh nitrogen dengan memvariasikan kandungan nitrogen pada baja *superduplex* dan ditemukan bahwa semakin naiknya kandungan nitrogen tidak hanya menaikkan temperatur A4 tetapi juga membantu transformasi ferit ke austenit. Tambahan pula, diindikasikan bahwa dengan kandungan nitrogen medium, sekitar 0,1%, bisa menimbulkan presipitasi Cr₂N ketika laju pendinginan tinggi.

Tingginya temperatur juga menyebabkan permasalahan pertumbuhan butir, ketangguhan impak yang berkurang. Namun, temperatur puncak (*peak*) ini bukan hanya faktor yang mempengaruhi pertumbuhan butir di HAZ. Selanjutnya, pertumbuhan butir dikontrol oleh pemecahan austenit. Atamer dan King [13] diindikasikan bahwa ketika jarak partikel austenit besar, pertumbuhan butir hadir. Namun, menurut Ferreira dan Hertzman [13], semakin besarnya butir ferit, berarti berkurangnya kandungan austenit, yang menyebutkan alasan lainnya mengapa semakin tinggi temperatur puncak, dapat menurunkan kandungan austenit pada HAZ. Draugelates et al [13] mengamati pengaruh temperatur puncak dan waktu pendinginan pada HAZ. Tidak ada perbedaan yang signifikan ditemukan jika dibandingkan pada diskusi sebelumnya. Semakin sedikitnya fraksi austenit, maka

semakin berkurang pula sifat ketangguhan dan ketahanan korosi. Namun, pada gambar 2.8 menampilkan bahwa dengan rendahnya kandungan austenit pada daerah 2 bukan hanya disebabkan oleh rendahnya *heat input*. Hal tersebut diasumsi bahwa waktu yang ada untuk bertransformasi menjadi delta ferit terhindar akibat *rapid heating* dan laju pendinginan yang disertai dengan rendahnya *heat input*.



Gambar 2.8 Skema urutan siklus perbedaan temperatur pada HAZ

Daerah 1, Temperatur puncak $> T_s$

Daerah 2, $T_s > \text{Temperatur Puncak} > T_d$

Daerah 3, $T_d > \text{Temperatur Puncak} > T_f$

Daerah 4, $T_f > \text{Temperatur Puncak}$

dimana, T_s = Temperatur solidus

T_d = Temperatur feritisasi

T_f = Temperatur tinggi terjadinya pembentukan austenit

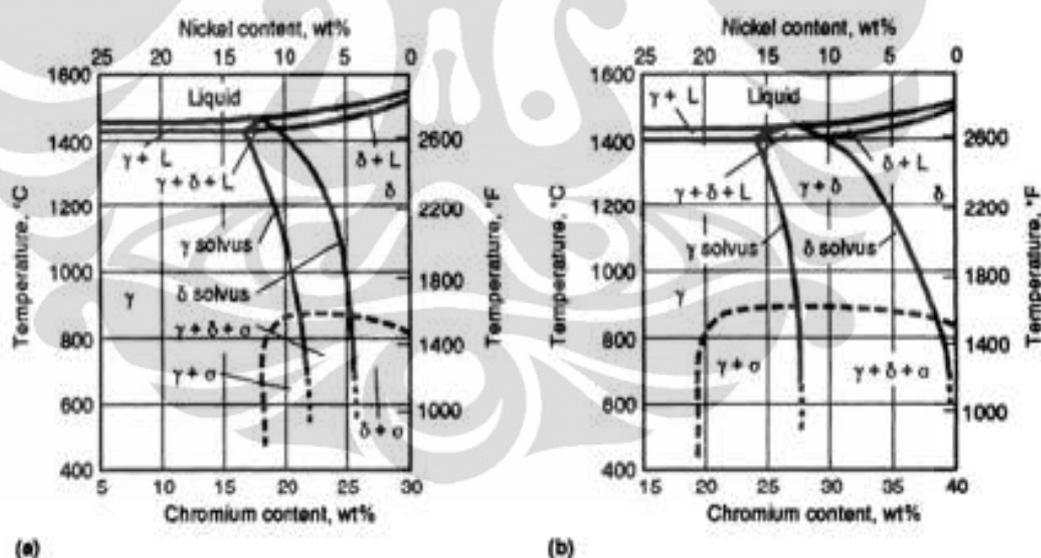
2.3.3. Weld Fusion Zone [13]

Proses terjadinya *weld metal* hampir sama prinsipnya dengan *casting*. Hal ini akan terjadi segregasi unsur paduan. Namun solidifikasi primer yang terjadi pada *duplex* secara normal adalah ferit dan ini menyebabkan segregasi kromium dan molibdenum selama solidifikasi. Tambahan lagi, laju difusi pada temperatur tinggi sedikit di bawah titik leleh, dan homogenisasi unsur paduan pada ferit bisa terjadi. Ketergantungan pada *heat input*, komposisi dan ketahanan korosi pada fasa ferit dan austenit bisa bervariasi.

Pada *heat input* rendah, transformasi ferit-austenit dikontrol oleh nitrogen, dan oleh karena mungkin ada perbedaan kecil antara kandungan unsur yang tersubstitusi pada dua fasa di pendinginan temperatur ruang, walaupun nitrogen akan menaikkan austenit. Pada *heat input* yang tinggi, ada waktu yang cukup untuk Cr, Mo dan Ni berdifusi dan oleh karena itu paduan akhir akan berbeda secara signifikan di antara dua fasa tersebut.

2.3.4. Evolusi Struktur Mikro Zona Fusi dan Morfologi Ferit

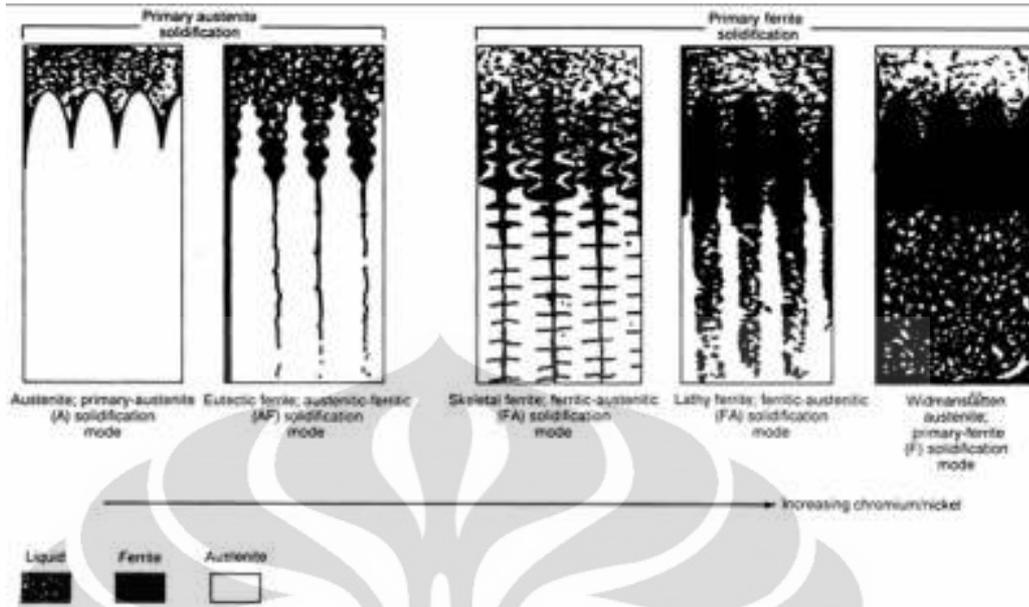
Struktur mikro logam las umumnya dipengaruhi oleh kadar karbon, unsur paduan, perlakuan panas yang diberikan, *heat input* dan laju pendinginannya [16]. Baja tahan karat *duplex* secara termo mekanik memiliki struktur mikro ferit-austenit yang seimbang. Transformasi baja tahan karat *duplex* dapat dijelaskan menggunakan diagram pseudobiner Fe-Cr-Ni pada kadar besi konstan 70% dan 60% seperti pada gambar 2.9.



Gambar 2.9 diagram terner Fe-Cr-Ni, pada kadar besi konstan (a) 70% Fe, (b) 60% Fe

2.3.5. Reaksi Solidifikasi

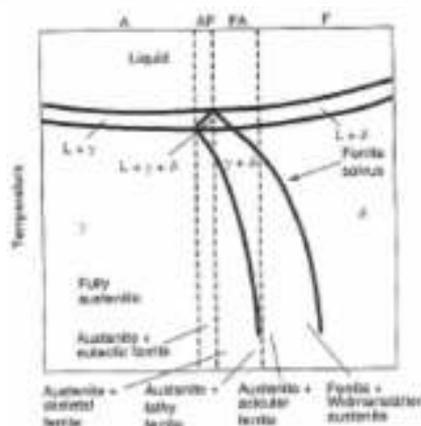
Struktur mikro akhir lasan dikontrol oleh perilaku solidifikasi dan transformasi keadaan padat, seperti pada gambar 2.10. Terdapat 4 kemungkinan solidifikasi dan transformasi keadaan padat pada *Weld metal* baja tahan karat *duplex* seperti yang ditunjukkan pada tabel 2.3 dan gambar 2.11.



Gambar 2.10 Skematik solidifikasi dan transformasi di lasan dengan peningkatan rasio Cr_{eq}/Ni_{eq}

Tabel 2.3 Tipe Solidifikasi, Reaksi dan Struktur Mikro yang terbentuk

Jenis Solidifikasi	Reaksi	Struktur Mikro
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Struktur <i>fully</i> austenitik, solidifikasi well-defined
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	Ferit pada sel dan batas <i>dendrite</i>
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{per/cut} \rightarrow F + A$	Ferit skeletal dan/atau <i>lathy</i> hasil dari transformasi ferit-austenit
F	$F \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Matriks ferit <i>accicular</i> atau ferit dengan batas butir austenit dan <i>Widmanstätten side plates</i>

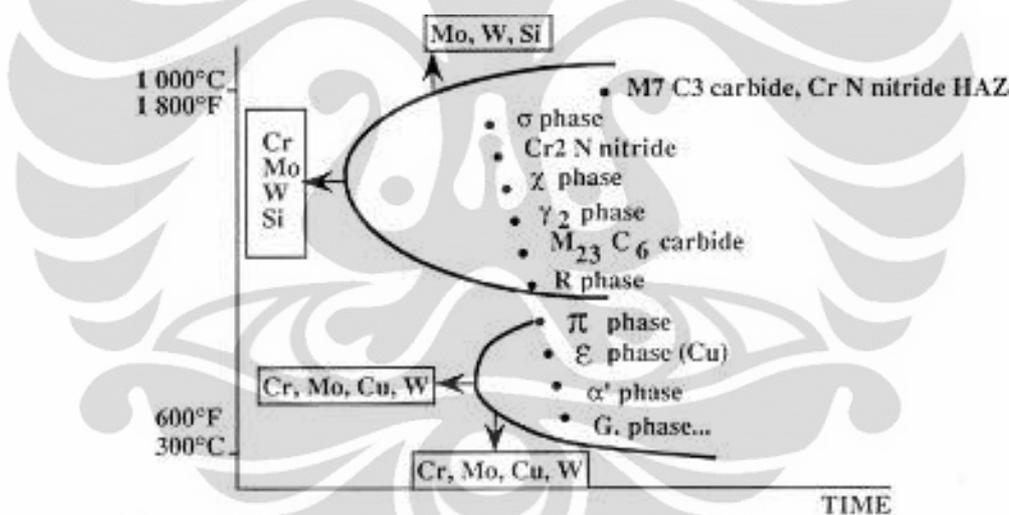


Gambar 2.11 Hubungan tipe solidifikasi dengan diagram fasa pseudobiner

2.3.6. Presipitat

Pada keadaan setimbang, baja tahan karat tipe *duplex* sepenuhnya terbentuk dari sebagian ferit dan austenit dalam proses pendinginan sampai temperatur kamar. Delta-ferit dalam logam las mengalami pembentukan seperti dendrit sebelum proses pembekuan austenit pada temperatur peritektik 1450 °C dan bertahan selama proses pendinginan yang cepat [17].

Ketika HAZ dipanaskan sampai temperatur mendekati temperatur solidus paduan, berbagai presipitat yang terdapat dalam *Base metal* terlarut. Hal tersebut akan mendorong kepada supersaturasi matriks austenit selama pendinginan. Karbida merupakan presipitat yang paling banyak terbentuk dalam HAZ pada baja tahan karat *duplex*. Berbagai macam presipitat juga dapat hadir dalam baja tahan karat *duplex*, bergantung pada komposisi dan perlakuan panas.



Gambar 2.12 Presipitat yang ada pada baja *duplex* dengan semakin banyaknya unsur paduan terhadap kenaikan temperatur pada diagram TTT

Pada gambar 2.12 menampilkan hasil-hasil transformasi yang terdiri dari berbagai fasa intermetalik dan karbida $M_{23}C_6$ akibat pengaruh temperatur dan waktu. Fasa sigma, *chi*, *eta*, G dan *Laves* juga terbentuk dalam baja tahan karat *duplex*, khususnya dalam kondisi penambahan Mo, Nb, dan Ti. Fasa-fasa tersebut terbentuk pada waktu paparan yang sangat lama pada temperatur *elevated*.

Daftar jenis-jenis presipitat yang sering muncul pada baja tahan karat, struktur dan stoikiometrinya ditunjukkan dalam tabel 2.4.

Tabel 2.4 Jenis-jenis presipitat dan bentuk kristalnya dalam baja *duplex* [13]

Type of Precipitate	Lattice Type	Space Group	Lattice Parameter (Å)
δ	BCC	Im3m	a=2.86-2.88
γ (γ_2)	FCC	Fm3m	a=3.58-3.62
σ	tetragonal	P4 ₂ /mmm	a=8.79, c=4.54
χ	cubic	I43m	a=8.92
R	rhombohedral	R3	a=10.90, c=19.34
π -nitride	cubic	P4 ₃ 2	a=6.47
Cr ₂ N	hexagonal	P31m	a=4.80, c=4.47
M ₂₃ C ₆	cubic	Fm3m	a=10.56-10.65
M ₇ C ₃	hexagonal	Pnma	a=4.52, b=6.99 c=12.11

2.3.6.1. Karbida M₂₃C₆

Karbida terdapat dalam setiap baja tahan karat *duplex*, karena kromium merupakan pembentuk kuat karbida. Penambahan beberapa pembentuk karbida, seperti Mo, Nb, Ti juga mendukung pembentukan karbida. Presipitasi karbida M₂₃C₆ memiliki pengaruh terhadap ketahanan korosi. Presipitat karbida tumbuh cepat di sepanjang batas butir pada temperatur 700-900⁰C dan paling banyak terbentuk dalam HAZ pada baja tahan karat *duplex*. Pada umumnya presipitat karbida tumbuh di sepanjang batas butir atau *interface* ferit – austenit [5].

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 M₂₃C₆ membentuk inti dan tumbuh ke dalam matriks ferit. Pada pemanasan 700⁰C pengendapan M₂₃C₆ dalam austenit terbatas. Hal ini menunjukkan bahwa larutan lewat jenuh karbon dalam ferit lebih kecil dari pada dalam austenit.

2.3.6.2. Fasa Sigma

Pada *Base metal* dan *Weld metal* baja tahan karat *duplex* sangat rentan terhadap pembentukan fasa sigma. Fasa sigma dapat terbentuk dalam berbagai jenis baja tahan karat, tetapi paling umum cenderung terjadi dalam kadar Cr yang tinggi pada austenitik, feritik, dan paduan *duplex*. Pembentukan fasa sigma bergeser ke kandungan Cr yang lebih rendah dan temperatur yang lebih tinggi. Nikel dapat meningkatkan interval temperatur pembentukan fasa sigma dari 815-926°C, tetapi pengaruh nikel dalam meningkatkan pembentukan fasa sigma tidak seefektif Mn atau unsur-unsur kuat pembentuk ferit seperti Mo, S dan Al.

2.3.6.3. Fasa Chi [17]

Fasa chi adalah suatu senyawa intermetalik stabil yang mengandung Fe, Cr dan Mo. Secara teoritis fasa chi dapat merupakan suatu senyawa pelarut karbon dengan tipe M₁₈C. Komposisi fasa chi bervariasi dengan toleransi yang tinggi, sehingga sulit dibedakan dengan fasa sigma melalui metoda EDX. Dengan penambahan karbon perbandingan unsur dalam fasa chi bergeser ke arah Mo, yang mana berarti bergeser ke arah pembentukan karbida kuat.

2.3.6.4. Fasa R [17]

Fasa R mempunyai struktur heksagonal dengan jarak antar kisi yang cukup lebar. Fasa R adalah fasa intermetalik Fe, Cr dan Mo yang mirip dengan fasa sigma dan chi. Dyson dan Keown [18] membahas pergerakan atomik dalam ferit untuk mengakomodasikan struktur fasa R. Ditemukan bahwa hanya sedikit pergerakan atom kecil dan pergerakan kisi dibutuhkan untuk terbentuknya fasa R dari ferit. Secara teoritis transformasi delta ferit menjadi fasa R lebih mudah terjadi dibandingkan fasa sigma.

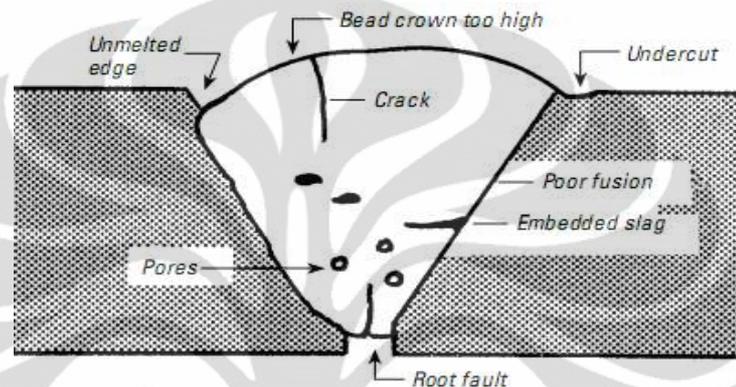
2.3.6.5. Nitrida (Cr₂N) [13]

Pembentukan nitrida terjadi selama pendinginan cepat dari temperatur peleburan yang tinggi karena supersaturasi nitrogen di dalam ferit. Presipitasi nitrida muncul pada temperatur 700-900°C dan terlihat pada daerah dengan

kandungan ferit yang tinggi. Karena laju pendinginan tersebut mengakibatkan nitrogen akan berdifusi ke batas butir dan menghasilkan sejumlah Cr_2N .

2.4. Cacat Pengelasan [19]

Di bawah ini gambar 2.13 mengenai tipe-tipe cacat atau kegagalan yang biasa terjadi pada hasil pengelasan, yaitu:



Gambar 2.13 Macam-macam cacat pengelasan

2.4.1. Kegagalan *Root* (*Root Fault*)

Kegagalan *root* dapat terjadi apabila penetrasi pengelasan di sepanjang sambungan tidak cukup. Hal tersebut dikarenakan kurangnya arus pengelasan atau terlalu cepatnya kecepatan pengelasan. Selain itu juga elektroda mungkin terlalu besar untuk bentuk *groove* yang akan dilas.

2.4.2. Kegagalan *Fusion* (*Fusion Fault*)

Jika arus terlalu rendah dan kecepatan terlalu tinggi, kegagalan sambungan terjadi karena kurangnya pelelehan dan sambungan antara *filler* dan *base metal*. Kegagalan sambungan juga terjadi jika elektroda terlalu kecil digunakan pada area yang besar pada *base metal* dingin. Diameter elektroda yang digunakan sebaiknya lebih besar dan *base metal* dilakukan perlakuan panas (*preheat*).

2.4.3. *Edge and Bead Defect* (Cacat sisi dan las manik)

Hal ini dapat terjadi jika arus terlalu tinggi. Kegagalan pada *bead* dan *edge* mungkin juga terjadi pada arus keluaran jika sumbu terlalu panjang atau jika

pergerakan elektroda tidak tepat. Ketika pengelasan *upward* pada bidang vertikal dan penggunaan gerak *weaving*, elektroda seharusnya diperiksa sebentar apakah daerah *bead* sudah baik untuk memperoleh penertasi yang baik untuk menghindari cacat sisi. Kegagalan *edge* ini bisa juga disebut dengan *undercut*. Cacat ini bisa menjadi indikator terjadinya perpatahan pada sambungan yang dilas.

2.4.4. Poros (Rongga)

Pori pada lasan bisa terjadi karena faktor kelembaban pada lapisan elektroda, terutama ketika pengelasan dengan elektroda utama. Pori ini bisa juga meningkat jika *base material* yang dilas basah atau lembab. Alasan lainnya bisa terjadi karena panjangnya sumbu, sehingga membiarkan udara masuk ke dalam daerah pengelasan.

2.4.5. Retak Panas (*Heat Crack*)

Retak panas bisa muncul selama atau sesaat setelah pendinginan selesai. Ada dua penyebab utama, yaitu : pengotor pada *base material* yang mempunyai kecenderungan untuk segregasi dan bisa membentuk suatu lapisan di tengah lasan. Lapisan ini menjaga sambungan kisi kristal. Segregasi unsur kimia yang biasa terjadi biasanya adalah karbon dan sulfur. Pada kasus dimana retak panas disebabkan oleh unsur ini. Jika retak panas muncul ketika pengelasan dengan elektroda utama, material menjadi tidak bisa dilas.

Tegangan sepanjang pengelasan dapat menyebabkan retak panas bahkan jika *base material* tidak segregasi pada lasan. Pada daerah sempit, jarak temperatur kritis, hanya sesaat setelah pembekuan las manik (*bead*), ada sedikit deformasi pada lasannya, dan jika penyusutan pada metal lebih besar dari bidang rentangan pengelasan, retak panas akan terjadi. Jenis retak ini bisa dihindarkan dengan memaksa sampel lasan pada perlakuan *jigs* (gerak cepat) untuk mengontrol *shrinkage*.

2.4.6. Retak *Shrinkage* (Susut)

Retak susut terjadi ketika sifat ketangguhan pada lasan lebih kecil dari pergerakan susut. Retak susut akan biasanya terjadi di sepanjang arah lasan dan disebabkan oleh penyusutan belah dua memanjang.

2.4.7. Retak Hidrogen (*Hydrogen Crack*)

Retak *weld metal* disebabkan oleh kehadiran hidrogen dan bisa terjadi pada setiap tipe baja yang dikeraskan atau yang dikeraskan selama proses pengelasan. Semakin tingginya titik lebur, semakin tinggi pula resiko retak hidrogen. Alasannya karena kelembaban elektroda selama pengelasan. Air pada lapisan akan berubah menjadi hidrogen pada sumbu dan terakhir menjadi porositas hidrogen yang larut pada *weld metal* dan *heat affected zone* (HAZ) secara cepat berdekatan daerah lelehan. Ketika digabungkan dengan fasa keras pada lasan dan adanya stress di dalamnya maka terjadi retak. Retak bisa terjadi pada waktu yang cukup lama setelah pengelasan selesai dan oleh karena itu bisa pula disebut sebagai retak dingin (*cold crack*). Sumber hidrogen lainnya adalah karat, minyak, cat atau pengembunan di sepanjang groove lasan. *Preheating groove* hingga 50°C akan membantu mengurangi jumlah hidrogen yang ada. Kesimpulannya yaitu retak jenis ini dapat dihindari dengan menjaga elektroda dan *base metal* pada groove tetap kering.

2.4.8. Slag Lasan

Slag terdiri dari partikel non-metalik yang berada pada lapisan elektroda. Semua slag sebaiknya dihilangkan setelah menyelesaikan setiap *bead*. Slag ini akan mempengaruhi kekuatan lasan. Hindari terjadinya rongga pembakaran karena *slag* dapat berdeposit ke dalam rongga tersebut dan akan sulit untuk dihilangkan. Ketika preparasi *groove* lasan, pastikan bahwa *gap* cukup untuk menjaga penyambungan yang baik dan *slag* muda dihilangkan. Membersihkan karat dan *scale* dari permukaan yang dilas dan pastikan memilih elektroda yang tepat untuk sesuai dengan posisi *welding* yang digunakan.

2.5. Korosi Secara Umum

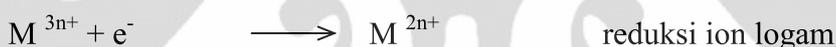
Korosi dapat didefinisikan sebagai tergedrasinya suatu material yang dihasilkan karena interaksi dengan lingkungannya, baik secara kimiawi, elektrokimia, mekanik dan metalurgi. Kebanyakan proses korosi bersifat elektrokimia, dimana larutan berfungsi sebagai elektrolit sedangkan anoda dan

katoda terbentuk karena adanya ketidakseragaman pada permukaan logam atau 2 material logam yang berhubungan [20].

Reaksi oksidasi [23] :



Reaksi reduksi [23] :



Proses elektrokimia sebagai proses terjadinya korosi memiliki dua buah reaksi. Reaksi tersebut dinamakan reaksi setengah sel yang terdiri dari reaksi oksidasi yang berlangsung di anoda dan reaksi reduksi yang berlangsung di katoda. Reaksi oksidasi disebut reaksi anodik sedangkan reaksi reduksi disebut reaksi katodik. Pada reaksi oksidasi, atom logam akan membentuk ion positif atau kation. Sedangkan pada reaksi reduksi atom, atom logam akan membentuk ion negatif atau anion. Proses korosi itu tidak berdiri sendiri tetapi ada keterlibatan lingkungan terutama di lingkungan air yang terdiri dari efek temperatur, akibat bakteri anaerobik, efek dari PH, saturasi udara dengan air, tekanan parsial Oksigen yang tinggi [21].

a. Pengaruh temperatur.

Temperatur mempunyai pengaruh linier dengan laju korosi. Dengan naiknya temperatur, kecepatan korosi akan naik pula. Misalnya pada baja paduan rendah, kecepatan korosinya akan naik dua kali dengan kenaikan temperatur setiap 30°C [22].

b. Pengaruh kadar oksigen.

Kecepatan korosi pada logam seperti besi dan baja dalam larutan yang banyak teraerasi pada temperatur yang tetap akan membentuk fungsi linier dari konsentrasi oksigen terlarut. Semakin tinggi konsentrasi oksigen yang terlarut maka semakin tinggi pula tingkat korosi yang terjadi.

c. Pengaruh pH

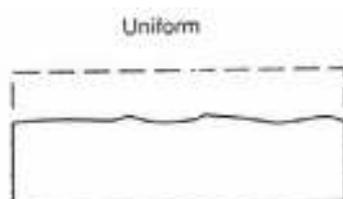
Seperti kita ketahui pada diagram *pourbaix* bahwa yang mempengaruhi terhadap korosi adalah tegangan dan pH. Semakin rendah pH maka kemungkinan logam tersebut untuk terkorosi semakin besar pula karena daerah logam terurai menjadi ion berada di lingkungan asam.

Dalam daerah pH 4 – 10, laju korosi independen dari pH dan tergantung bagaimana dengan cepat difusi oksigen kepermukaan logam. Difusi yang besar membawa *hydrous ferrous oxide* secara berulang inilah proses korosi. Pada daerah asam (pH 4) film *ferrous oxide* melarut dan pH akan menurun dan besi akan kontak langsung dengan lingkungan basah. Pada pH diatas 10, laju korosi akan berkurang sebab besi berubah menjadi pasif [21].

2.6. Jenis – Jenis Korosi

2.6.1 Korosi Seragam

Biasa disebut juga *general attack*, merupakan karakteristik normal dari reaksi kimia atau elektrokimia yang menghasilkan korosi secara menyeluruh dipermukaan yang tidak terlindungi atau area yang besar jadi korosi ini merupakan korosi yang paling mudah untuk dikenali. Korosi ini dapat dikendalikan dengan pemilihan material yang tepat dan proteksi katodik [23].



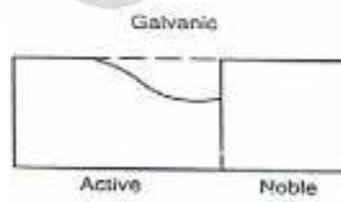
Gambar 2.14 Gambar bentuk korosi seragam [23]

2.6.2. Korosi Galvanik (*Galvanic*)

Korosi ini terjadi karena adanya perbedaan potensial antara logam yang saling berhubungan dengan lingkungan yang korosif sehingga diantara kedua logam akan timbul suatu tegangan listrik yang berakibat logam yang memiliki potensial yang lebih negatif akan menjadi anoda, sedangkan logam lainnya akan menjadi katoda. Jenis logam yang menjadi pasangan akan menentukan laju korosi sel galvanik. Makin jauh perbedaan antara potensial reduksi logam yang satu dengan dengan logam yang lain maka makin mudah bagi pasangan sel galvanik ini untuk terkorosi. Lingkungan yang agresif akan mempercepat laju korosi suatu sel galvanik. Bahkan lingkungan tertentu dapat menghambat dan mengurangi laju korosi jika dalam lingkungan tersebut terdapat zat-zat inhibitor. Efek dari hubungan dua logam tak sejenis adalah sebagai berikut :

- a). Deret galvanis meramalkan bahwa logam aktif akan menjadi anoda apabila gandengan itu membentuk sebuah sel korosi basah, sementara logam yang lebih mulia akan menjadi katoda.
- b). Laju korosi logam lebih aktif mengalami percepatan, sementara laju korosi logam lebih mulia terhambat, hal ini karena katoda mungkin masih terkorosi, tergantung besar polarisasi katodik yang diinduksi.

Korosi ini dapat dikendalikan dengan cara menghindari penggunaan dua macam logam yang saling berhubungan dalam suatu konstruksi, memasang *insulator* antara kedua logam dan *coating*.

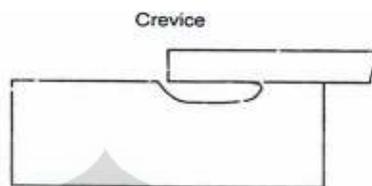


Gambar 2.15 Gambar bentuk korosi galvanis [23]

2.6.3. Korosi Celah (*Crevice*)

Korosi ini terjadi pada lokalisasi yang intensif dan berulang-ulang pada celah atau area sambungan pada permukaan metal yang menjadi korosif, untuk

tipe ini yang korosi selalu pada volum sedikit yaitu larutan yang stagnan yang disebabkan lubang, permukaan gasket, bagian sambungan, permukaan deposit, celah dibawah baut dan kepala *rivet*.

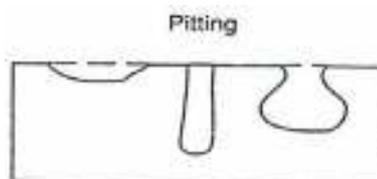


Gambar 2.16 Gambar bentuk korosi celah [23]

2.6.4. Korosi Sumuran (*Pitting*)

Pitting adalah bentuk kerusakan pada material pada lokasi tertentu yang menghasilkan lubang. Korosi ini sulit untuk diketahui sebab selain ukurannya yang kecil juga seringkali tertutup oleh hasil korosi [20]. Jenis korosi ini merupakan yang paling berbahaya karena membentuk korosi yang terpusat secara terus menerus. *Pitting* biasanya tumbuh sesuai dengan arah gravitasi. Korosi *pitting* biasa disebut dengan korosi sumuran dimana korosi lokal yang secara selektif menyerang bagian permukaan logam yang [24] ;

1. Selaput pelindungnya tergores atau retak akibat perlakuan mekanik.
2. Mempunyai tonjolan akibat dislokasi atau slip yang disebabkan tegangan tarik yang dialami atau tersisa.
3. Mempunyai komposisi heterogen dengan adanya inklusi, segregasi atau presipitasi.

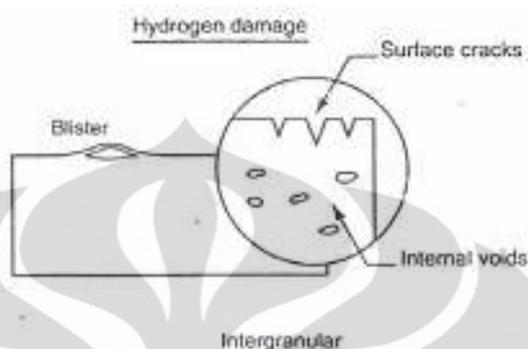


Gambar 2.17 Gambar bentuk korosi sumuran [23]

Korosi ini mirip dengan korosi celah tetapi yang membedakannya adalah korosi celah dipicu oleh beda konsentrasi oksigen sedangkan sumuran pada

permukaan yang datar hanya dipicu oleh faktor-faktor metalurgi, produk korosi kecoklatan yang terbentuk dipermukaan baja atau besi yang terkorosi.

2.6.5. Korosi Batas Butir (Intergranular)

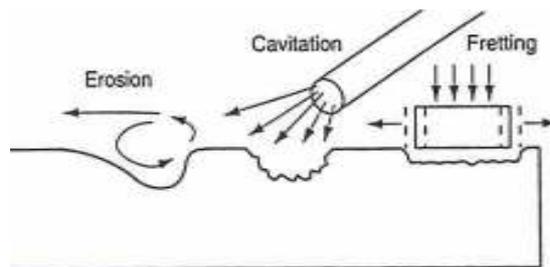


Gambar 2.18 Gambar korosi batas butir [23].

Korosi ini terjadi pada daerah batas butir atau sekitar batas butir bersifat anodik dan pada bagian tengahnya bersifat katodik, hal ini dikarenakan daerah batas butir terserang akibat ada endapan didalamnya. Oleh karena daerah batas butir sering menjadi tempat yang disukai untuk proses pengendapan (*precipitation*) dan pemisahan (*segregation*). Secara alamiah lebih reaktif pada batas butir yang berefek kecil pada beberapa aplikasi untuk penggunaan metal.

2.6.6. Korosi Erosi

korosi ini merupakan percepatan atau penambahan kecepatan deteriorasi pergerakan relatif antara fluida korosif dengan permukaan metal. Terjadi gabungan kerusakan antara korosi dengan pengikisan atau erosi logam oleh aliran fluida. Aliran fluida yang cepat, apalagi yang mengandung partikel yang abrasif atau mengikis lapisan tipis oksida sehingga lapis lindung tersebut rontok dan proses korosi akan berlangsung lebih cepat. Bentuk dari korosi ini yang timbul ketika logam terserang akibat gerak relatif antara elektrolit dan permukaan logam. Efek yang banyak berpengaruh pada korosi ini adalah korosi dalam aliran laminar, kerusakan akibat turbulensi dan peronggaan, bentuk khusus korosi erosi terhadap bahan akibat lingkungan yang mengalir sangat deras.



Gambar 2.19 Gambar bentuk korosi erosi [23]

2.7. Korosi Sumuran (*Pitting*) Daerah Lasan

Pitting adalah bentuk lain dari serangan korosi lokal berbentuk lubang kecil atau lubang besar dengan diameter permukaan sama atau kurang dari kedalaman [10]. Pit biasanya terisolasi atau sangat dekat dengan pit yang lain sehingga kelihatan seperti permukaan yang kasar. Korosi ini sangat berbahaya karena sulit dideteksi dan kerusakan yang ditimbulkan dapat terjadi secara tiba-tiba atau mendadak. *Pitting* adalah bentuk serangan lokal yang disebabkan oleh pecahnya lapisan tipis oksida pasif yang melindungi bahan dari proses korosi. Lubang biasanya hasil dari sel konsentrasi yang dibentuk oleh variasi dalam komposisi larutan yang berhubungan dengan bahan paduan. Variasi komposisi tersebut dihasilkan ketika larutan berada pada permukaan yang tidak teratur, berbeda dari komposisi larutan padat (*bulk*). Setelah lubang terbentuk, lubang bertindak sebagai anoda didukung oleh daerah katodik yang relatif besar.

Pit sering dimulai pada struktur mikro tertentu dalam deposit lasan dan lebih berkembang di dalam material yang secara metalurgi bersifat heterogen. Misalnya, ketika baja tahan karat austenit dipanaskan sampai temperatur di mana terjadi sensitasi akan menghasilkan *chromium depleted zone* yang merupakan tempat terjadi *pitting*. Pit juga dapat dimulai pada antarmuka austenit-ferit dalam logam lasan *stainless steel*. Ketika *filler metal* yang digunakan sudah tepat, *pitting* masih dapat terjadi di dalam *unmixed zone*.

Semakin kompleks komposisi struktur suatu material dapat mengakibatkan ketahanan korosi akan semakin menurun. Hal ini dikarenakan semakin banyak komposisi struktur yang dimiliki suatu material akan menyebabkan terbentuknya lebih banyak daerah-daerah yang memiliki perbedaan

potensial dalam strukturnya. Perbedaan potensial dalam struktur akan mengakibatkan terbentuknya daerah anoda dan katoda dalam struktur sehingga meningkatkan efek galvanik dalam struktur suatu material sehingga pada akhirnya menurunkan ketahanan korosi suatu bahan khususnya terhadap korosi elektrokimia [16].

Ukuran pit dapat bervariasi, dari yang sangat dangkal, sampai yang sangat dalam dan lebar [25]. Bentuk pit dapat sempit dan dalam, dangkal dan lebar, elliptical, kumpulan serangan butir vertikal atau horizontal, atau dari *cavity subsurface*. Penghilangan berat (laju korosi) dapat dihitung dengan rumus [26]:

$$\text{Corrosion rate (mpy)} = \frac{534. W}{D. A. T}$$

dimana, W = berat yang hilang (mg)

D = densitas (gr/cm³)

A = Luas permukaan terekspos (in²)

T = waktu pengujian (jam)

Selanjutnya, setelah mendapatkan nilai *corrosion rate* dalam mpy dari hasil perhitungan rumus diatas, maka kita dapat menentukan kategori *corrosion rate* benda uji berdasarkan tabel dibawah ini :

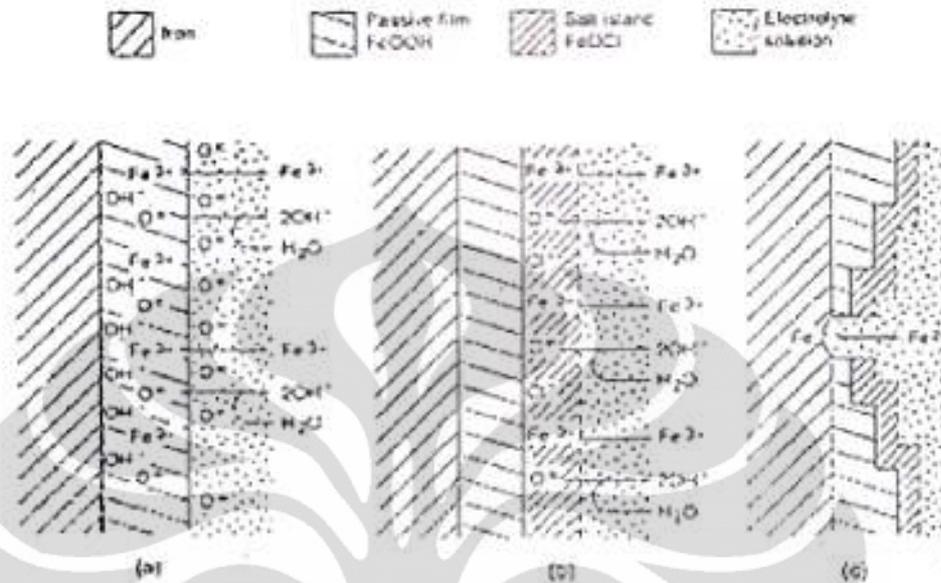
Tabel 2.5 Daftar kategori *corrosion rate* berdasarkan standar NACE [27].

Kategori	mpy
<i>Outstanding</i>	<1
<i>Excellent</i>	1 – 5
<i>Good</i>	5 – 20
<i>Fair</i>	20 - 50
<i>Poor</i>	50 - 200
<i>Unacceptable</i>	> 200

2.7.1. Mekanisme Korosi Sumuran (*Pitting*)

Adanya kombinasi faktor internal material dan factor lingkungan yang korosif akan mengakibatkan terjadinya serangan korosi pada logam. Terjadinya korosi sumuran pada logam adalah akibatnya pecahnya lapisan pasif lokal yang

terdapat pada permukaan material. Mekanisme pecahnya lapisan pasif dapat dilihat pada gambar dibawah ini.

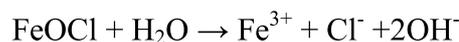
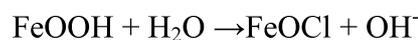


Gambar 2.20 Mekanisme pecahnya lapisan pasif lokal akibat ion Cl⁻ [23].

Pada kondisi normal terdapat lapisan oksida pasif pada permukaan material. Tanpa kehadiran ion Cl⁻ lapisan pasif ini membentuk ion *ferric* yang berada dalam kondisi teroksidasi berdasarkan reaksi berikut :



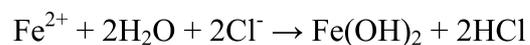
Adanya ion Cl⁻ yang berasal dari lingkungan, akan terjadi peningkatan kecepatan reaksi pelepasan Fe³⁺ dari lapisan pasif ke lapisan luar menjadi FeOCl, yang memiliki kemampuan melarut lebih tinggi dibandingkan dengan FeOOH dan akan berdisosiasi berdasarkan reaksi berikut :



Dengan rusaknya lapisan pasif FeOOH, akan terbentuk daerah katodik dan anodik dan mulai terjadi reaksi antara material dengan lingkungan, sehingga terbentuk awal sumuran (*initiation pit*). Ion Fe³⁺ yang terbentuk dihasilkan tanpa terjadinya perubahan arus anodik, yang berarti bahwa walaupun ion Fe³⁺ tetapi

belum meningkatkan laju korosi sumuran material yang bersangkutan atau belum terjadinya pertumbuhan sumuran (*propagation pit*).

Hasil korosi sumuran kemudian akan terhidrolisa menjadi asam klorida dan mengendap pada permukaan material berdasarkan reaksi berikut [7] :



$\text{Fe}(\text{OH})_2$ yang terbentuk merupakan basa lemah, sedangkan HCl merupakan asam kuat sehingga hasil kali reaksi ini akan menyebabkan pH disekitar sumuran akan menurun cepat. Dengan dominannya suasana asam, maka akan mempercepat reaksi pelarutan di anoda dan meningkatkan konsentrasi ion Cl^- pada sumuran yang terbentuk dengan sendirinya. Efek percepatan proses korosi sumuran disebabkan sifat autokatalitik dari ion Cl^- seperti yang terlihat pada gambar dibawah ini :



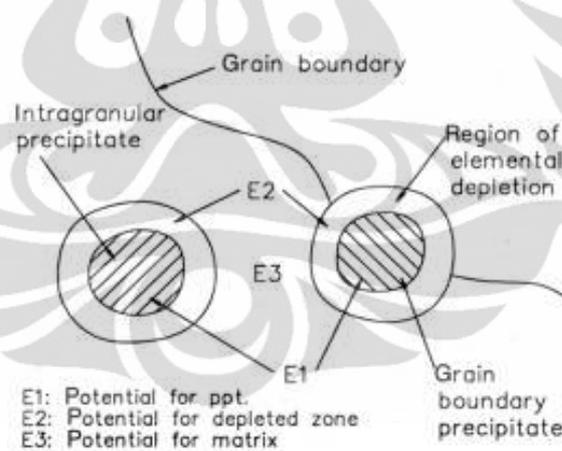
Gambar 2.21 Mekanisme proses autokatalitik pada korosi sumuran [20].

Mekanisme proses autokatalitik secara singkat dapat dijelaskan sebagai berikut: Permukaan logam setelah mengalami pembentukan awal sumuran akan teroksidasi kembali membentuk suatu lapisan $\text{Fe}(\text{OH})_3$ yang merupakan lapisan yang bersifat porous. Lapisan ini mudah ditembus oleh ion-ion Cl^- tetapi tidak demikian halnya dengan ion Fe^{2+} . Hal ini mengakibatkan konsentrasi ion Cl^- di dalam sumuran akan semakin meningkat sehingga reaksi yang terjadi antara Fe^{2+} dengan Cl^- dalam membentuk HCl didalamnya juga meningkat.

2.8. Sensitasi

Selama pengelasan baja tahan karat, zona sensitasi lokal (yaitu, daerah rentan korosi) sering berkembang. Baja tahan karat *duplex* bila dipanaskan sampai suhu antara 500 - 800⁰C untuk jangka waktu cukup lama, akan mengalami fenomena sensitasi. Hal ini diyakini bahwa perlakuan panas ini memungkinkan pembentukan partikel presipitat karbida krom kecil di sepanjang batas butir dengan reaksi antara kromium dan karbon dalam *stainless steel* [28]. Baik kromium dan karbon harus berdifusi ke batas butir untuk membentuk presipitat, meninggalkan *chromium depleted zone* yang berdekatan dengan batas butir. Akibatnya, daerah batas butir ini sekarang sangat rentan terhadap korosi.

Sensitasi terjadi karena pembentukan krom karbida sepanjang batas butir, sehingga kadar kromium menipis di daerah yang berdekatan dengan batas butir. Daerah ini menyebabkan perbedaan potensial elektrokimia yang dapat mempromote terjadinya korosi terlokalisasi pada struktur mikro. Kekurangan kromium tersebut menghasilkan sel galvanik terlokalisasi, seperti pada gambar 2.22.



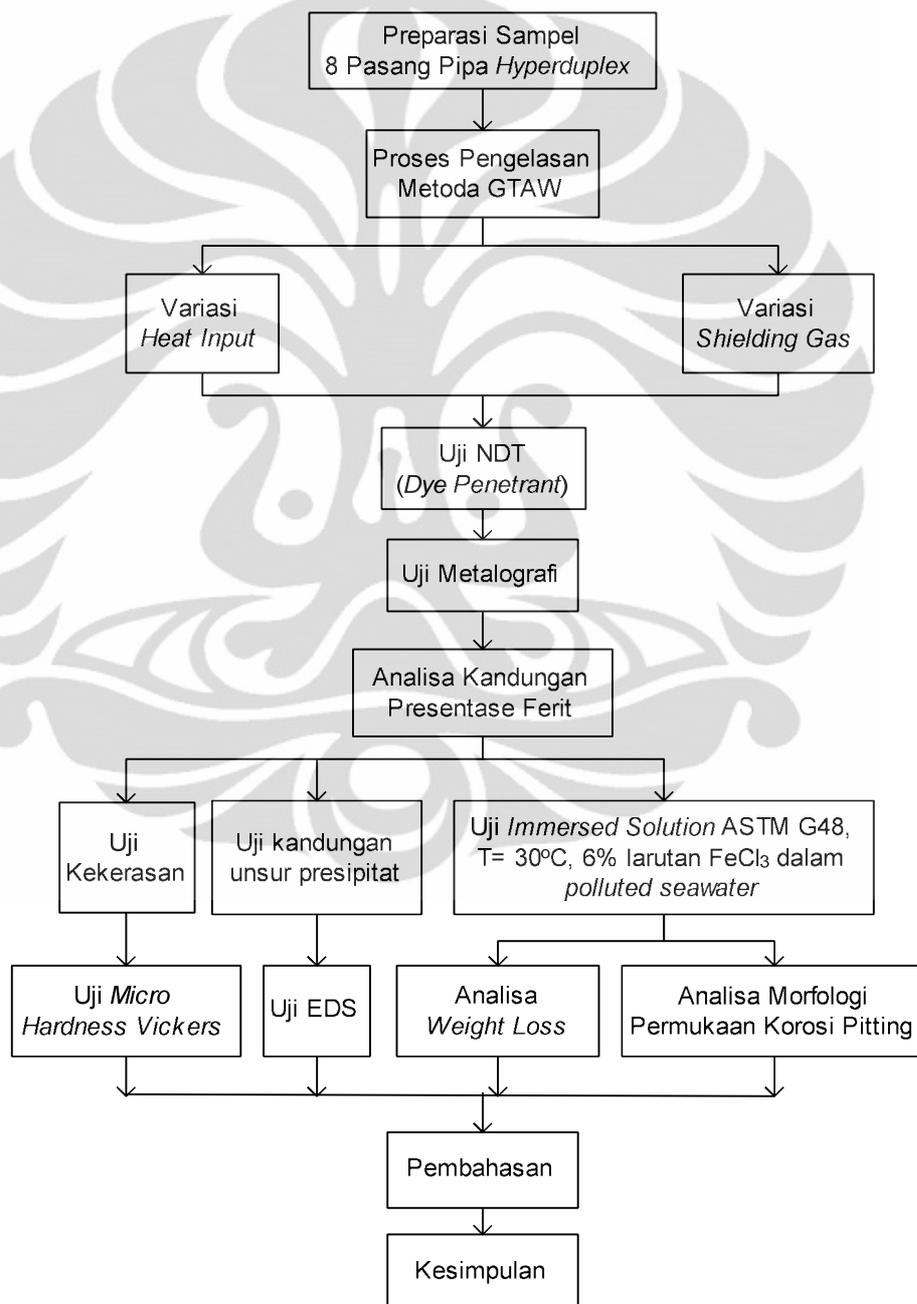
Gambar 2.22 Daerah depleted yang berdekatan dengan presipitat

Jika pengurangan ini menurunkan kadar krom sampai di bawah 12 %wt yang diperlukan untuk mempertahankan lapisan pasif protektif, daerah akan mengalami sensitasi dan akhirnya korosi [10]. Fenomena sensitasi dapat dihindari antara lain dengan memadukan baja tahan karat dengan logam lain seperti niobium atau titanium, yang memiliki kecenderungan yang lebih besar untuk membentuk karbida daripada kromium Cr sehingga tetap dalam larutan padat.

BAB III METODOLOGI PENELITIAN

3.1. Prosedur Penelitian

Tahapan-tahapan prosedur yang akan dilakukan pada penelitian ini diuraikan pada diagram alir Gambar 3.1.



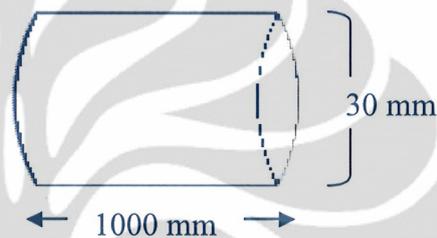
Gambar 3.1 Flowchart Penelitian

3.2. Persiapan Sampel

Pada tahap ini persiapan yang diperlukan untuk melakukan penelitian, yaitu sebagai berikut:

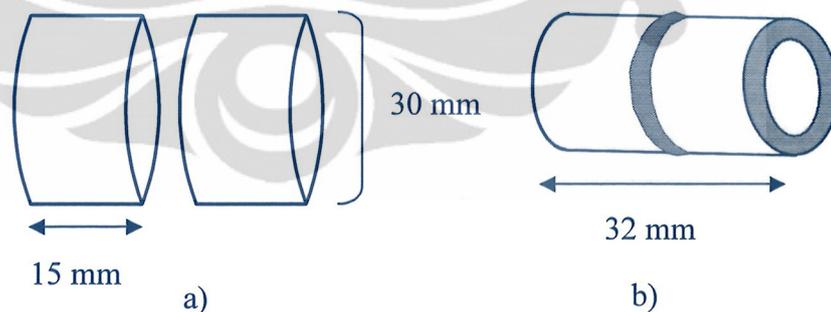
1. Logam Induk (*Base Metal*)

Pipa baja jenis *hyperduplex* dengan standar UNS S32707 - SANDVIK SAF 2707 HD *Seamless pipe*: ASTM A789, A790 dengan komposisi kimia tercantum dalam sertifikat yang dikeluarkan oleh pabrik pembuatnya. Ukuran material pipa awal ditampilkan pada gambar 3.2.



Gambar 3.2 Ilustrasi dimensi awal pipa

Sampel awal berupa pipa (*tube*) utuh sepanjang 1 meter berdiameter luar 30 mm yang kemudian dipotong menjadi 16 bagian masing-masing dengan panjang 15 mm dan dilas setiap dua potongan dengan parameter yang telah ditetapkan seperti terlihat pada gambar 3.3 dibawah ini.



Gambar 3.3 a) Potongan sebelum pengelasan b) setelah pengelasan

2. Kawat Las (*filler metal*)

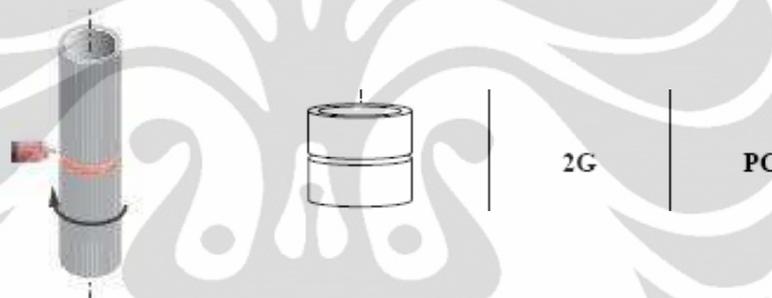
Proses GTAW menggunakan kawat las khusus material baja *hyperduplex* berjenis 2795L dengan diameter kawat sebesar 1,6 mm produksi SANDVIK [2].

3. Peralatan percobaan

Pada tahap ini diperlukan mesin las GTAW yang disertai gas pelindung Argon (Ar) dan Nitrogen (N₂) serta perlengkapan keamanan seperti kacamata hitam, helm las, sepatu *boot* dan baju pelindung.

3.3. Proses Pengelasan

Proses pengelasan dilakukan di Laboratorium Pengecoran Departemen Metalurgi dan Material Fakultas Teknik Universitas Indonesia. Metoda pengelasan yang digunakan adalah GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), dengan posisi horisontal secara orbital 2G / ISO PC [29] sesuai standar pada AWS 10.18 (*pipe welding for stainless steel*), tampak pada ilustrasi gambar di bawah ini.



Gambar 3.4 Ilustrasi posisi pengelasan

Parameter pengelasan yang digunakan adalah variasi tingkat *heat input* dan rasio gas pelindung argon dengan nitrogen. Keseluruhan data parameter pengelasan ada pada Bab Pembahasan. Proses pengelasan ini merupakan tahap awal pengumpulan data dari spesimen yang telah dibuat dan pelaksanaan pengelasan yang dilakukan oleh teknisi las bersertifikat.

3.4. Pengujian

Produk pengelasan yang sudah jadi kemudian masing-masing dipotong dan diuji. Adapun pengujian yang akan dilakukan terhadap hasil percobaan pengelasan ini diantaranya adalah pengamatan secara visual, struktur mikro (foto makro dan mikro), perhitungan komposisi fasa, pengujian kekerasan mikro, SEM/EDAX, dan pengujian ketahanan korosi *pitting*.

3.4.1. Pengamatan Visual

Setelah proses pengelasan selesai, semua sambungan las diperiksa secara *visual* dengan berpedoman pada aturan yang tercantum dalam Standar AWS D1.1. Kemudian dilanjutkan dengan pemeriksaan *penetrant* untuk mendeteksi cacat-cacat yang terbuka pada permukaan bahan yang tak berpori (*non-porous*) yang mempunyai cacat yang terlalu kecil untuk dapat dideteksi dengan pemeriksaan visual biasa sehingga dapat dipastikan apakah bagian dalam sambungan las tersebut baik atau tidak. Jika hasilnya baik, maka dilanjutkan dengan melakukan persiapan pembuatan sampel untuk uji korosi *pitting*.

3.4.2. Pengamatan Struktur Mikro

Pengujian struktur mikro bertujuan untuk mengetahui struktur mikro yang terjadi di daerah lasan, HAZ dan logam dasar yang terkena panas. Pengujian ini dilakukan di Laboratorium Uji Konstruksi B2TKS-BPPT PUSPITEK dan Laboratorium HST dan Metalografi Departemen Metalurgi dan Material FTUI. Pengujian struktur mikro dilakukan sesuai standar ASTM E-92 dengan proses sebagai berikut:

1. Pemotongan Sampel

Pemotongan dilakukan dengan menggunakan gergaji mesin dengan pendinginan air.

2. Mounting

Sampel di-*mounting* untuk mempermudah pengamplasan. Jenis mounting yang digunakan adalah resin *acrylic*.

3. Pengamplesan

Pengampelasan dilakukan menggunakan amplas silikon karbida dengan pendinginan air. Pengamplasan dilakukan secara bertahap mulai dengan amplas kasar hingga yang halus dengan grit berurutan yaitu 120, 240, 400, 700, 1000, 1200 dan 1500 sehingga diperoleh permukaan yang rata dan halus. Sampel harus dibersihkan setiap pergantian kertas ampelas untuk mencegah terbawanya *abrasive* yang lebih kasar (debris dari sampel), selain itu air juga berfungsi sebagai pelumas.

4. Pemolesan

Pemolesan dilakukan dengan menggunakan pasta poles alumina untuk mendapatkan permukaan betul-betul rata dan bebas dari goresan. Kecepatan mesin poles sekitar 150-300 rpm dengan tekanan pada sampel yang cukup.

5. Proses Etsa

Pengetesan dilakukan secara elektro dengan menggunakan *DC rectifier* yaitu persiapan larutan etsa KOH 30% dengan tegangan sebesar 5 Volt selama 90 detik.

6. Pengamatan Mikro dan Makro

Pengamatan dilakukan dengan menggunakan mikroskop optik digital, merek *OLYMPUS*.

a. Foto Makro

Pengujian foto makro dilakukan untuk mengetahui hasil pengelasan sekaligus dapat terlihat daerah lebur (*fusion zone/Weld metal*), daerah *Heat affected zone* (HAZ) dan daerah logam induk (*Base metal*). Pengamatan dilakukan dengan perbesaran 12-50x.

b. Foto Mikro

Pengujian foto mikro dilakukan untuk mengetahui pengaruh proses pengelasan terhadap bentuk fasa dari material di area WM. Pengamatan dilakukan dengan perbesaran 100-500x.

3.4.3. Pengujian Kekerasan

Pengujian kekerasan dilakukan untuk mengetahui distribusi kekerasan antara *base metal*, daerah sekitar lasan HAZ (*Heat Affected Zone*) dan daerah logam lasan (*weld metal*). Pengujian ini dilakukan di Laboratorium Uji Konstruksi B2TKS-BPPT PUSPITEK, sesuai dengan standar ASTM E-92. Pengujian ini menggunakan mesin *Vickers Hardness Testing* dengan berat pembebanan 300 gr dengan jarak penjejakan 0,5 mm dan waktu pembebanan selama 15 detik. Indentor yang digunakan dalam pengujian ini adalah indentor berbentuk piramida intan dengan sudut 136° . Setelah beban diangkat akan memperlihatkan penetrasi

berbentuk bujur sangkar, selanjutnya diagonal bujur sangkar tersebut untuk menentukan dasar perhitungan nilai *Vickers*. Pengujian dilakukan memanjang dari logam las hingga logam dasar masing-masing daerah sebanyak 3 titik.



Gambar 3.5 Alat pengujian kekerasan (*Vicker Hardness*)

3.4.4. Pengujian SEM-EDAX

Pengamatan mikrografi dilakukan dengan SEM pada spesimen uji lasan dengan perbesaran sampai 500x. Pengujian SEM-EDAX bertujuan untuk menganalisa komposisi kimia dengan metoda *scanning* dan bisa diatur pembesarannya 1000x. Pengujian ini untuk mengetahui senyawa yang ditimbulkan karena proses pengelasan.

Pengujian ini dilakukan di Laboratorium Departemen Metalurgi dan Material FTUI. Sampel ditempelkan perekat berupa *tape* pada *mounting*, sehingga tidak mudah lepas. Sampel kemudian dimasukkan ke dalam *chamber* dengan kondisi ruang vakum lalu diamati pada diperbesar 500x – 1000x serta komposisi kimianya.

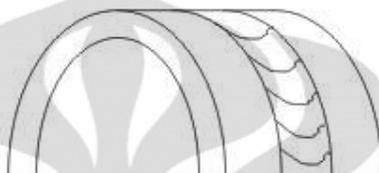
3.4.5. Pengujian Ketahanan Korosi *Pitting*

Metoda standar korosi *pitting* yang digunakan untuk pengujian baja SAF 2707 HD dalam penelitian tugas akhir ini adalah ASTM G48 metoda A [10], dilakukan dengan mencelup ke dalam larutan 6% *ferric chloride* (FeCl_3) selama 72 jam pada temperatur 30°C . Tujuan dari standar ini adalah untuk menentukan keberadaan *pitting* dan memprediksi laju korosi logam yang terjadi.

a. Persiapan Spesimen Uji Ketahanan terhadap Korosi *Pitting*

Langkah-langkah pembuatan spesimen uji ketahanan korosi *pitting* adalah sebagai berikut :

- Jumlah total spesimen ada 8 spesimen.
- Pemotongan material untuk dijadikan spesimen uji korosi *pitting* menjadi setengah tabung seperti pada gambar di bawah ini.



Gambar 3.6 Ilustrasi sampel uji celup larutan FeCl_3

- 8 spesimen diampelas (dipreparasi) menggunakan kertas silika dengan *grade* #1200 dan pembersihan oksida di permukaan menggunakan *cleaner* lalu dicelup ke dalam cairan *methanol* agar oksida pada permukaan berkurang sebelum diuji korosi *pitting* di dalam larutan.
 - Spesimen ditimbang dengan timbangan elektronik dengan tingkat ketelitian sampai 0,0001 gram sebelum dilakukan uji korosi *pitting*.
- b. Media Pengujian (Larutan *Ferric Chloride*, FeCl_3)
- Larutan 6% *ferric chloride* diperoleh dari 100 gram *ferric chloride* FeCl_3 yang kemudian dicampur ke dalam 900 ml *polluted seawater* Muara Karang.
- c. Sarana Uji

Peralatan yang dibutuhkan dalam pengujian korosi *pitting*, antara lain :

- Gelas ukur
Percobaan korosi *pitting* dengan larutan *ferric chloride* membutuhkan satu gelas ukur dengan volum 1000 ml sebagai tempat larutan *ferric chloride*.
- *Polluted seawater*
Polluted seawater digunakan sebagai campuran larutan uji imersi
- Timbangan elektronik
Timbangan elektronik digunakan untuk menentukan berat spesimen dengan tingkat ketelitian sampai 0,0001 gram.

- Kamera mikroskop
Kamera mikroskop digunakan untuk melihat adanya korosi *pitting* dari spesimen yang telah diuji korosi.
- *Dryer* (pengering)
Dryer digunakan untuk mengeringkan sampel agar kandungan air yang masih berada pada sampel dapat dikurangi secara maksimal.

d. Prosedur Pengujian Korosi *Pitting*

Pengujian terhadap ketahanan korosi *pitting* berdasarkan standar ASTM 2002 volum 03.02 : G48 *Method A-Ferric Chloride pitting test*. Prosedur pengujian yang dilakukan adalah sebagai berikut :

1. Larutan *ferric chloride* sebanyak 350 ml dituangkan ke dalam gelas *beaker* berukuran 500 ml.
2. Temperatur larutan yang digunakan pada uji korosi ini adalah 30⁰C
3. Spesimen dicelup ke dalam larutan selama 72 jam (3 hari) dengan adanya simulasi laju alir pada kecepatan putaran 5 *stirr* menggunakan *magnetic stirrer*.
4. Setelah itu spesimen dibersihkan dengan air, dan celupkan dalam metanol lalu keringkan menggunakan *dryer*.
5. Setelah dilakukan uji korosi, spesimen ditimbang kembali untuk menghitung *weight loss* (berat yang hilang akibat terkorosi).
6. Terakhir yaitu melakukan pengamatan visual dengan kamera dan foto makro pada perbesaran 50x.



Gambar 3.7 Pengujian celup larutan FeCl₃

BAB IV

HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

4.1. Parameter Pengelasan

Variasi parameter pengelasan yang dilakukan berdasarkan tabel di bawah ini yaitu sebagai berikut;

Tabel 4.1 Parameter Pengelasan

Data	Arus (A)	Tegangan (Volt)	Time (s)	Travel speed (mm/s)	Heat input (KJ.s/mm)	Argon - Nitrogen (%)	Backing gas
1	40	18	360	0,27	2,67	96 - 4	100% Argon
2	55		240	0,42	2,36		
3	70		180	0,56	2,25		
4	40		480	0,21	3,43	98 - 2	
5	55		180	0,56	1,77		
6	70		120	0,83	1,52	94 - 6	
7	40		480	0,21	3,43		
8	70		120	0,83	1,52		

Dapat dilihat bahwa *heat input* yang dihasilkan merupakan fungsi dari arus keluaran (A), voltase (V) dan kecepatan pengelasan (mm/s), dimana dengan meningkatnya pemakaian arus atau voltase akan menaikkan besarnya *heat input* yang diberikan, begitu sebaliknya apabila kecepatan las rendah. Hal ini dilakukan dengan mempertimbangkan kesediaan *filler metal* pengelasan yang digunakan tidak sesuai dengan rekomendasi seharusnya yaitu $d = 1,6$ mm. Oleh karena itu, untuk mempercepat pelelehan *filler* dilakukan dengan arus yang sangat tinggi namun dengan kecepatan las yang tinggi sehingga dapat mengurangi pengaruh panas yang tinggi pada material. Selain itu, hal ini dilakukan pula untuk mencegah rusak atau cacat pada sampel baja yang dilas karena terlalu tipis. Namun, parameter *heat input* menjadi lebih bervariasi dengan sampel pada tingkat gas pelindung yang berbeda. Hal ini dikarenakan pengelasan dilakukan dengan konvensional pada posisi horisontal (2G) secara orbital. Proses pengelasan

berlangsung cukup sulit untuk dapat menyesuaikan ketepatan waktu yang diinginkan sehingga jarak *interpass* pengelasan yang dihasilkan pun cukup beragam.

Di samping itu, dilakukan pula variasi penambahan rasio antara gas argon dan nitrogen sebagai gas pelindung (pelindung) di permukaan las. Gas argon berguna untuk melindungi daerah lasan teroksidasi dengan cepat karena oksigen sedangkan nitrogen berguna untuk menjaga kesetimbangan fasa di daerah pengelasan. Dengan penambahan nitrogen dan argon dapat diketahui perbedaan mikrostruktur dan menentukan banyaknya kandungan nitrogen dengan hasil pengelasan yang optimal. *Backing gas* diberikan adalah gas argon murni 100% untuk menghindari masuknya oksigen pada daerah *root*. Kandungan oksigen yang direkomendasikan pada saat pengelasan harus kurang dari 0,025% [29]. Namun, pada penelitian tidak diketahui seberapa besar prosentase oksigen selama proses pengelasan karena tidak tersedianya alat pengukur oksigen tersebut.

Hasil data penelitian yang didapat dari penerapan parameter pengelasan metoda GTAW pada pipa baja SAF 2707 *Hyperduplex* secara keseluruhan dirangkum pada tabel sebagai berikut;

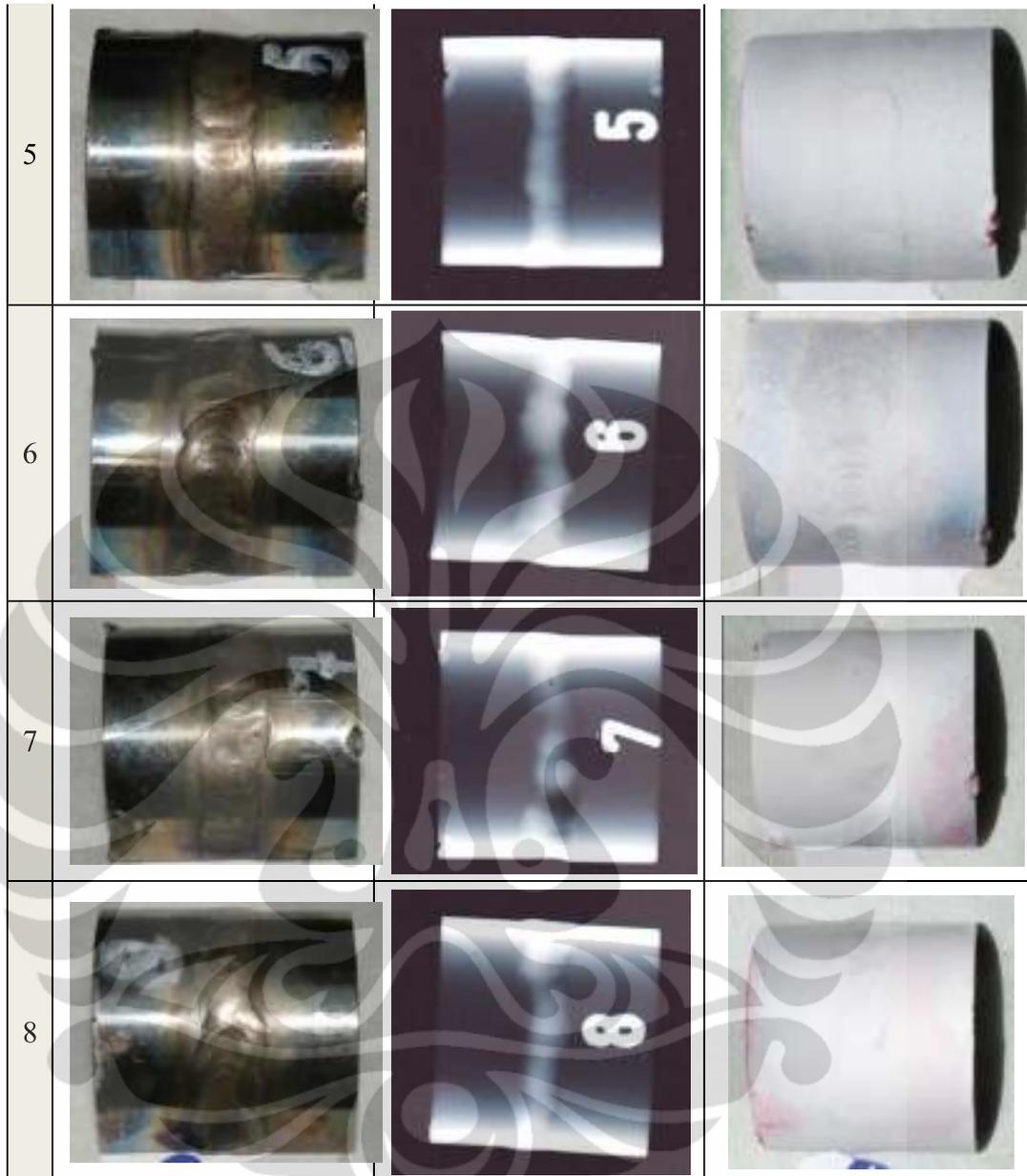
Tabel 4.2 Hasil penelitian pengaruh parameter pengelasan

Sampel	Kondisi Pengelasan			<i>Heat input</i> (KJ.s/mm)	Argon - Nitrogen (%)	Ferit (%)		Kategori Laju Korosi
	I (A)	Volt (V)	Speed (mm/s)			WM	HAZ	
6	70	18	0,83	1,52	98 - 2	68,48	59,64	<i>Excellent</i>
5	55		0,56	1,77		60	57,7	<i>Good</i>
4	40		0,21	3,43		52,5	54,7	<i>Unaccept</i>
3	70		0,56	2,25	96 - 4	44,6	58,06	<i>Good</i>
2	55		0,42	2,36		42,3	57,15	<i>Fair</i>
1	40		0,27	2,67		38,92	56,81	<i>Fair</i>
8	70		0,83	1,52	94 - 6	60,17	51,84	<i>Excellent</i>
7	40		0,21	3,43		38,66	45,3	<i>Unaccept</i>

4.2. Pengamatan Hasil Pengelasan

Tabel 4.3 Perbandingan hasil pengamatan visual dan uji tak rusak

No	Foto Sebelum NDT	Foto Hasil Tes Radiografi	Foto Hasil Tes <i>Dye Penetrant</i>
1			
2			
3			
4			



4.2.1. Pengamatan Visual Keseluruhan

Data pengamatan visual sampel hasil pengelasan dalam penelitian ini berupa foto-foto yang ditunjukkan pada tabel 4.3. Hasil pengelasan dari keseluruhan sampel potongan pipa baja tahan karat SAF 2707 HD dengan tebal 2 mm yang dihasilkan oleh metode *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) serta variasi perbedaan parameternya secara umum sudah cukup baik. Tidak ditemukan pelendutan (*bending*) pada semua sampel. Pada daerah sekitar pengelasan, semua ampel terlihat berwarna biru kecoklatan. Hal ini dapat disebabkan kurang baiknya

purging gas argon untuk melindungi terjadinya oksidasi dari udara. Jika kandungan oksigen pada daerah pengelasan tinggi, maka warna daerah terkena panas menjadi coklat ke biruan. Namun, hasil pengelasan secara keseluruhan dengan penggunaan *filler metal* berdiameter besar sudah cukup baik walaupun masih terlihat kurang teratur dan rapih pada hasil *multipassing bead* lasannya.

4.2.2. Pengamatan Hasil Uji Radiografi

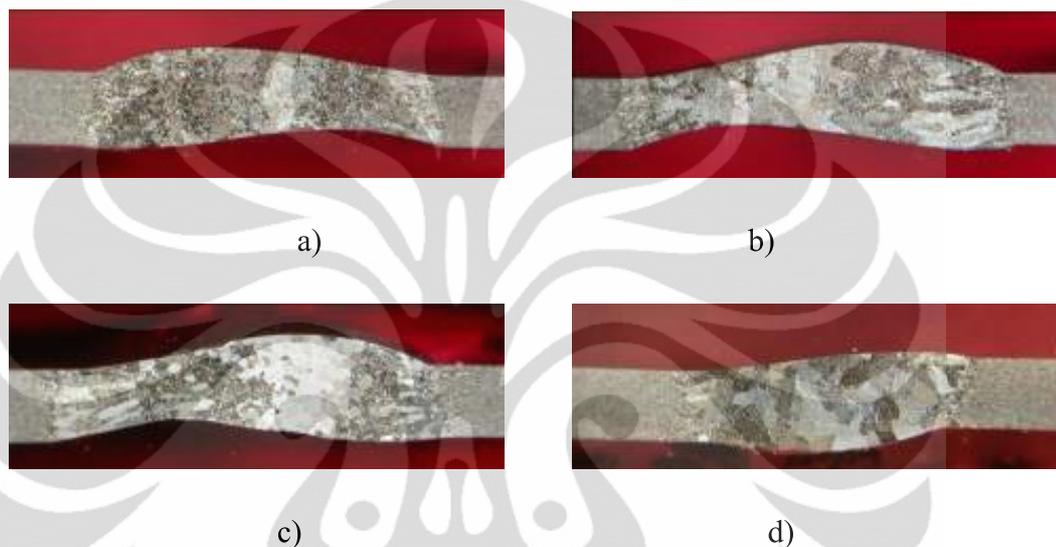
Pada tabel 4.3 terlihat urutan sampel dengan variasi pengelasan yang berbeda. Dengan pengujian radiografi diharapkan dapat melihat cacat yang tidak terlihat secara kasat mata seperti mikro-*crack* dan porositas yang muncul pada saat pengelasan. Pengujian menunjukkan bahwa tidak terlihat adanya porositas dan retak. Yang teramati hanyalah perbedaan intensitas terang gelap di daerah pengelasan. Hal ini berarti adanya perbedaan ketebalan lapisan pengelasan yang disebabkan *multipass* kurang seragam. Sulitnya mencapai keseragaman *passing* pada saat pengelasan disebabkan spesifikasi dan prosedur pengelasan yang kurang baik seperti *filler metal* yang terlalu besar dan dilakukan dengan melingkar secara konvensional. Di samping itu pula, pada sampel 3 dan 4 terlihat berupa titik hitam di daerah lasannya. Hal tersebut dianalisis adanya elektroda tungsten yang terlepas akibat tingginya penggunaan arus dan panjang sumbu yang terlalu pendek sehingga terlalu dekat dengan logam dasar. Secara keseluruhan dapat disimpulkan bahwa hasil pengelasan tidak mengindikasikan cacat berupa *crack* maupun porositas sehingga dapat dinilai hasil pengelasan sudah cukup baik.

4.2.3. Pengamatan Hasil Uji *Penetrant*

Pengujian *penetrant* berguna untuk melihat adanya cacat berupa retak mikro yang tidak dapat terlihat di permukaan sampel. *Penetrant* dilakukan dengan 3 tahapan cara yaitu: pertama, pembersihan oksida dengan *cleaner/remover*; kedua, penyemprotan *penetrant* dengan jarak tertentu selama 5 menit agar berpenetrasi daerah-daerah sempit; terakhir yaitu penyemprotan *developer* untuk mengangkat warna hasil penetrasi pada permukaan sampel. Jika terlihat warna *penetrant* yang disemprotkan sebelumnya maka hal tersebut dapat dijadikan indikasi adanya sebuah retak atau lubang. Pada pengamatan hasil uji *penetrant*,

dapat dilihat bahwa semua sampel terhindar dari retakan makro maupun mikro. Namun, pada sampel 3 ditunjukkan adanya coakan kecil yang agak ke dalam. Hal tersebut dianalisa bahwa coakan tersebut merupakan titik terakhir pengelasan yang diberikan oleh *filler metal* dan elektroda tungsten. Secara keseluruhan hasil pengamatan permukaan daerah semua sampel pengelasan sudah cukup baik.

4.2.4. Pengamatan Visual Hasil Lasan



Gambar 4.1 a) Sampel 2 ($I=55$ A; $v=0,42$ mm/s); b) Sampel 4 ($I=40$ A; $v=0,21$ mm/s);
c) Sampel 6 ($I=70$; $v=0,83$ mm/s); d) Sampel 8 ($I=70$; $v=0,83$ mm/s)

Dari semua sampel hasil lasan yang diamati, ada beberapa sampel yang jika diperhatikan secara melintang belum masuk ke dalam kategori hasil pengelasan yang baik. Pada sampel 2, 4, dan 6 menghasilkan cacat berupa *undercut* yaitu kurang sempurnanya penetrasi lelehan metal secara merata ke setiap sisi/bidang *gap base metal*. Cacat ini disebabkan karena proses pengelasan dilakukan dengan parameter *heat input* dan kecepatan las yang tinggi secara manual. Ketika arus tinggi, maka diperlukan pula kecepatan las yang tinggi agar mendapatkan *heat input* yang rendah. Akibat cepatnya pelelehan *filller* tersebut membuat penetrasi ke sisi *gap* menjadi kurang baik. Selain itu, hal ini juga dipengaruhi kurang cermatnya *welder* untuk membuat penetrasi yang baik ke sisi *gap*. Hal tersebut dikarenakan proses pengelasan dilakukan pada posisi horisontal sehingga adanya pengaruh gravitasi yang membuat lelehan metal tersebut turun. Di samping itu, *gap* yang diberikan pada saat pengelasan terlalu lebar dikarenakan

terlalu besarnya diameter *filler metal* yang digunakan. Sedangkan pada sampel 8, terjadi *mis-alignment* yaitu tidak rata penyambungan antar *gap base metal* tersebut sehingga menimbulkan kemiringan akibat perbedaan ketinggian sambungan di hasil lasan. Sama halnya dengan cacat *undercut* yaitu dapat memperburuk ketangguhan impak hasil lasan dan distribusi tegangan menjadi terfokus pada salah satu bidang yang mempunyai konsentrasi tegangan paling besar sehingga distribusi tegangan tidak merata. *Mis-alignment* ini bisa terjadi dikarenakan kurang cermatnya *welder* dalam menempati sambungan dengan tepat.

4.4. Pengamatan Metalografi

4.4.1. Pengamatan Secara Makro

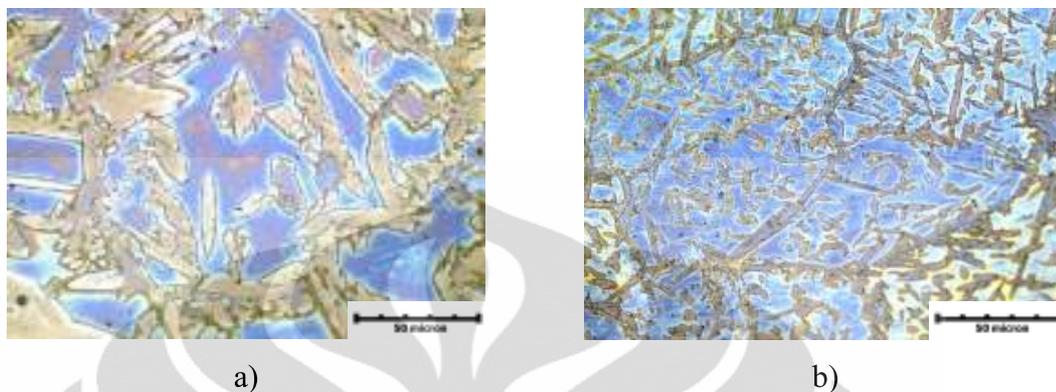


Gambar 4.2 Struktur makro sampel 5 ($HI = 1,77 \text{ KJ.s/mm}$) dengan perbesaran 50x, daerah *weld metal*, HAZ, dan *base metal*

Pengamatan struktur butir secara makro dari material sampel yang dilas dengan metode *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) serta variasi parameternya ditunjukkan pada gambar 4.2. Dari hasil pengamatan metalografi secara makro, tampak bahwa hasil lasan telah menyatu (homogen). Hal ini disebabkan prosedur dan parameter pengelasan yang telah sesuai dengan *base metal*. Selain itu, tampak pula hasil proses pengelasan dapat dibagi menjadi tiga daerah utama, yaitu daerah mencair (*fusion zone/weld metal*), daerah terpengaruh panas (*Heat Affected Zone* atau HAZ) dan daerah logam dasar (*base metal zone*). Terlihat adanya segregasi berupa dendritik dari hasil pembekuan (solidifikasi) pada daerah *weld metal* terhadap *base metal* yang dingin.

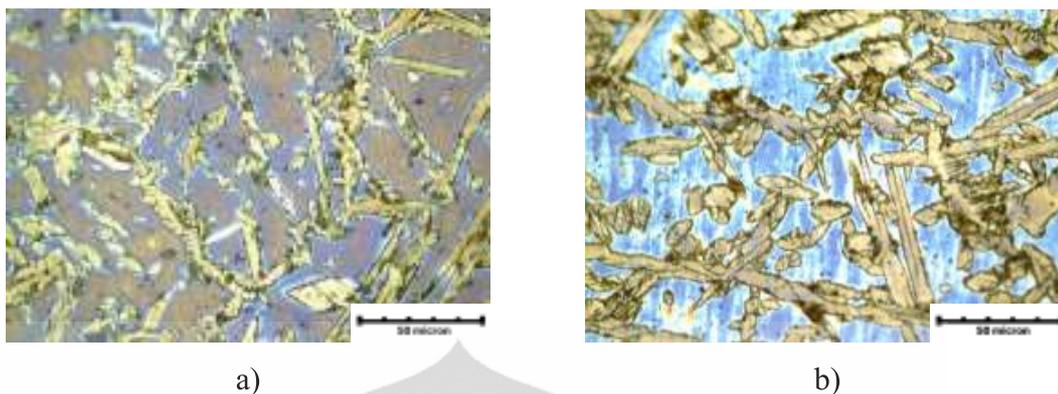
4.4.2. Pengamatan Secara Mikro

4.4.2.1. *Weld Metal*



Gambar 4.3 Struktur mikro a) sampel 4 (HI = 3,43 KJ.s/mm), b) sampel 6 (HI = 1,52 KJ.s/mm), daerah *weld metal* perbesaran 500x

Gambar 4.3 menunjukkan pengamatan struktur mikro *weld metal* yang dilakukan dengan pembesaran 500x, etsa elektro dengan larutan KOH 30% dalam waktu 90 detik. Pada daerah mencair (*weld metal*), struktur fasa yang terbentuk umumnya adalah struktur delta ferit (ferit primer) yang ditunjukkan oleh warna biru dan austenit yang ditunjukkan oleh warna putih, dengan delta ferit yang berbentuk vermicular, skeletal dan atau *lathy* yang dihasilkan dari transformasi ferit-austenit. Selain fasa delta ferit dan austenit, tampak pula adanya presipitat yang tersebar. Austenit terbentuk melalui reaksi peritektik-eutektik dan terdapat pada batas solidifikasi ferit di akhir solidifikasi. Pada akhir solidifikasi delta ferit (ferit primer), reaksi peritektik-eutektik membentuk austenit sepanjang sel ferit dan batas dendrit. Ketika solidifikasi selesai, struktur mikro terdiri dari dendrit-dendrit delta ferit (ferit primer) dengan layer interdendritik austenit. Ketika *weld metal* membeku melalui dua fasa delta ferit dan austenit, ferit menjadi semakin tidak stabil dan austenit mulai “memakan” ferit melalui reaksi difusi terkontrol. Variasi parameter *heat input* relatif cukup mempengaruhi struktur mikro. Sebagai contohnya yang terlihat pada sampel 4 dan 6 dengan perbedaan besaran *heat input*, butir austenit sampel 4 lebih besar dibanding dengan sampel 6. Hal tersebut bisa diakibatkan sempit terjadinya pertumbuhan butir austenit dan transformasi ferit menjadi austenit pada suhu yang tinggi.



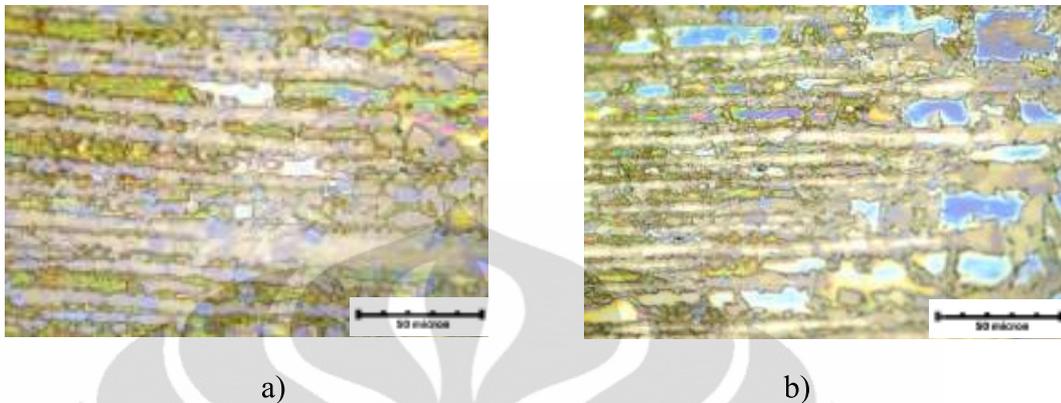
Gambar 4.4 Struktur mikro a) sampel 6 (HI = 1,52 KJ.s/mm, 2% N₂), b) sampel 8 (HI = 1,52 KJ.s/mm, 6% N₂), daerah *weld metal* perbesaran 500x

Begitu pula yang terlihat pada gambar 4.4 yaitu variasi gas pelindung nitrogen pada kedua struktur mikro di atas. Pada sampel 8 dengan nitrogen 6% memiliki ukuran butir austenit yang lebih besar dan banyak jumlahnya dibanding dengan sampel 6 dengan nitrogen 2%. Seperti yang telah disebutkan pada teori di atas yaitu keberadaan gas nitrogen yang cukup banyak sebagai gas pelindung ternyata dapat mem-*promote* terbentuknya austenit walaupun pada *heat input* yang sangat rendah. Nitrogen dapat masuk berdifusi ke dalam struktur kristal iron dengan membentuk FCC sehingga ferit akan bertransformasi menjadi austenit. Oleh karena itu, gas pelindung nitrogen sangat berpengaruh dalam menyeimbangkan struktur mikro yang terbentuk di daerah *weld metal*.

4.4.2.2. HAZ (*Heat Affected Zone*)

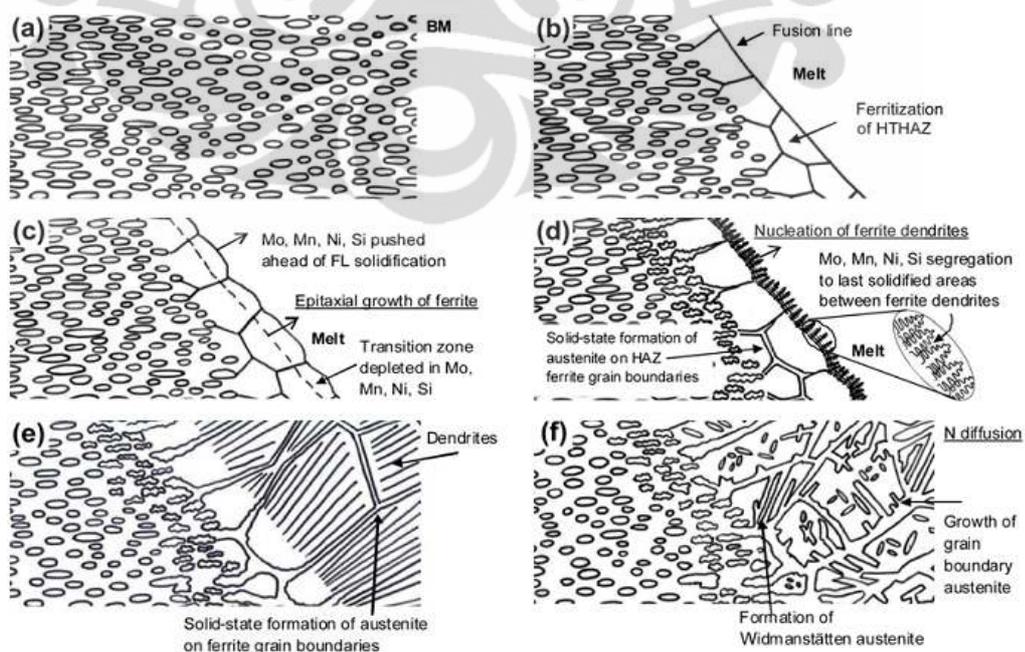
Gambar 4.5 struktur mikro di atas adalah contoh perbandingan antara sampel 4 dan 6 dengan perbedaan variasi *heat input* dimana sampel 4 dilakukan pada *heat input* yang tinggi. Dapat dilihat bahwa pada HAZ, struktur mikro dipenuhi dengan pulau-pulau austenit yang cukup banyak dan besar terbentang pada matrik ferit. Sedangkan sampel 6 dilakukan pada *heat input* rendah, terlihat tidak terlalu banyak segregasi butir austenit. Perbedaan ini cukup terlihat sangat signifikan pada struktur mikro yang berarti besarnya *heat input* dapat mempengaruhi struktur mikro yang dihasilkan. Dengan penggunaan *heat input* yang tinggi, berarti temperatur yang tinggi membuat laju pendinginan HAZ

menjadi lebih lambat sehingga dapat memaksa delta ferit bertransformasi menjadi austenit setelah butir ferit tersebut sempat tumbuh dan terpecah.



Gambar 4.5 Struktur mikro a) sampel 4 ($HI = 3,43 \text{ KJ.s/mm}$), b) sampel 6 ($HI = 1,52 \text{ KJ.s/mm}$), *Heat Affected Zone* (HAZ) perbesaran 500x

Sedangkan pada *heat input* yang rendah, berarti mempunyai laju pendinginan yang cepat sehingga daerah *base metal* yang terkena panas ini hanya sempat membuat butir ferit makin luas dikarenakan panas yang dikenai hanya cukup membuat butir ferit tumbuh (*grain growth*) sehingga fraksi volum ferit akan lebih dominan dibanding austenit. Gambar 4.6 dapat mengilustrasikan mekanisme terjadinya solidifikasi dendritik dan pembentukan austenit di HAZ [6].



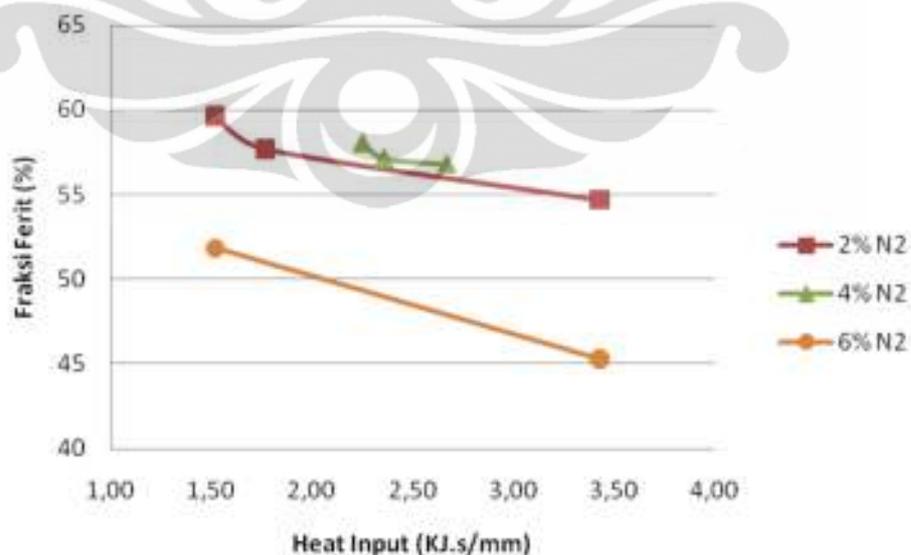
Gambar 4.6 Prinsip terjadinya solidifikasi dendritik dan pembentukan austenit di HAZ

4.5. Hasil Perhitungan Fasa

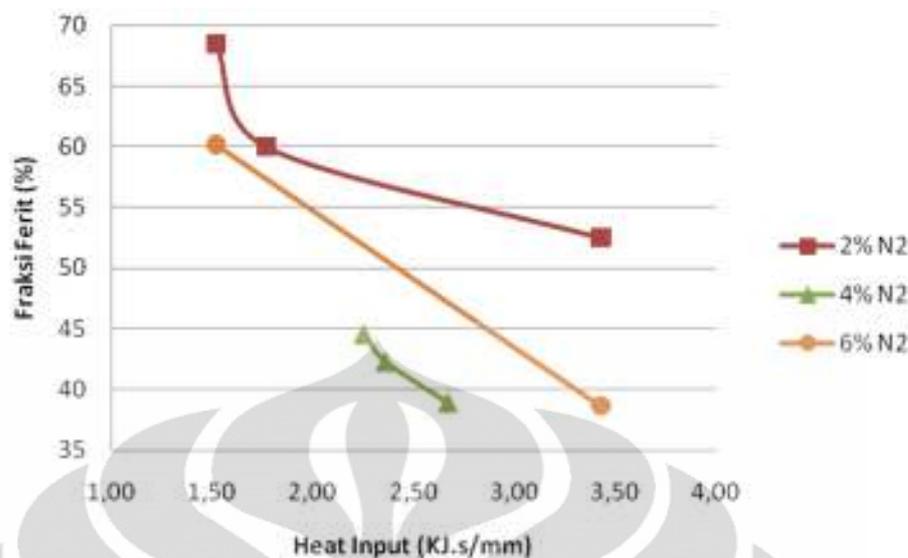
Tabel 4.4 Hasil perhitungan prosentase ferit dan austenit

Nomor	Daerah	Prosentase Ferit	Prosentase Austenit
Sampel 1	HAZ	56,81%	43,19%
	WM	38,92%	61,08%
Sampel 2	HAZ	57,15%	42,85%
	WM	42,30%	57,70%
Sampel 3	HAZ	58,06%	41,94%
	WM	44,60%	55,40%
Sampel 4	HAZ	54,77%	45,23%
	WM	52,50%	47,50%
Sampel 5	HAZ	57,70%	42,30%
	WM	60,00%	40,00%
Sampel 6	HAZ	59,64%	40,36%
	WM	68,48%	31,52%
Sampel 7	HAZ	45,30%	54,70%
	WM	38,66%	61,34%
Sampel 8	HAZ	51,84%	48,16%
	WM	60,17%	39,83%

4.5.1. Pengaruh *Heat Input* terhadap fraksi ferit



Gambar 4.7 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap *heat input* pada variasi gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di daerah HAZ



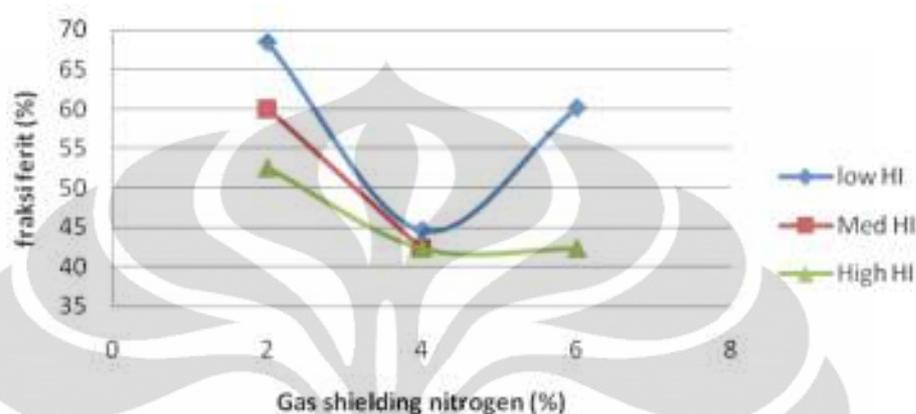
Gambar 4.8 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap *heat input* pada variasi gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di daerah *Weld Metal*

Pada gambar 4.7 dan 4.8 ditampilkan perbandingan fraksi ferit yang terbentuk pada daerah HAZ dan *weld metal*. Pada setiap kenaikan *heat input*, fraksi ferit yang dihasilkan pada daerah tersebut semakin berkurang dengan pemberian gas pelindung 2%, 4%, dan 6%. Pada contohnya gas pelindung nitrogen 6%, menunjukkan bahwa terdapat pengurangan ferit yang cukup signifikan, khususnya pada daerah *weld metal*. Pada sampel 7 dengan *heat input* paling tinggi (3,43 KJ.s/mm) mempunyai fraksi ferit yang paling sedikit. Sedangkan pada sampel 8 dengan *heat input* paling rendah (1,52 KJ.s/mm) menghasilkan fraksi ferit yang lebih banyak hingga mencapai 60,17%.

Semakin besarnya *heat input* yang diberikan maka akan memperlambat laju pendinginan lelehan *filler metal* sehingga fasa austenit sempat terbentuk di dalam struktur mikro. Begitu pula dengan perubahan komposisi fasa yang terjadi pada daerah HAZ. Namun, pengurangan jumlah ferit pada daerah HAZ tidak terlalu signifikan dibanding dengan *weld metal*. Hal ini dikarenakan pengaruh panas yang diterima dari lelehan *filler metal* tersebut hanya sekedar menumbuhkan butir austenit di dalam butir ferit yang sudah ada. Selain itu, transfer panas yang diterima daerah HAZ tidak lebih tinggi dibanding *weld metal* secara langsung. Menurut literatur tingkat *heat input* memiliki peran yang lebih dominan dalam mengontrol perubahan komposisi fasa di daerah HAZ dibanding

daerah *weld metal*. Pada kasus ini, besarnya perbedaan prosentase fasa di kedua daerah tersebut terjadi karena adanya proses *dilution* dari *base metal* yang disebabkan temperatur sangat tinggi.

4.5.2. Pengaruh Gas Pelindung Nitrogen terhadap Fraksi Ferit

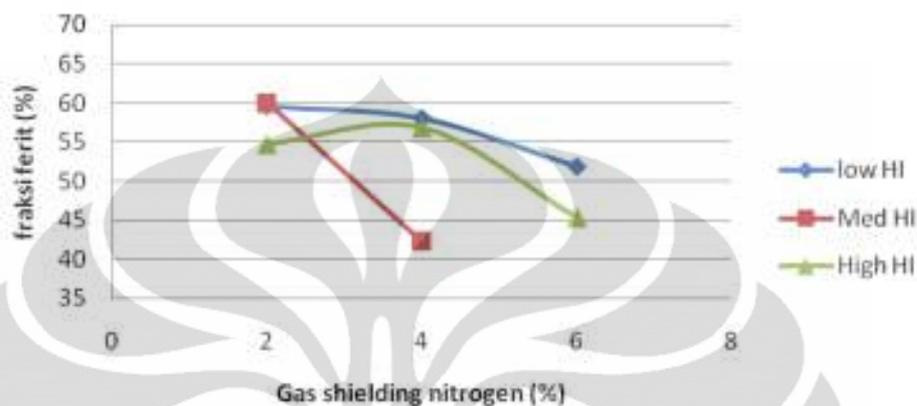


Gambar 4.9 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap gas pelindung nitrogen pada variasi *heat input* di daerah *weld metal*

Pada gambar 4.9, Secara keseluruhan daerah *weld metal* yang dihasilkan dengan variasi *heat input* pada setiap kenaikan prosentase gas pelindung nitrogen menunjukkan fraksi ferit semakin berkurang. Hal tersebut dipengaruhi adanya unsur nitrogen yang berdifusi ke dalam struktur mikro dan segera membentuk fasa austenit sehingga fasa ferit yang dihasilkan menjadi berkurang. Hal tersebut berlaku juga pada pengujian dengan variasi parameter gas pelindung 4 dan 6% yaitu menghasilkan prosentase ferit yang semakin kecil pula.

Namun, pada variasi gas pelindung nitrogen yang ditampilkan pada grafik tersebut sebenarnya tidak cukup valid untuk dapat dibandingkan dikarenakan parameter *heat input* yang diberikan saling berbeda sehingga nilai yang diberikan cukup fluktuatif. Contohnya pada *heat input* rendah (1,52 KJ.s/mm) dengan gas pelindung nitrogen 6% menghasilkan fraksi ferit yang lebih besar dibanding dengan *heat input* rendah (2,25 KJ.s/mm) pada gas pelindung nitrogen 4%. Hal tersebut terjadi karena lambatnya laju pendinginan lebih sempat terjadi daripada difusi nitrogen yang masuk ke dalam kisi kristal ferit untuk membentuk austenit. Oleh karena itu, fraksi volum ferit yang muncul akan lebih banyak dibanding dengan gas pelindung 4% pada *heat input* yang lebih tinggi yaitu 2,25 KJ.s/mm.

Secara keseluruhan dengan semakin besarnya prosentase gas pelindung nitrogen yang diberikan selama proses pengelasan maka dapat meningkatkan fraksi fasa austenit di dalam butir sehingga dapat menjaga keseimbangan fasa yang ada di daerah *weld metal*.



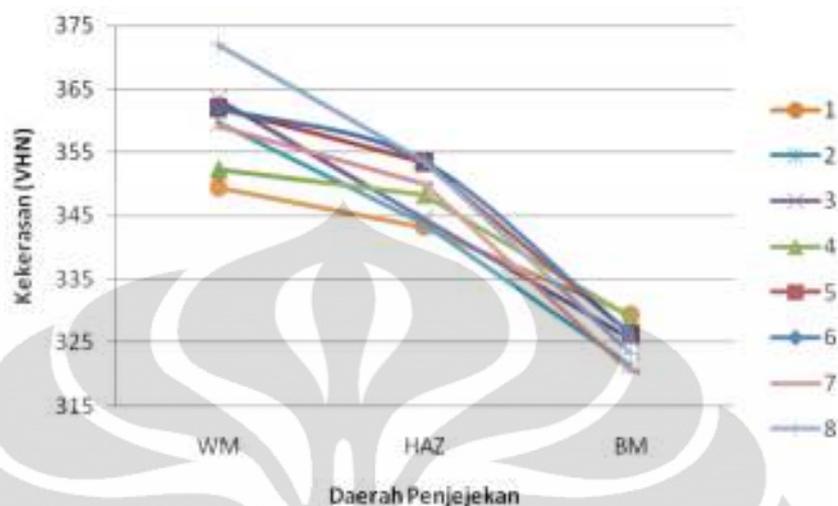
Gambar 4.10 Grafik hubungan fraksi ferit terhadap gas pelindung nitrogen pada variasi *heat input* di daerah HAZ

Pada gambar 4.10 di atas, dapat dinyatakan bahwa pada dengan semakin naiknya pemberian prosentase gas pelindung nitrogen, maka prosentase fraksi ferit yang dihasilkan juga semakin berkurang di daerah HAZ. Namun, pemberian gas pelindung nitrogen bukanlah faktor utama terjadinya pengurangan fraksi ferit di daerah HAZ. Karena pada kenyataannya unsur nitrogen tidak dapat berdifusi ke *base metal* tanpa adanya *dilution* yang cukup tinggi ke dalam struktur kristal. Pada kasus ini, kemungkinan yang terjadi adalah pengaruh tingginya temperatur yang diterima HAZ dapat membuat butir ferit pecah dan membentuk struktur austenit. Tambahan pula terjadi karena *dilution* dari hasil pelelehan *filler metal*.

4.6. Hasil Pengujian Kekerasan Mikro (VHN)

Berdasarkan grafik yang ditampilkan pada gambar 4.11 secara umum menunjukkan bahwa kekerasan VHN pada daerah *Weld Metal* (WM) lebih tinggi dibandingkan dengan daerah *Heat Affected Zone* (HAZ) maupun *Base Metal* (BM) yaitu rata-rata 359 VHN. Hal ini disebabkan karena pada daerah WM terjadi proses peleburan yang dilanjutkan dengan proses pendinginan secara cepat,

sehingga dihasilkan struktur butir yang relatif lebih halus dan berkekuatan lebih tinggi dibandingkan dengan daerah HAZ.



Gambar 4.11 Grafik distribusi kekerasan vicker (VH 0,3 kgf) pada daerah BM, HAZ, dan WM

Nilai kekerasan pada *base metal* yang rendah merupakan fenomena baja dengan kadar karbon rendah dengan kandungan karbon kurang dari 0,3% (yaitu 0,023% dan 0,024%) dimana perubahan struktur akibat perubahan panas tidak akan pernah mencapai struktur martensit. Selain itu, hal ini dapat terjadi karena pada *base metal* dimana deposit las yang mengalami perubahan fasa dari cair ke beku dingin secara perlahan-lahan lebih lambat dari bagian yang lain. Bagian logam yang lebih cepat dingin akan lebih keras dibanding bagian yang dingin lebih lambat, dalam hal ini panas di dalam HAZ segera dirambatkan ke bagian yang lebih dingin.

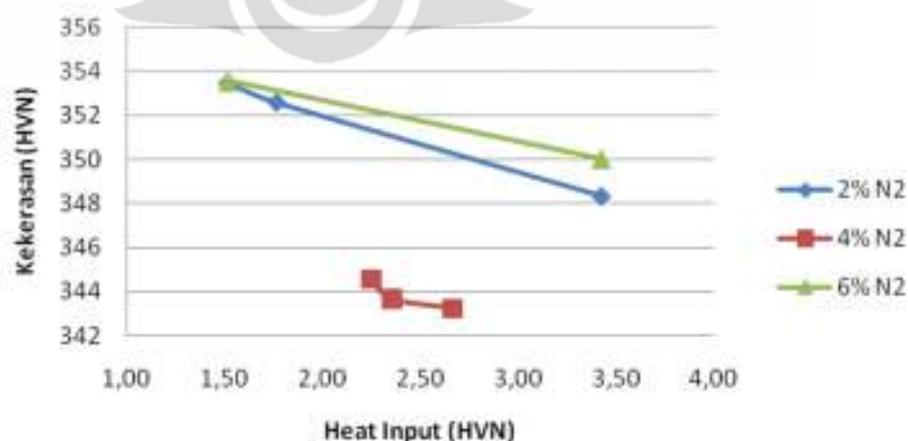
Nilai kekerasan yang paling tinggi pada daerah WM terdapat pada sampel 8, dengan rata-rata kekerasan VHN adalah 372 VHN. Kekerasan yang paling rendah terdapat pada sampel 1 dengan rata-rata kekerasan VHN adalah 349,7 VHN. Hal ini disebabkan karena perbedaan struktur delta ferit yang dihasilkan, yaitu ferit yang lebih kasar yang berbentuk *vermicular* pada sampel 1. Sedangkan pada sampel 8, menghasilkan struktur delta ferit halus yang sebagian besar berbentuk *lathy* dan sebagian lagi terdiri dari ferit yang berbentuk *vermicular* dan juga bulat. Begitu juga dengan sampel 6 dengan nilai kekerasan tinggi memiliki struktur delta ferit yang sebagian besar halus dan berbentuk *lathy*. Perbedaan

struktur delta ferit tersebut tidak lepas dari pengaruh *heat input* selama proses pengelasan.

Pada daerah HAZ, nilai kekerasan yang dihasilkan mengalami penurunan akibat adanya peristiwa rekristalisasi yang menghasilkan butiran yang lebih seragam dan teratur. Sampel 6 dan 8 tetap memiliki nilai kekerasan rata-rata yang paling tinggi yaitu sebesar 353 HVN begitu pula sampel 1 tetap memiliki nilai kekerasan rata-rata yang paling rendah yaitu sebesar 343 HVN. Secara umum perbedaan kekerasan pada daerah HAZ dengan BM relatif tetap dengan sedikit kecenderungan menurun.

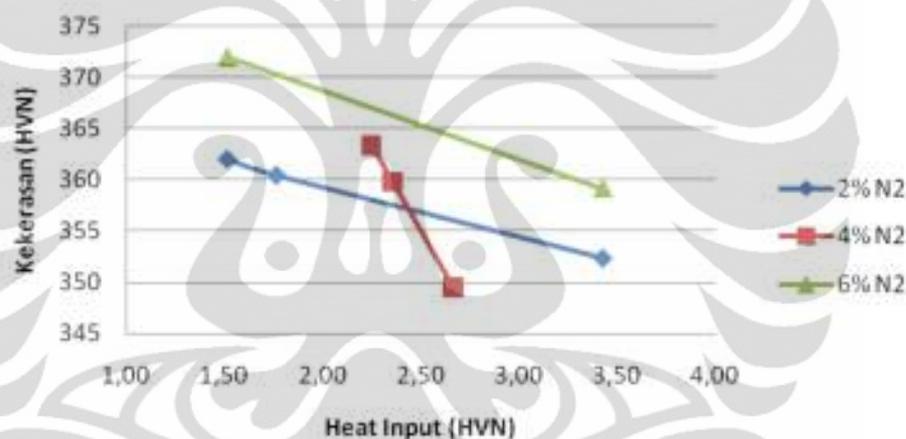
Nilai kekerasan pada BM yang rendah merupakan fenomena baja dengan kadar karbon rendah dengan kandungan karbon kurang dari 0,3% (yaitu 0,023% dan 0,024%) dimana perubahan struktur akibat perubahan panas tidak akan pernah mencapai struktur martensit. Selain itu, hal ini dapat terjadi karena pada BM dimana deposit las yang mengalami perubahan fasa dari cair ke beku dingin secara perlahan-lahan lebih lambat dari bagian yang lain. Bagian logam yang lebih cepat dingin akan lebih keras dibanding bagian yang dingin lebih lambat, dalam hal ini panas di dalam HAZ segera dirambatkan ke bagian yang lebih dingin. Hasil tersebut menunjukkan bahwa hasil lasan cukup baik dan *filler metal* yang nilai kekerasannya cukup tinggi dibandingkan dengan HAZ yang mengalami sedikit kenaikan nilai kekerasan.

4.6.1. Pengaruh *Heat Input* terhadap Kekerasan



Gambar 4.12 Grafik hubungan nilai kekerasan dengan variasi *heat input* pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di HAZ

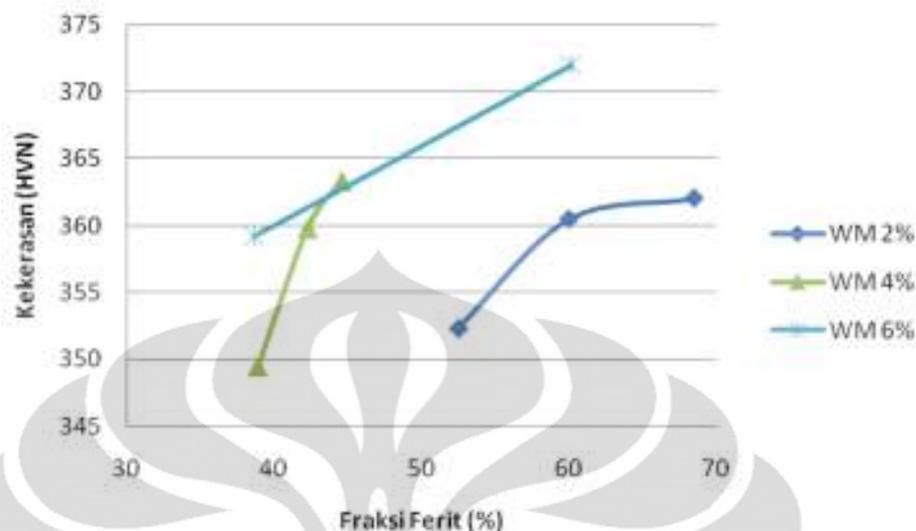
Berdasarkan pengamatan gambar 4.12 ditunjukkan bahwa nilai kekerasan daerah HAZ semakin menurun dengan semakin naiknya masukan panas (*heat input*) yang diberikan pada saat pengelasan. Namun, penurunan pada gas pelindung nitrogen 4% tidak terlalu signifikan. Hal tersebut disebabkan karena perbedaan rentang *heat input* yang diberikan tidak terlalu jauh. Secara keseluruhan, penurunan kekerasan HAZ bisa terjadi karena panas yang diberikan dari lelehan *filler metal* tersebut membuat struktur mikro HAZ berubah dan butir-butir ferit sebagian membesar dan sebagian terpecah dan membentuk austenit. Butir ferit yang kasar kekerasannya lebih rendah dari yang berbentuk *lathy*. Kemudian kekerasan pada fasa austenit mempunyai nilai yang lebih rendah dibanding fasa ferit.



Gambar 4.13 Grafik hubungan nilai kekerasan dengan variasi *heat input* pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% di WM

Kemudian pada gambar 4.13 di atas menunjukkan bahwa setiap kenaikan *heat input* menghasilkan kekerasan di daerah *weld metal* secara keseluruhan semakin menurun semakin meningkatnya *heat input* yang diberikan pada masing-masing prosentase gas pelindung nitrogen. Hal ini telah sesuai dengan literatur yang mengatakan bahwa penurunan nilai kekerasan ini disebabkan oleh semakin lambatnya laju pendinginan yang terjadi. Berdasarkan diagram TTT yang ditampilkan pada tinjauan pustaka bahwa dengan semakin cepatnya pendinginan akan mendorong butir ferit untuk terbentuk lebih banyak kemudian dengan waktu sisa yang ada barulah muncul fasa austenit. Korelasi komposisi ferit dan austenit relatif berhubungan terhadap nilai kekerasan di setiap daerah pengelasan.

4.6.2. Pengaruh Komposisi Fasa terhadap Kekerasan



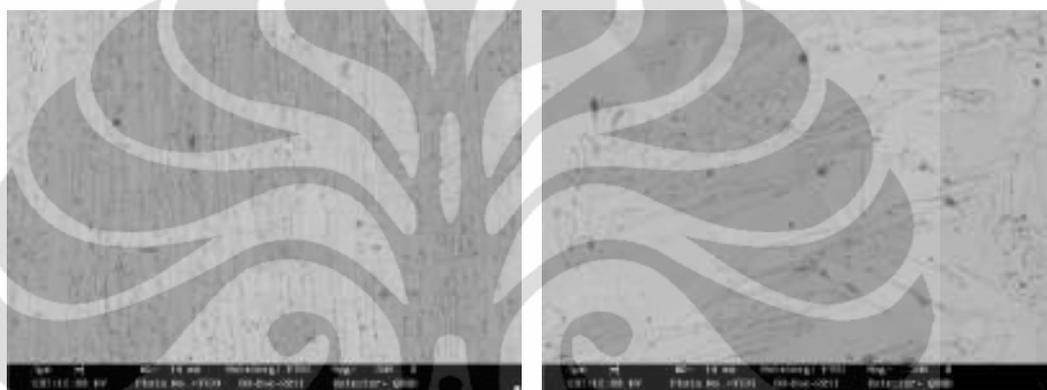
Gambar 4.14 Grafik hubungan nilai kekerasan terhadap fraksi ferit pada gas pelindung nitrogen 2%, 4%, dan 6% daerah WM

Pada gambar 4.14 ditunjukkan bahwa dengan semakin meningkatnya fraksi ferit, kekerasan yang dihasilkannya pun semakin meningkat. Hal tersebut jika ditinjau secara kristalografi bahwa nilai *Atomic Packing Factor* (APF) pada kristal ferit (BCC) mempunyai nilai yang lebih besar yaitu 0,74 yang artinya kepadatan kristalnya relatif lebih tinggi dibanding kristal austenit (FCC) yang hanya sebesar 0,6. Namun, nilai kekerasan ini tidak hanya didapat dari kontribusi fasa pada struktur mikro. Seperti yang terlihat di grafik tersebut bahwa gas pelindung nitrogen dengan 6% mempunyai tren yang lebih tinggi dibanding lainnya. Kenaikan ini diduga adanya presipitasi nitrida yang diakibatkan segregasi nitrogen yang lebih banyak pada saat solidifikasi sehingga kekerasan yang ada didalamnya pun tinggi. Menurut teori, Cr_2N terbentuk pada di fasa ferit pada rentang temperatur 700-900°C lalu disertai dengan pendinginan yang cepat.

4.7. Pengamatan SEM – EDAX

Pengamatan SEM menunjukkan bahwa semua sampel yang diuji terdapat bintik-bintik hitam. Bintik-bintik tersebut berada pada fasa austenit maupun batas butir antara ferit dan austenit dimana merupakan banyaknya endapan yang terbentuk pada batas butir dan diperkirakan sebagai presipitasi. Jenis-jenis

presipitat tersebut bervariasi tergantung dari elemen-elemen yang terkandung dalam *base metal* dan juga *filler*. Saat pengelasan berlangsung, atom kromium banyak berdifusi ke batas butir dan cenderung memilih bergabung dengan atom karbon untuk bersenyawa dan membentuk presipitat kromium karbida ($M_{23}C_6$; $Cr_{23}C_6$) dengan kandungan krom yang relatif tinggi. Pembentukan presipitat tersebut mengakibatkan deplesi krom pada daerah di sekitar batas butir, sehingga akan menyebabkan mudah terserang korosi. Hal inilah yang disebut dengan fenomena sensitisasi. Daerah batas butir akan ditumbuhi presipitat $Cr_{23}C_6$.



a)

b)

Gambar 4.15 Foto SEM-EDAX (Detektor QBSD) sampel 1 daerah a) HAZ b) *weld metal*

Dari hasil EDAX, gambar 4.15 diketahui bahwa jenis presipitat yang terdapat pada sampel 1 dan 8 dapat bermacam-macam sesuai dengan elemen penyusun *stainless steel hyperduplex*, yaitu dari unsur-unsur C, Cr, Mo, dan Fe. Namun, dengan menembak daerah yang diduga pada batas butir, ternyata ditemukan unsur C, Cr, Mo, dan Fe yang tinggi. Sampel 1 dengan *heat input* lebih tinggi dari sampel 8, ternyata memiliki prosentase karbon yang lebih tinggi diikuti dengan elemen paduan seperti Cr, dan Mo pada HAZ. Hal ini diperkirakan adanya pembentukan karbida yang kemudian diikuti dengan intermetalik seperti fasa sigma ($Fe_xCr_yMo_z$) ataupun fasa chi.

Pengaruh pengayaan unsur-unsur paduan penyusun baja tersebutlah yang menandakan kehomogenan baja tersebut. Karena temperatur tinggi yang terjadi waktu pengelasan, Cr dipaksa untuk bermigrasi dari matriks paduannya ke *matrix-oxide interface* (sehingga matriks paduannya jadi kehilangan Cr). Kemudian, Cr tersebut berdifusi ke *oxide-gas interface* (yang terjadi juga di temperatur tinggi)

[24]. Pada *oxide-gas interface* ini, Cr bereaksi dengan oksigen. Dalam keadaan ideal (jumlah atom Cr dan oksigen itu seimbang), perbandingannya adalah stoikiometrik sehingga *oxide*-nya sangat stabil. Dalam kondisi pengelasan yang sebenarnya, jumlah atom oksigen-nya jauh lebih banyak dibandingkan atom Cr sehingga perbandingannya non-stoikiometrik. Setelah atom Cr-nya habis, Fe dan Ni mulai teroksidasi. Akibatnya, *oxide* yang terbentuk selama proses pengelasan tidak mengandung Cr_2O_3 yg murni dan stoikiometrik, melainkan (kemungkinan besar) Cr_xO_y , Fe_xO_y , Ni_xO_y , Mn_xO_y , Si_xO_y , dan Ti_xO_y . Proses pengelasan merupakan proses dengan temperatur tinggi, yang akan menjadi *driving force* untuk proses difusi. Kehilangan beberapa persen atom-atom kromium berhubungan dengan penguapan langsung oksida permukaan dikarenakan temperatur tinggi.

4.8. Hasil Pengamatan Foto Makro dan Mikro Presipitat



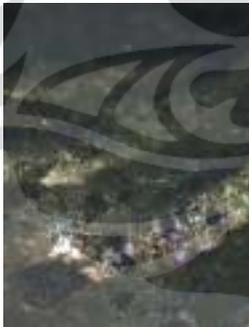
Gambar 4.16 a) Foto makro presipitat (bintik hitam) pada sampel 1 perbesaran 50x, b) foto mikro sampel 8 WM perbesaran 200x

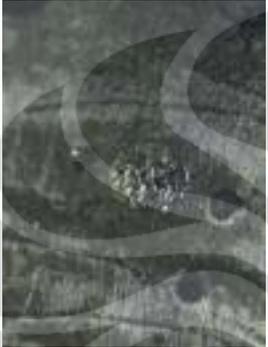
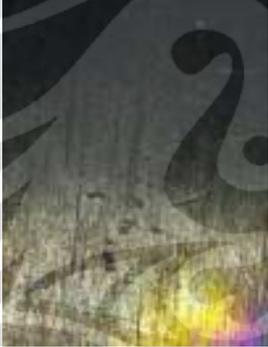
Dari gambar 4.16 terlihat bahwa hasil pengelasan *hyperduplex stainless steel* terdapat presipitat, berupa bintik-bintik hitam yang tumbuh tersebar di area *weld metal* pada batas butir. Presipitat tersebut diduga adalah presipitat karbida. Batas butir adalah tempat yang memiliki *high-energy*. Nukleasi, pertumbuhan, presipitasi merupakan proses yang membutuhkan energi (*driving-force*). Produk presipitasi karbida yang dihasilkan sesuai dengan hasil SEM-EDAX adalah karbida unsur-unsur Cr, Mo, dan Fe. Selain itu, afinitas terhadap karbon juga

berpengaruh, semakin tinggi afinitasnya terhadap karbon, maka elemen itu yang akan terbentuk lebih dulu. Pada daerah *weld metal* sampel 1 yang ditunjukkan oleh gambar 4.17, presipitat yang dicurigia adalah berupa Cr_2N dimana sampel 1 diberikan gas pelindung nitrogen yang cukup banyak yaitu 4%. Hal tersebut kemungkinan adanya difusi nitrogen akibat *rapid cooling* dan membuat segregasi elemen seperti kromium ke batas butir membentuk nitrida.

4.9. Hasil Pengujian Ketahanan Korosi *Pitting*

Tabel 4.5 Hasil pengamatan setelah uji *pitting*

No	Foto Makro	Visual Sebelum NDT	Keterangan
1			<ul style="list-style-type: none"> - Retak kecil di permukaan sekitar HAZ - Pit kecil di daerah lasan - Warna hitam di sekitar retak
2			<ul style="list-style-type: none"> - Pit kecil di lasan, tersebar di salah satu tempat - Daerah yang bercoak, terdapat <i>pitting</i>
3			<ul style="list-style-type: none"> - Pit kecil di daerah lasan tersebar di coakan hasil <i>bead</i> lasan

4			<ul style="list-style-type: none"> - Retak besar di sepanjang permukaan HAZ - Pit kecil di daerah lasan - Warna hitam di sekitar retakan
5			<ul style="list-style-type: none"> - Pit berukuran cukup besar di daerah lasan - Daerah bercoak terlihat berlubang akibat korosi
6			<ul style="list-style-type: none"> - Pit sangat kecil di daerah HAZ dan tersebar di hanya di salah satu tempat
7			<ul style="list-style-type: none"> - Retak besar di sepanjang HAZ - Pit besar di tepi daerah lasan - Warna hitam di sepanjang retak

8	-		- Tidak ditemukan adanya indikasi pitting secara visual dan makro
---	---	--	---

Setelah tiga hari pengujian, sampel dibersihkan, dicuci, dikeringkan dan diamati secara visual dan makro. Hasil pengamatan foto visual dan makro hasil pengujian ketahanan korosi *pitting* di perlihatkan pada Tabel 4.5. Sebagian besar tidak banyak menampilkan lubang-lubang *pitting* yang besar. Lubang pit yang dihasilkan pun tidak tersebar dengan merata melainkan pada daerah tertentu seperti *weld metal* yang memiliki coakan *bead* lasan maupun goresan-goresan tepi permukaan akibat hasil pemotongan yang tidak halus. Hal ini karena korosi tentunya akan menyerang pada daerah dengan tingkat *stress* yang lebih besar dahulu sehingga *pitting* lebih terlihat pada daerah-daerah sensitif. Secara umum, tahannya material *hyperduplex* ini terhadap korosi *pitting* dikarenakan besarnya kandungan unsur kromium dan molibdenum yang cukup banyak. Molibdenum dapat menjaga permukaan logam dari korosi *pitting*.

Namun, sampel 4 dan 7 menampilkan menampilkan bentuk korosi yang berbeda di sepanjang daerah HAZ. Produksi korosi tersebut mengakibatkan keretakan yang panjang pada permukaan daerah HAZ. Hal ini dapat diperkirakan adanya *intergranular attack* akibat sensitasi di sepanjang HAZ sehingga semakin mudah ion klorida untuk menyerang pada daerah-daerah yang rentan korosi tersebut. Di samping itu, dikarenakan adanya distorsi yang diakibatkan tingginya temperatur pada HAZ dan fasa austenit yang lebih dominan maka mekanisme korosi berubah menjadi *Chloride Stress Corrosion Cracking*.

Ferit yang ada di dalam HAZ lebih banyak mengandung Cr daripada di dalam austenit, dan Cr berdifusi lebih cepat dalam ferit daripada dalam austenit, yang membantu terjadinya depletion Cr. Karbida $M_{23}C_6$ cenderung berpresipitasi pada batas austenit dan ferit yang berliku-liku dibandingkan pada batas austenit dan ferit yang lurus. Oleh karena itu, sampel memiliki jumlah delta ferit yang

lebih banyak maka presipitasi karbida pun yang terbentuk juga lebih banyak. Struktur *duplex* dengan kandungan austenit yang lebih banyak biasanya lebih mudah terkena sensitasi dan merupakan masalah terbesar pada daerah HAZ, bukan masalah WM [12].

4.10. Pengujian Komposisi Kimia *Polluted Seawater*

Berdasarkan pemeriksaan kandungan *pollutant* yang terdapat pada Air Laut Muara Karang yaitu parameter yang diuji disebutkan pada lampiran. Prosentase ion klorida mengandung 17,6%. Nilai ini cukup melampau jauh dari kandungan air laut pada umumnya yang hanya mengandung 8-10%. Komposisi kimia lainnya seperti parameter sulfat juga dinilai cukup besar mencapai 30%. Larutan dengan banyak mengandung sulfat dapat berkontribusi menaikkan keasaman kondisi lingkungan. Hal ini ditunjukkan pula dengan tingkat pH sebesar 7,02. Menurut literatur pada penelitian tahun 1998, pengukuran pH pada air Muara Karang mencapai 8,3. Di samping itu, parameter TDS yang ditunjukkan juga memberikan informasi sebesar 33400 mm/L, namun tidak ada rincian secara spesifik mengenai unsur padatan terlarut apa saja yang terkandung di dalam air laut tersebut. Secara keseluruhan dapat disimpulkan bahwa Air Laut Muara Karang termasuk lingkungan yang cukup korosif [30].

4.11. Pengujian XRD Komposisi Endapan Korosi

Pengujian dilakukan pada endapan produk korosi. Endapan berwarna hitam kecoklatan yang telah dikeringkan dan dijadikan serbuk. Pengamatan XRD pada endapan korosi yang dihasilkan dari uji imersi FeCl_3 bertujuan untuk mengetahui unsur dari produk korosi yang mengendap di dalam larutan selama pengujian korosi *pitting*. Hasil XRD ditunjukkan pada lampiran 6 yaitu terdapat indikasi sebagian kecil unsur besi fosfat hidroksida. Tidak terlihat pada puncak (*peak*) difraksi yang menunjukkan adanya besi oksida yang seharusnya mengendap di larutan. Kemungkinan tidak terdeteksinya unsur ini dikarenakan sedikitnya pengurangan berat yang hilang yaitu sekitar 1-2 gram di dalam 400 ml larutan uji sehingga *peak* difraksi tidak muncul secara jelas. Kemudian secara

umum keseluruhan sudut difraksi yang diperiksa tidak terlihat adanya struktur kristal. Endapan produk korosi ini menghasilkan gambar difraksi yang relatif amorf sehingga sulit diinvestigasi.

4.12. Hasil Perhitungan Laju Korosi *Pitting*

Tabel 4.6 Perhitungan Laju Korosi

Sampel	Weight Loss (gr)			Corr rate (mpy)	Kategori (NACE)
	Sebelum	Setelah	Selisih (Δ)		
1	18,9563	18,6835	0,2728	48,71	Fair
2	19,6051	19,4007	0,2044	36,50	Fair
3	19,4956	19,384	0,1116	18,37	Good
4	18,6865	16,8895	1,797	320,88	Unacceptable
5	19,5224	19,4782	0,0442	6,59	Good
6	19,7643	19,7369	0,0274	4,09	Excellent
7	18,6865	16,4722	2,2143	364,58	Unacceptable
8	19,2155	19,1893	0,0262	4,68	Excellent
Original	17,9569	17,9552	0,0017	0,12	Outstanding

Berdasarkan hasil perhitungan laju korosi dan ditunjukkan pada tabel 4.6 diketahui bahwa sampel yang mengalami laju korosi tinggi adalah sampel 4 dan 7. Sampel tersebut mempunyai parameter pengelasan *heat input* hingga sebesar 3,43 KJ.s/mm. Laju korosi tinggi, karena sampel direndam dalam larutan FeCl_3 yang mengandung ion agresif Cl^- yang bergerak leluasa menuju Fe^{2+} atau ion-ion logam yang terbentuk akibat reaksi oksidasi dan akhirnya membentuk karat. Semakin banyak ion-ion logam yang terbentuk, maka akan semakin banyak karat yang terbentuk yang mengakibatkan sampel terkikis [23].

Pada sampel 4 dan 7, dimungkinkan dilakukan dengan *heat input* yang relatif lebih tinggi. Hal tersebut mengakibatkan daerah HAZ terkena panas atau temperatur yang lebih tinggi dibandingkan dengan *base metal* sehingga dapat memicu sensitasi dan ketahanan korosi semakin berkurang. Laju korosi yang dihasilkan sampel tersebut masuk ke dalam kategori *Unacceptable*. Menurut NACE, kategori tersebut adalah kategori yang paling buruk dimana pemakaian

material ini jika diaplikasikan pada kondisi operasi akan mengalami *failure* dengan cepat.

Jika dilihat secara visual, seperti yang telah dijelaskan pada analisa uji ketahanan *pitting* sebelumnya yaitu kedua sampel ini menimbulkan keretakan yang menjalar di sepanjang garis HAZ. Hal ini bisa dikarenakan panas yang diberikan dapat memicu terjadinya presipitasi oleh fasa sekunder yang tidak diinginkan. Presipitasi ini bisa berupa karbida, fasa intermetalik, austenit sekunder dan sebagainya. Akibat pemakaian *heat input* yang tinggi ini pada akhirnya merubah komposisi fasa hingga memperoleh fraksi austenit yang cukup banyak sehingga memperbanyak batas butir antara ferit dan austenit.

Seperti yang telah dijelaskan sebelumnya pada tinjauan pustaka bahwa karbida dan presipitat lainnya terbentuk pada batas butir. Butir ferit dengan struktur kristalnya yang BCC lebih banyak disubstitusi oleh unsur kromium, molibdenum, dan elemen paduan lainnya, sedangkan fasa austenit dengan struktur kristal FCC, yang mengandung lebih banyak karbon dari hasil *solid solution* saat solidifikasi. Kemudian karbida terbentuk oleh tingginya afinitas kromium dan karbon pada temperatur tinggi sehingga membawa dirinya ke batas butir yang menyebabkan terbentuknya deplesi kromium karbida. Biasanya terbentuknya kromium karbida ini biasa diikuti dengan munculnya fasa intermetalik dan austenit sekunder. Sehingga pada akhirnya butir ferit yang berkurang kandungan kromiumnya akan menjadi lebih mudah terserang korosi karena berkurangnya juga lapisan pasif kromium oksida pada permukaan.

Di samping itu, ion klorida ini merupakan ion yang paling agresif menyerang ion logam sehingga serangan korosi tersebut berlanjut mengikuti dengan rendahnya lapisan pasif di sekitar HAZ. Sehingga dikarenakan butir austenit yang sangat rentan terhadap *intergranular attack* maka dengan cepat retakan ini terus merambat. Menurut penelitian sebelumnya, kandungan fasa austenit pada kedua sampel tersebut cukup banyak. Kemudian, karena fasa austenit merupakan fasa yang cukup rentan terhadap serangan CSCC, maka ion klorida ini terus menyerang secara otokatalis pada daerah yang mempunyai *stress* terlebih dahulu. *Stress* tersebut diduga muncul dari distorsi hasil pengelasan

dengan temperatur yang tinggi, sehingga penyusutan/pembekuan yang tidak homogen pada *weld metal* hingga mempengaruhi daerah HAZ.

Pada sampel 1,2, dan 3, laju korosi tersebut dinilai cukup buruk juga untuk kriteria material *hyperduplex*. Sangat jelas bahwa pengaruh tingginya *heat input* ini membuat daerah HAZ menjadi lebih rentan terjadinya presipitasi fasa sekunder di sekitar batas butir. Namun, laju korosi tidak terlalu tinggi dibanding kedua sampel sebelumnya karena *heat input* yang diberikan lebih rendah sehingga presipitasi yang terbentuk pun juga relatif lebih sedikit.

Kriteria yang dinilai paling baik untuk performa laju korosi adalah sampel 6 dan 8 dimana *heat input* yang diberikan adalah yang paling rendah dengan kategori *excellent*. Dikarenakan pemakaian *heat input* yang rendah maka pengaruh panas di daerah HAZ tidak terlalu memicu terbentuknya presipitasi fasa sekunder tersebut. Oleh karena itu, dapat dikatakan performa ketahanan korosi yang paling baik pada lingkungan ekstrem FeCl_3 ini adalah pengelasan dengan parameter *heat input* paling rendah. Parameter pelindung gas nitrogen tidak terlalu berpengaruh terhadap performa laju korosi. Karena kedua sampel terbaik tersebut mempunyai perbedaan variasi prosentase gas nitrogen yang cukup banyak yaitu 2% dan 6%.

BAB V

KESIMPULAN

Dari hasil penelitian mengenai pengaruh parameter pengelasan *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) terhadap perilaku korosi pada material SAF 2707 Hyperduplex, dapat disimpulkan bahwa;

1. Pengelasan dengan parameter *heat input* yang tinggi dapat menghasilkan struktur mikro dengan fasa austenit yang lebih dominan. Sedangkan pada pemakaian *heat input* yang rendah dapat menghasilkan fasa ferit yang lebih dominan.
2. Pengelasan dengan parameter gas pelindung nitrogen yang tinggi akan mendorong terbentuknya fasa austenit yang banyak pada struktur mikro *weld metal* sehingga dapat menjaga kesetimbangan komposisi ferit-austenit.
3. Pengelasan dengan menggunakan diameter kawat las yang terlalu besar akan berdampak pada penggunaan *heat input* yang tinggi, sehingga dapat memperlebar daerah HAZ.
4. Hasil pengujian celup larutan FeCl_3 menunjukkan bahwa laju korosi relatif tinggi terjadi pada sampel dengan pemakaian *heat input* yang tinggi (2,25-3,43 KJ.s/mm). Pada rentang *heat input* tersebut, temperatur yang diterima *base material* dapat memicu terjadinya sensitasi di batas butir sehingga dapat menurunkan ketahanan korosi. Sedangkan pada sampel dengan parameter *heat input* yang rendah (<2 KJ.s/mm) menunjukkan laju korosi relatif rendah. Oleh karena itu, pengontrolan *heat input* merupakan faktor penting untuk menjaga ketahanan korosi pada material lasan khususnya *hyperduplex*.
5. Pada penggunaan *filler metal* yang besar untuk material berbentuk *tube* diameter kecil, parameter pengelasan yang optimal adalah *heat input* rendah (1,52-2 KJs/mm) disertai gas pelindung nitrogen 2-4%.
6. Pemakaian gas pelindung nitrogen yang terlalu tinggi (6% N_2) dapat berdampak pada terbentuknya presipitasi berupa nitrida akibat pendinginan yang cepat dari solidifikasi di daerah *weld metal*. Presipitat nitrida mempunyai sifat yang keras sehingga dapat mengurangi sifat ketangguhan material lasan tersebut.

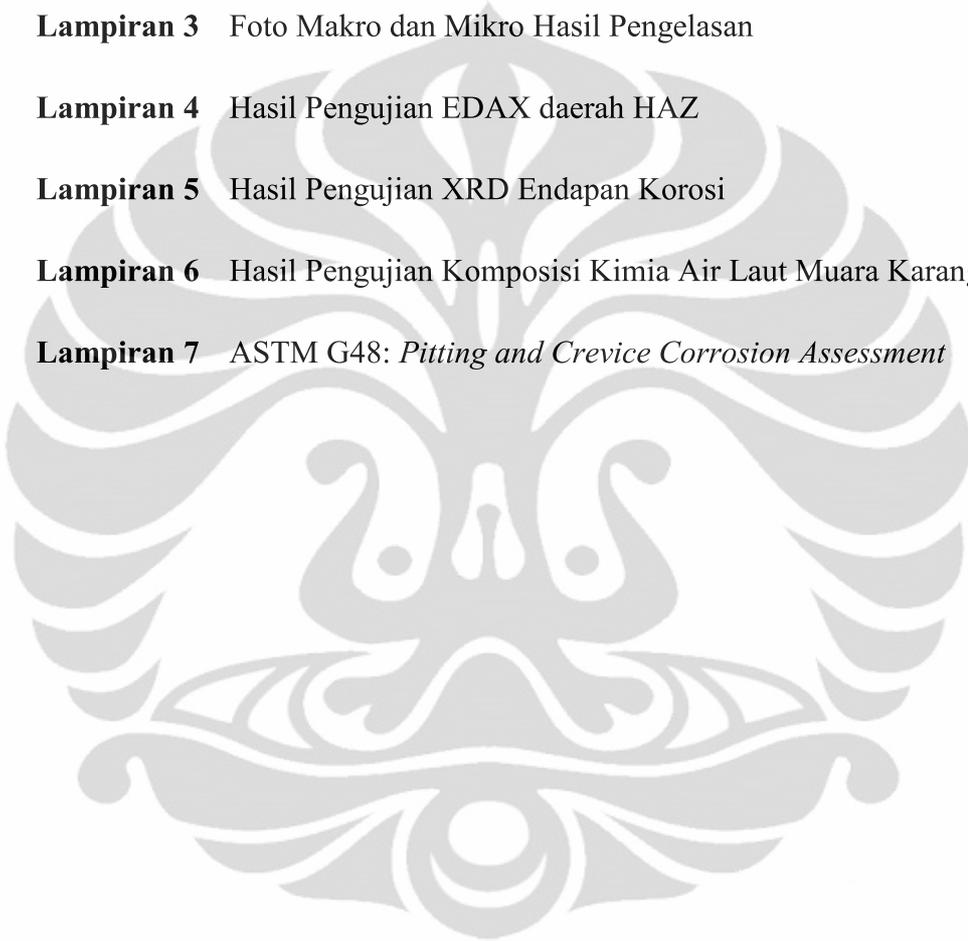
DAFTAR PUSTAKA

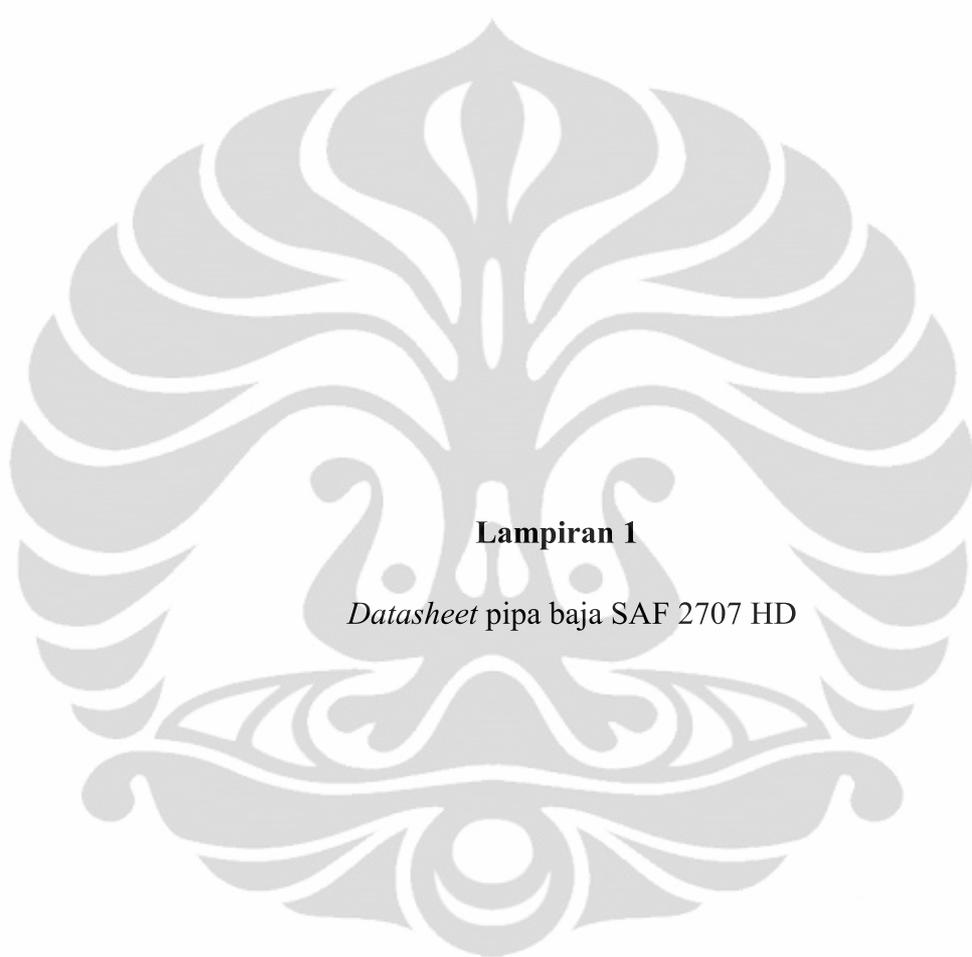
- [1] M. Tystad, "Application of Duplex Stainless Steel in the Offshore Industry-Stainless Steel World," 1997.
- [2] C.-O. P. a. S.-A. Fager, "Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507," *SANDVIK Steel*, 1995.
- [3] "Sandvik duplex stainless steel datasheet."
- [4] C. Q. Young Pan, "Phase Diagram and Fasa sigma Precipitaion In Some Stainless Steel," *Xiangtan University*, 1995.
- [5] J. C. L. a. D. J. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels," *Wiley Interscience*, 2005.
- [6] E. M. Westing, "Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101," *Doctoral Thesis*, 2010.
- [7] S. Kou, "Welding Metallurgy " 1987.
- [8] H. W. T. Okumura, "Teknologi Pengelasan Logam," 1979.
- [9] D. W. Meyer, "Flux-Cored Arc Welding."
- [10] A. International, "Basic Understanding of Weld Corrosion," 2006.
- [11] M. E. M. Company, "Guidelines to Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)," *MillerWelds*, 2003.
- [12] R. S. Funderburk, "A Look at *Heat input*," *Welding Innovation*, 1999.
- [13] C. D. L. Songqing Wen, Greg Batten, "Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and Their Weldments," vol. 1, 2005.
- [14] "Kobelco Welding Today " *Welding Company*, vol. 8, 2008.
- [15] "Welding, Brazing and Soldering," vol. 6, 1991.
- [16] I. M. K. Anif Wini Asih, MSc, "Pengaruh Elektroda dan Pendinginan pada Pengelasan GTAW terhadap Ketahanan Korosi SS316L dalam Larutan Mixed Acid," *ITS*.
- [17] C. Naibaho, "Studi Pengaruh Kecepatan Pendinginan Terhadap Korosi Batas Butir Pada Pengelasan Baja Tahan Karat Austentik SS 316L dengan Menggunakan FCAW," *Tesis*, 2009.
- [18] W. H. J. Smith, "Foundations of Materials Science and Engineering," 2006.

- [19] "Welding Handbook for Maritime Welders."
- [20] M. G. Fontana, "Corrosion Engineering," 1986.
- [21] H. H. Uhlig, "Corrosion and Corrosion Control " 1971.
- [22] "Corrosion Metal Handbook," vol. 13, 1987.
- [23] D. A. Jones, "Principle and Prevention of corrosion," 1990.
- [24] B. Kenneth R. Trethewey, Ph.D, CChem, MRSC, MCorr. ST, "KOROSI , Untuk mahasiswa sains dan rekayasa," 1991.
- [25] J. H. Joseph Aubuchon, Tim Labadie, and Alex Sotelo, "Pitting Corrosion."
- [26] "Metal Test Methods and Analytical Procedures," 2002.
- [27] N. International, "An International of Corrosion Basic," 1994.
- [28] S. M. Zuhri Masyithah, Bode Haryanto, ST, "Buku Ajar Perpindahan Panas," 2006.
- [29] Fronius, "Orbital Welding Facts," 2010.
- [30] B. Wallen, "Corrosion of Duplex Stainless Steel in Seawater," 1998.

DAFTAR LAMPIRAN

- Lampiran 1** *Datasheet* pipa baja SAF 2707 HD
- Lampiran 2** Tabel Kekerasan (VHN) dan Hasil Konversi ke HRC
- Lampiran 3** Foto Makro dan Mikro Hasil Pengelasan
- Lampiran 4** Hasil Pengujian EDAX daerah HAZ
- Lampiran 5** Hasil Pengujian XRD Endapan Korosi
- Lampiran 6** Hasil Pengujian Komposisi Kimia Air Laut Muara Karang
- Lampiran 7** ASTM G48: *Pitting and Crevice Corrosion Assessment*





Lampiran 1

Datasheet pipa baja SAF 2707 HD



Sandvik SAF 2707 HD (Tube and pipe, seamless)

Datasheet updated 2012-01-05 10:44:04 (supersedes all previous editions)

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

Sandvik SAF 2707 HD characteristics:

- Excellent resistance to pitting and crevice corrosion
- Excellent resistance to stress corrosion cracking (SCC) in chloride-bearing environments
- High resistance to general corrosion
- Very high mechanical strength
- Physical properties that offer design advantages
- Good weldability

Standards

- UNS S32707

Product standards

Seamless and welded tube and pipe: ASTM A789, A790

Approvals

ASME Code Case 2586-1.

Particular Material Appraisal (PMA), austenitic-ferritic steel Sandvik SAF 2707HD (seamless tube):

PED (Pressure Equipment Directive) 97/23/EC and AD2000.

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

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, MPa		Tensile strength, Mpa	Elongation, %		Hardness, HRC
R _{p0.2} ^{a)}	R _{p1.0} ^{a)}	R _m	A ^{b)}	A ₂ ⁻	
min.	min.		min.	min.	max.
700	800	920-1100	25	25	34

IMPERIAL UNITS

Proof strength, ksi		Tensile strength, ksi	Elongation, %		Hardness, HRC
R _{p0.2} ^{a)}	R _{p1.0} ^{a)}	R _m	A ^{b)}	A ₂ ⁻	HRC
min.	min.		min.	min.	max.
101	116	133-160	25	25	34

¹MPa = 1N/mm²

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

b) Based on L₀ = 5.65 √S₀ where L₀ is the original gauge length and S₀ 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. Contact Sandvik for more information.

METRIC UNITS

Temperature, °C	Proof strength, MPa		Tensile strength, Mpa
	R _{p0.2} ^{a)}	R _{p1.0} ^{a)}	R _m
	min.	min.	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, ksi		Tensile strength, ksi
	R _{p0.2} ^{a)}	R _{p1.0} ^{a)}	R _m
	min.	min.	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°C (-58°F).

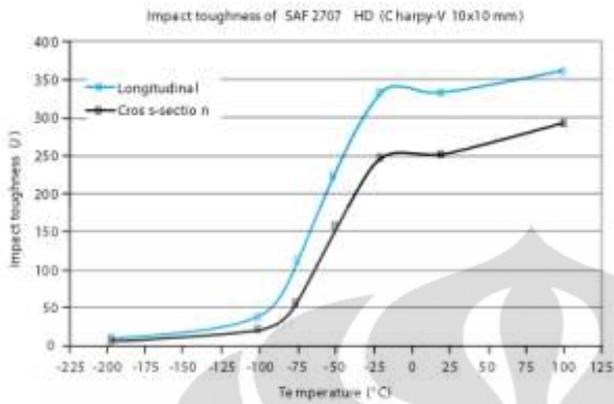


Figure 1. Impact energy curve for Sandvik SAF 2707 HD using standard Charpy V specimens 10 x 10mm (average of 3 at each temperature). The samples are taken in the longitudinal and transversal direction from 200 x13 mm hot extruded and solution annealed (1100°C / 2012°F) tube.

Physical properties

Density: 7.8 g/cm³, 0.28 lb/in³

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 ¹⁾

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

1) W/(m °C)

IMPERIAL UNITS ¹⁾

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

1) Btu/(ft h °F)

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 ¹⁾

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

1) $\times 10^{-8}/^{\circ}\text{C}$ **IMPERIAL UNITS ¹⁾**

Temperature, °F	85-200	85-400	85-600	85-800
SANDVIK SAF 2707 HD	7	7.5	7.5	7.5
AISI 316L	9.5	9.5	10	10

1) $\times 10^{-8}/^{\circ}\text{F}$ **RESISTIVITY**

Temperature, °C	$\mu\Omega\text{m}$	Temperature, °F	$\mu\Omega\text{in.}$
22	0.75	72	29.5

MODULUS OF ELASTICITY ¹⁾

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

1) ($\times 10^3$)**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 steels and Ni-base alloys in applications where standard austenitic stainless steels corrode at a high rate.

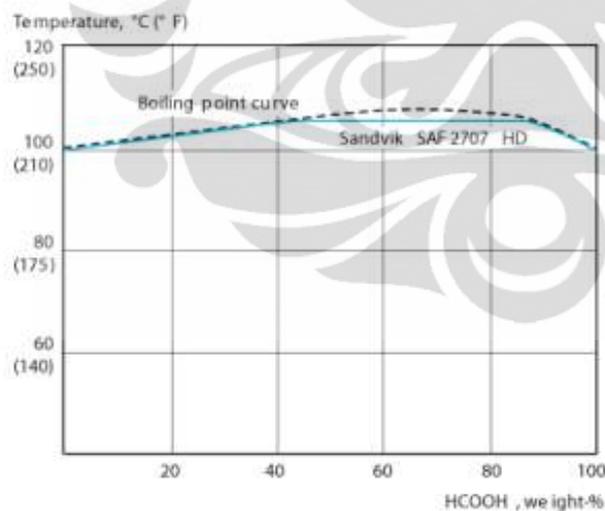


Figure 2. Isocorrosion diagram in naturally aerated formic acid. The curve represents a corrosion rate of 0.1mm/year (4mpy) in a stagnant test solution.

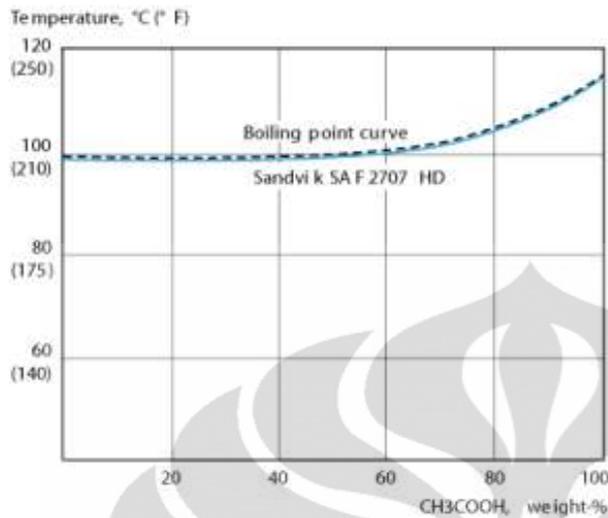


Figure 3. Isocorrosion diagram in naturally aerated acetic acid. The curve represents a corrosion rate of 0,1mm/year (4mpy) in a stagnant test solution.

Resistance to inorganic acids is comparable to, or even better than that of high alloy austenitic stainless steels 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_2SO_4 exceeds the resistance of Sandvik SAF 2507 and 316L.

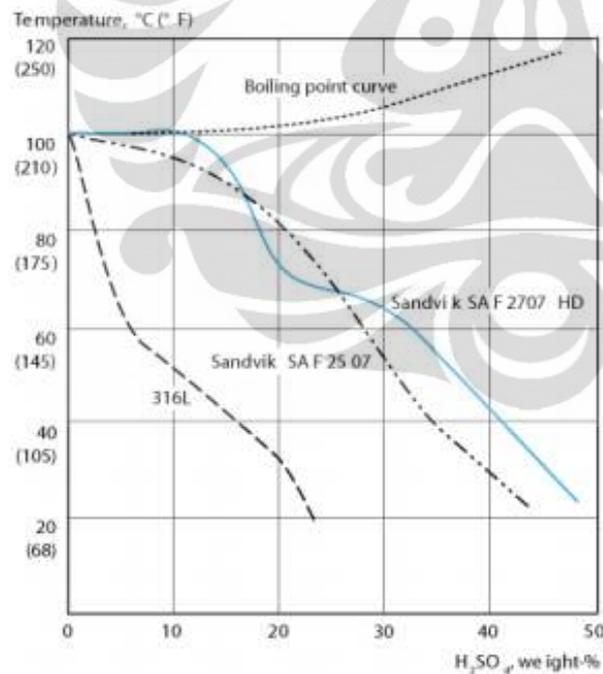


Figure 4. Isocorrosion diagram in naturally aerated sulphuric acid. The curves represent a corrosion rate of 0.1 mm/year (4 mpy) in a stagnant test solution.

Pitting 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 pitting and crevice corrosion in chloride environments is the PRE number (Pitting Resistance Equivalent). The PRE is defined as, in weight % :

$$PRE = \%Cr + 3.3x\%Mo + 16x\%N.$$

The minimum PRE value for SAF 2707 HD is 48.

One of the most severe pitting corrosion tests, applied to stainless steels, is ASTM G48 (i.e. exposure to 6% FeCl_3). In a modified version of the ASTM G48A test, the sample is exposed for periods of 24 hours. When pits are detected, together with a substantial weight loss ($> 5 \text{ mg}$), 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% $\text{FeCl}_3 + 1\% \text{CuCl}_2 + 11\% \text{H}_2\text{SO}_4 + 1.2\% \text{HCl}$).

The crevice corrosion test was performed in 6% FeCl_3 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.

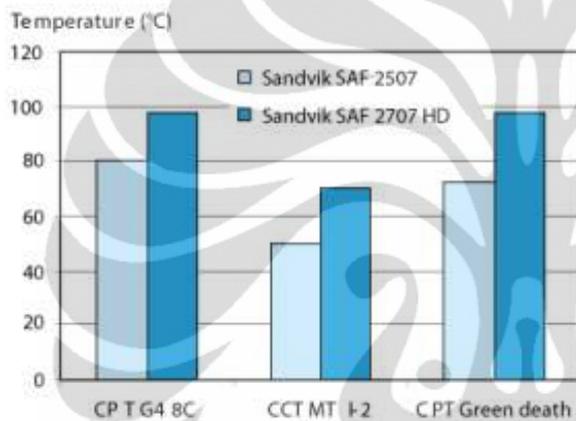


Figure 5. Critical pitting temperature measured in modified G48A and "Green death". Critical crevice corrosion temperature obtained in testing with a crevice specified in the MTI-2 procedure.

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 steels 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.

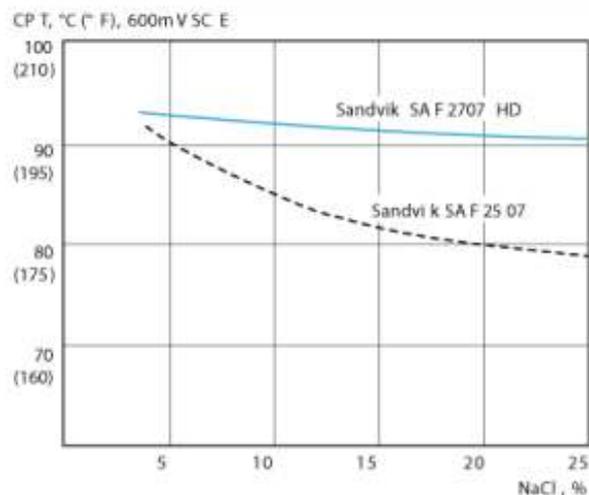


Figure 6. Critical pitting temperatures (CPT) at varying concentrations of sodium chloride, from 3 to 25% (potentiostatic determination at +600mV SCE with surface ground with 220 grit paper).

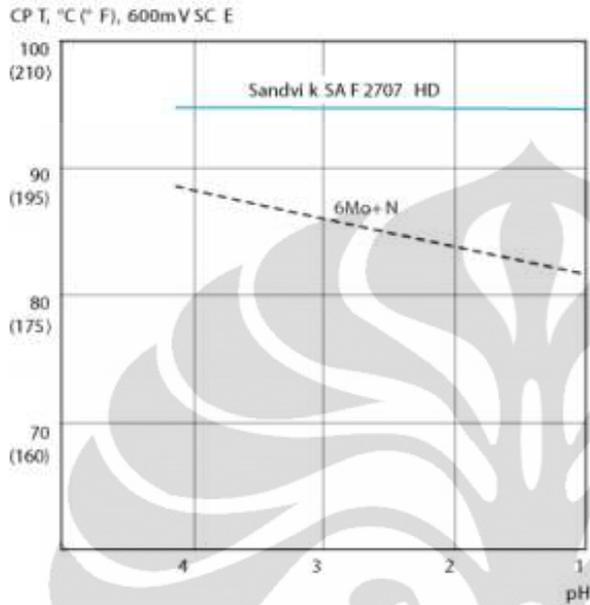


Figure 7. Critical pitting temperatures (CPT) in 3% NaCl with varying pH (potentiostatic determination at +600mV SCE with surface ground with 220 grit paper).

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⁻/300°C (572 °F) and 10000 ppm Cl⁻/250°C (482 °F).

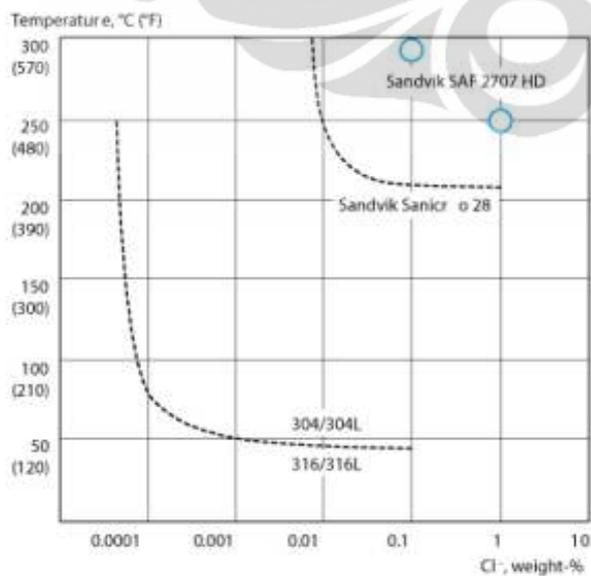


Figure 8. SCC resistance in oxygen-bearing (abt. 8 ppm) neutral chloride solutions.

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 filler 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% N₂ and root gas should consist of pure welding grade N₂. For tube to tubesheet welding on duplex tubesheets, Ar + 3% N₂ 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 steels, 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 steels, 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 steels. The cutting data (speed and feed) must, therefore, be lower than that recommended for austenitic grades. Further information is available on request.

Applications

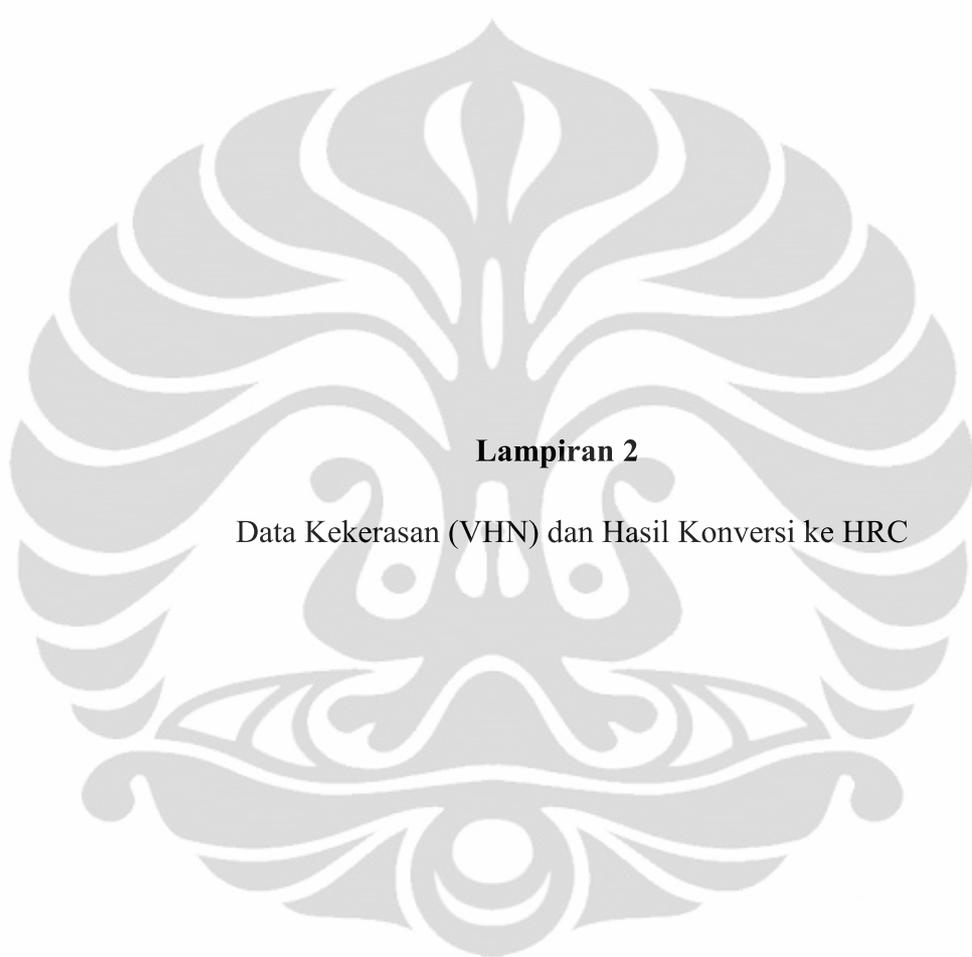
Typical applications for Sandvik SAF 2707 HD are tubular heat exchangers operating in process industries, such as oil refineries, petrochemical and chemical plants.

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 datasheet is only valid for Sandvik materials.

<http://www.smt.sandvik.com/en/contact-us/>

www.sandvik.com



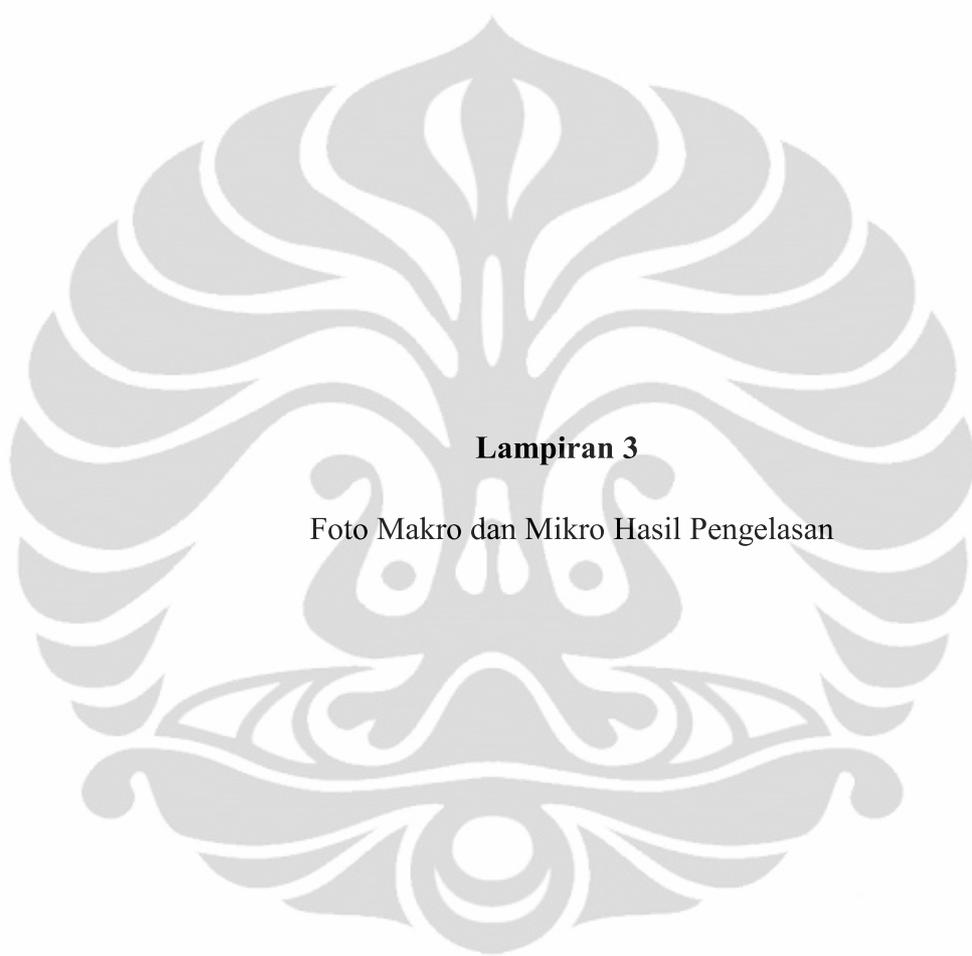


Tabel Kekeraan HVN

VHN		1	2	3	Rata-rata
Sampel	Daerah				
1	BM	326,5	330,9	330,7	329,4
	HAZ	331,4	337,9	360,4	343,2
	WM	339,3	335,5	373,6	349,5
2	BM	318,3	325,4	320,7	321,5
	HAZ	344,0	335,0	352,0	343,7
	WM	352,0	367,4	360,0	359,8
3	BM	324,1	326,4	326,2	325,6
	HAZ	334,0	343,7	356,0	344,6
	WM	380,0	370,0	340,0	363,3
4	BM	330,4	327,5	329,0	329,0
	HAZ	360,0	340,0	345,0	348,3
	WM	347,0	360,0	350,0	352,3
5	BM	324,5	320,7	325,0	323,4
	HAZ	343,3	356,0	358,5	352,6
	WM	351,0	378,4	352,0	360,5
6	BM	325,2	324,5	329,2	326,3
	HAZ	340,0	370,0	350,5	353,5
	WM	362,7	360,4	363,0	362,0
7	BM	316,8	326,5	318,0	320,4
	HAZ	346,0	350,4	353,7	350,0
	WM	350,0	357,0	370,5	359,2
8	BM	328,0	321,5	320,3	323,3
	HAZ	358,0	342,2	360,5	353,6
	WM	370,0	386,0	360,0	372,0

Tabel Kekerasan Hasil Konversi ke HRC

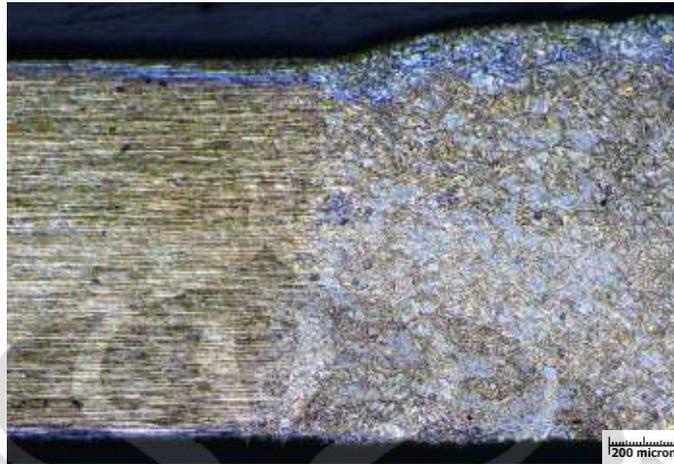
Sampel	HRC		
	BM	HAZ	WM
1	33,1	34,5	35,2
2	32,4	34,6	36,2
3	32,8	34,7	36,6
4	33,1	35,1	35,5
5	32,5	35,5	36,3
6	32,8	35,6	36,4
7	32,2	35,2	36,1
8	32,5	35,6	37,4



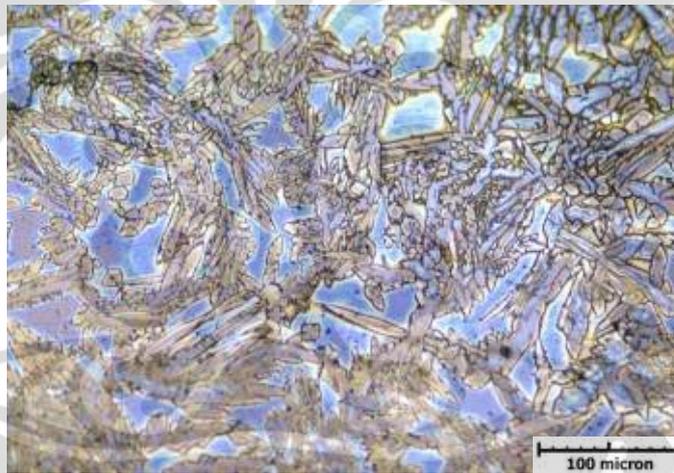
Lampiran 3

Foto Makro dan Mikro Hasil Pengelasan

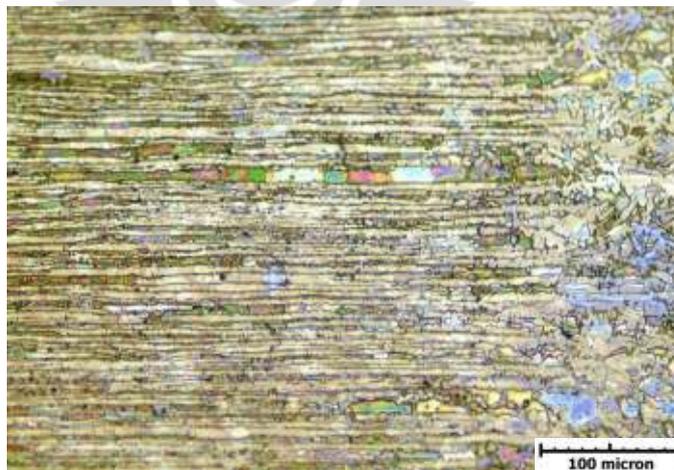
Sampel 1



BM-HAZ-WM,50x



WM, 200x

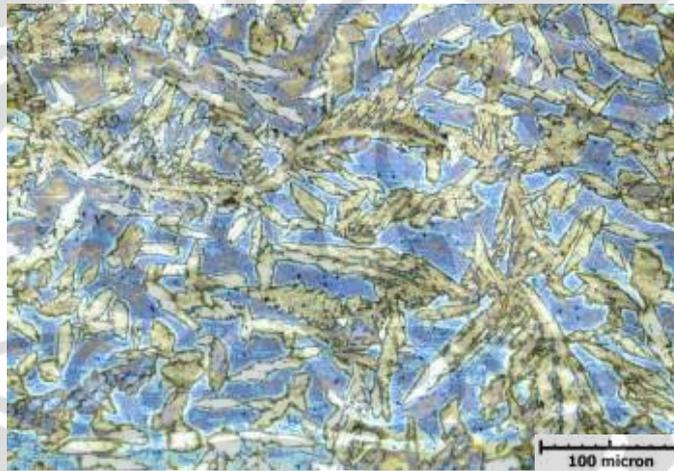


HAZ, 200x

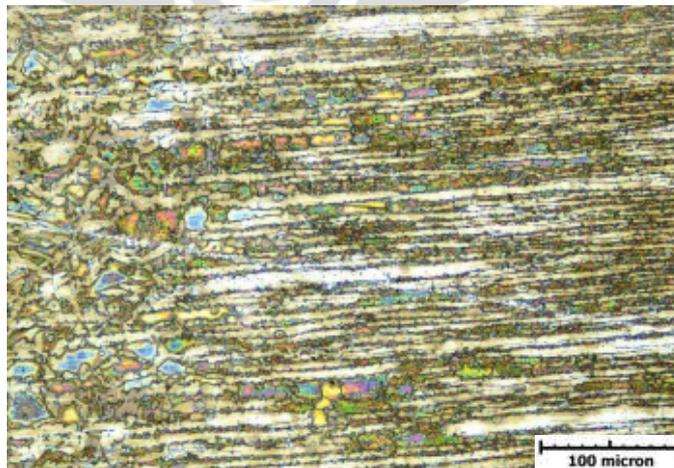
Sampel 2



WM-HAZ-BM, 50x

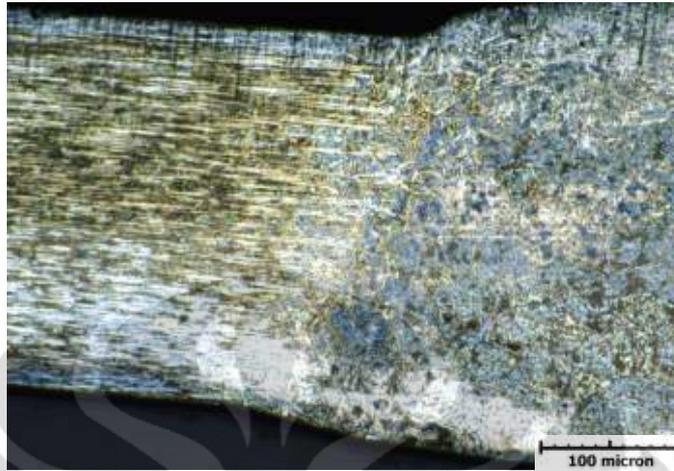


WM, 200x

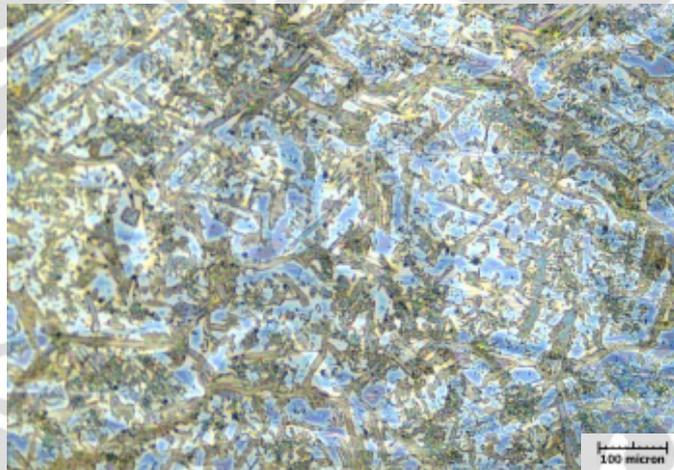


HAZ, 200x

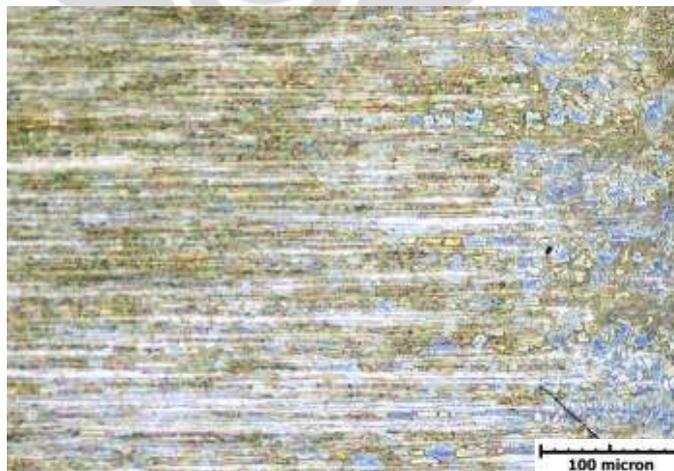
Sampel 3



BM-HAZ-WM, 50x

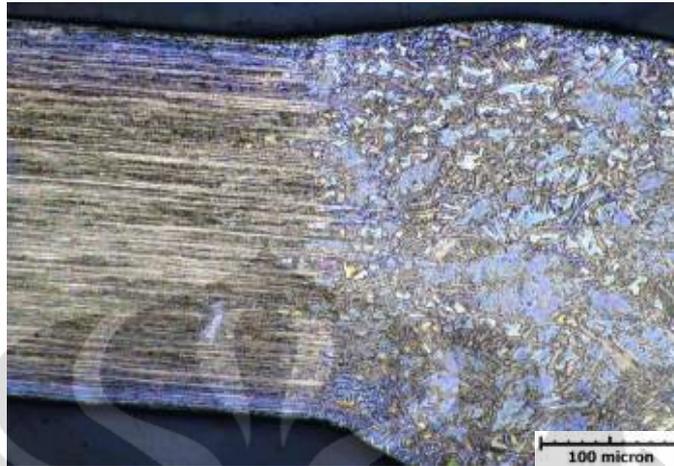


WM, 100x

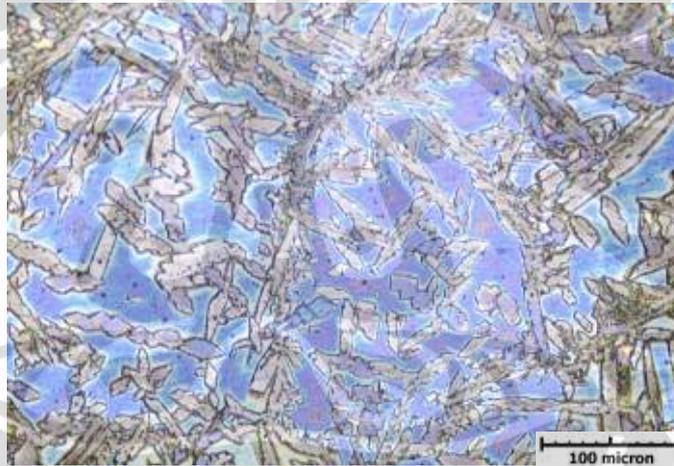


HAZ, 200x

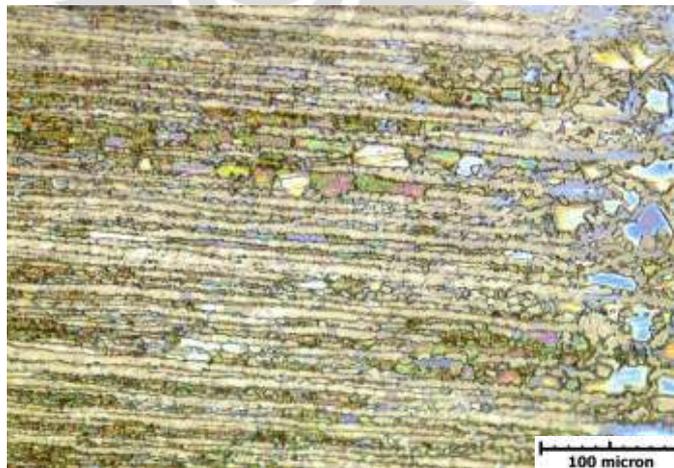
Sampel 4



BM-HAZ-WM, 50x

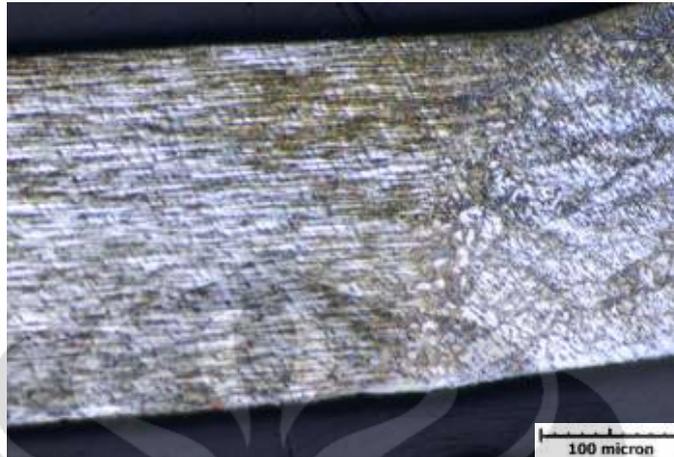


WM, 200x

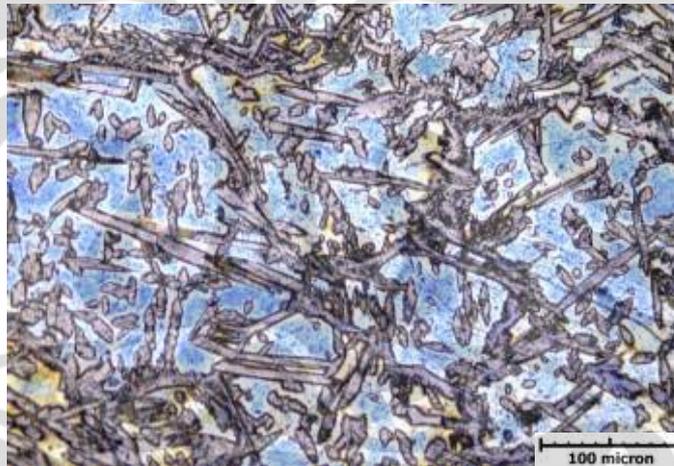


HAZ, 200x

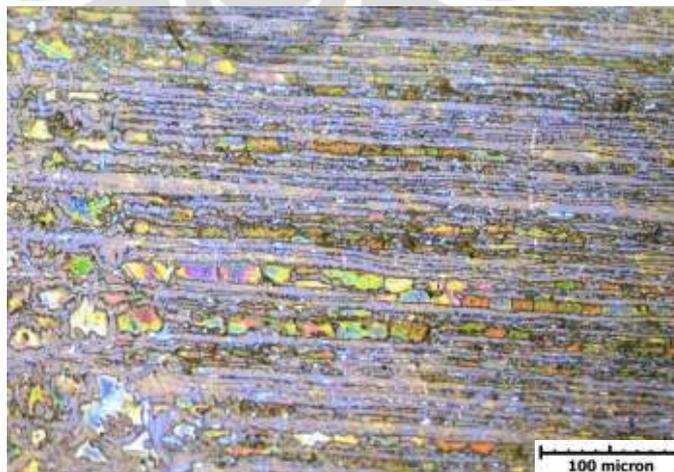
Sampel 5



BM-HAZ-WM, 50x

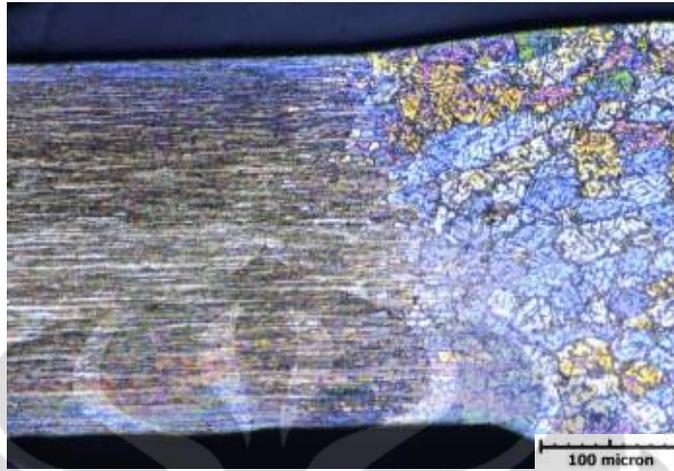


WM, 200x

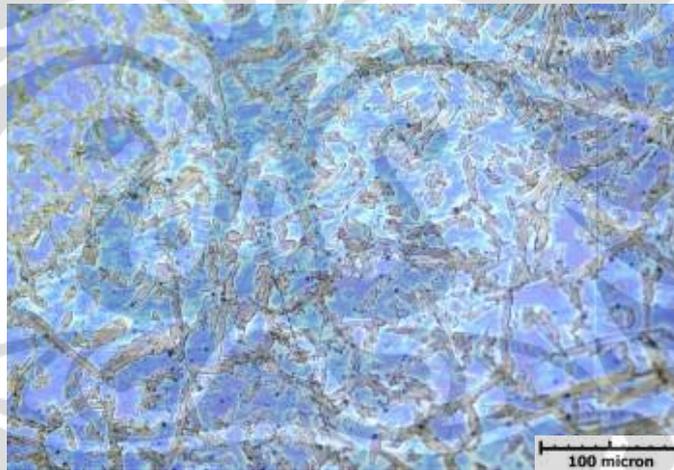


HAZ, 200x

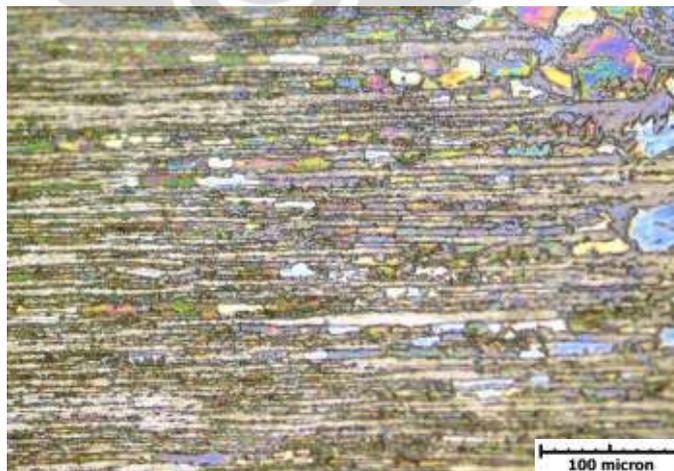
Sampel 6



BM-HAZ-WM, 50x

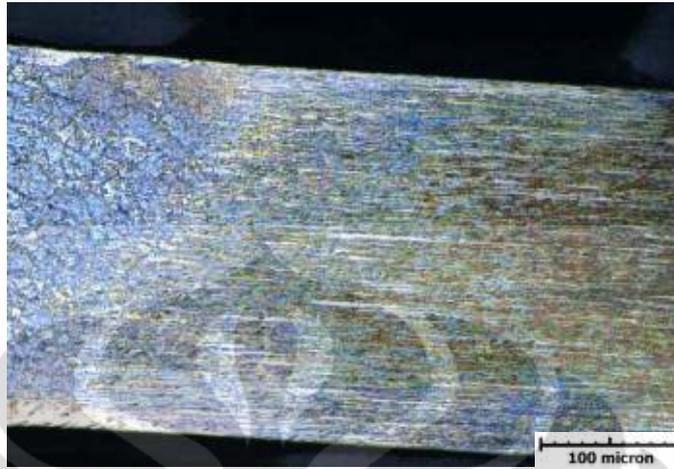


WM, 200x

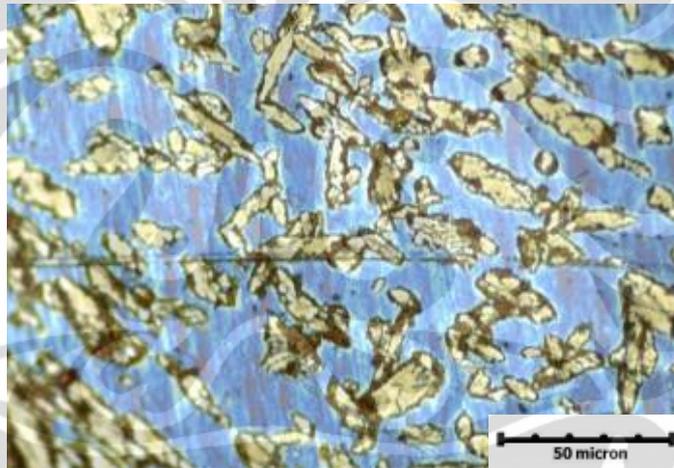


HAZ, 200x

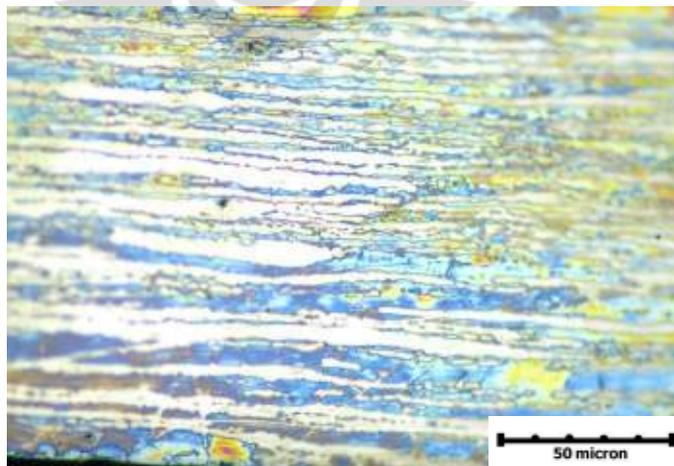
Sampel 7



WM-HAZ-BM, 50x

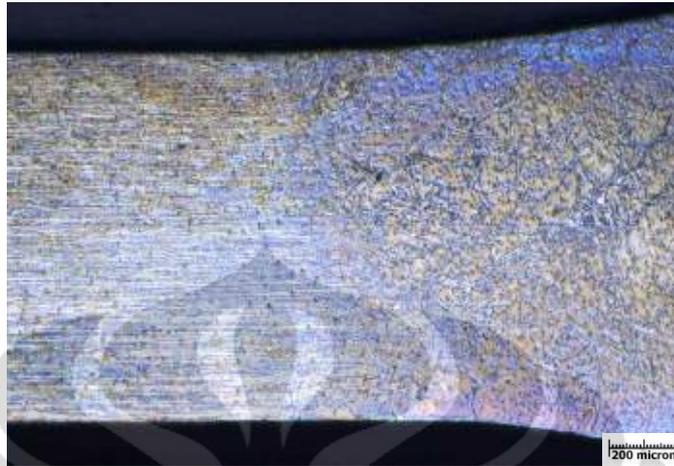


WM, 500x

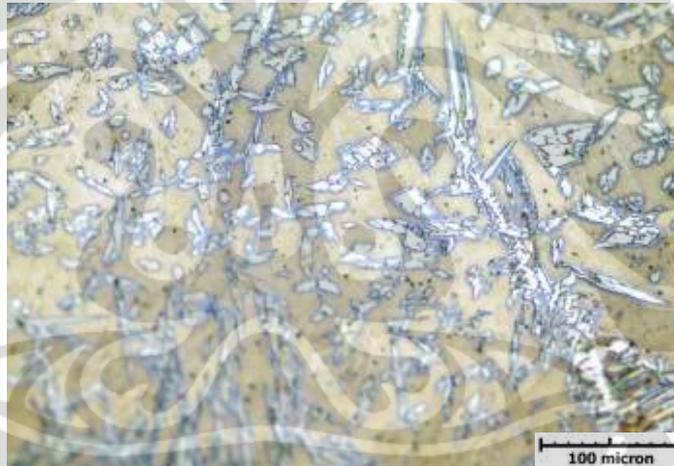


HAZ, 500x

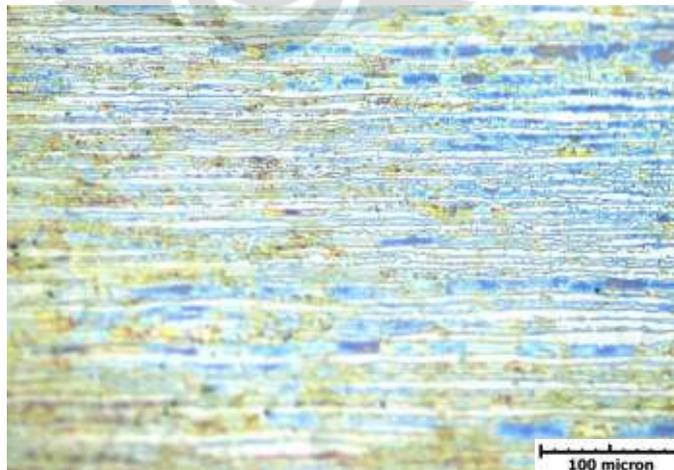
Sampel 8



BM-HAZ-WM, 50x



WM, 200x



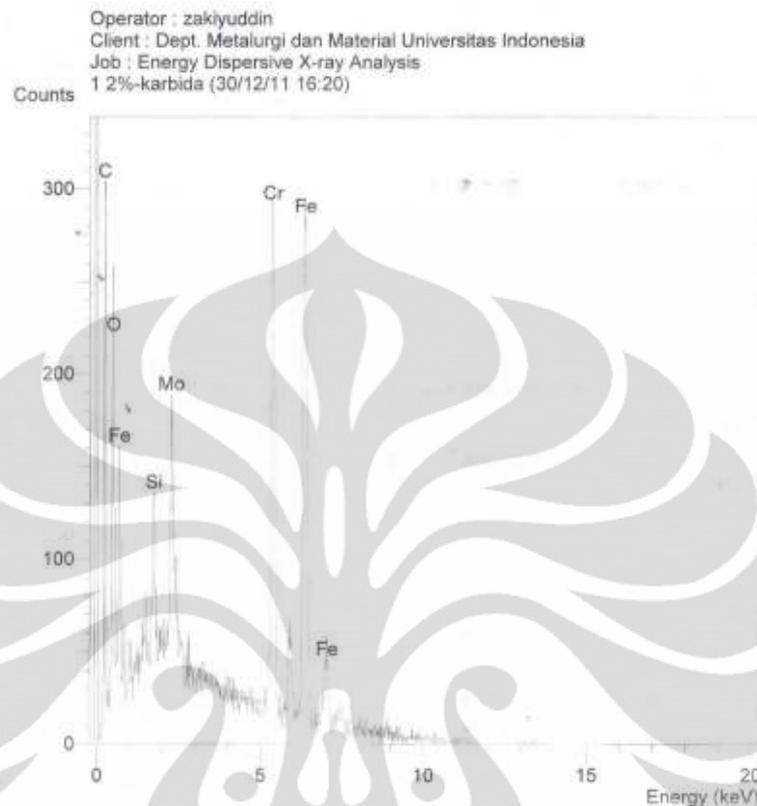
HAZ, 200x



Lampiran 4

Hasil Pengujian EDAX Daerah HAZ

Sampel 8 : (HI = 1,52 KJ.s/mm; 2% N₂)



SEMQuant results. Listed at 16:21:51 on 30/12/11
 Operator: zakiyuddin
 Client: Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job: Energy Dispersive X-ray Analysis
 Spectrum label: 1 2%-karbida

System resolution = 60 eV

Quantitative method: ZAF (3 iterations).
 Analysed all elements and normalised results.

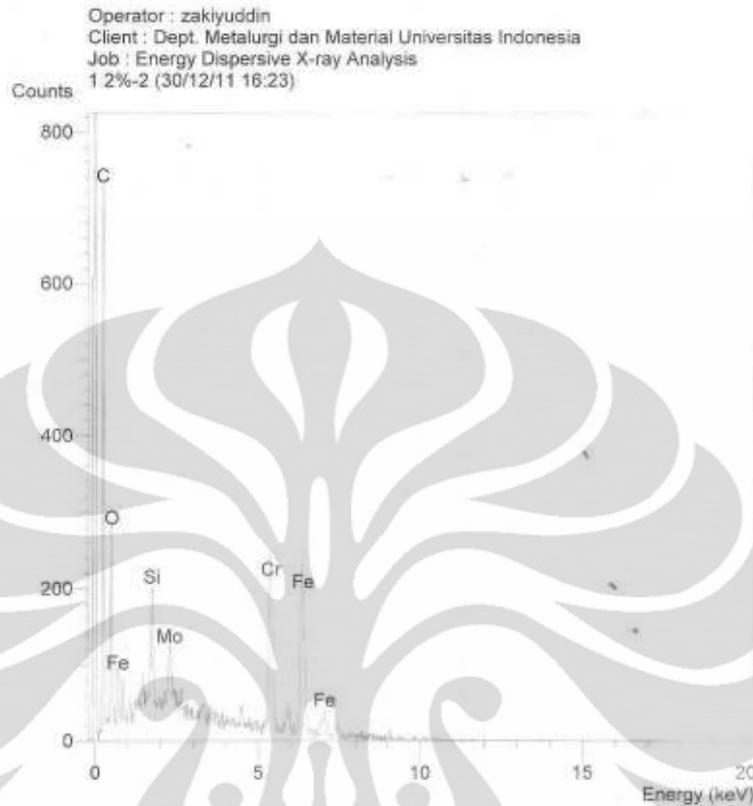
Standards :

C K Carbon Low 13/09/06
 O K AL2O3 20/05/11
 Si K Jadeite 18/05/11
 Cr K Chromium 18/05/11
 Fe K FeS2 18/05/11
 Mo L Molybdenum 18/05/11

Elmt	Spect. Type	Element %	Atomic %
C K	ED	1.44	5.04
O K	ED	10.66	27.97
Si K	ED	3.00	4.49
Cr K	ED	26.52	21.41
Fe K	ED	49.58	37.26
Mo L	ED	8.80	3.85
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma

Sampel 1 : (HI = 2,67 KJ.s/mm; 6% N₂)



SEMQuant results. Listed at 16:24:02 on 30/12/11
 Operator: zakiyuddin
 Client: Dept. Metalurgi dan Material Universitas Indonesia
 Job: Energy Dispersive X-ray Analysis
 Spectrum label: 1 2%-2

System resolution = 60 eV

Quantitative method: ZAF (3 iterations).
 Analysed all elements and normalised results.

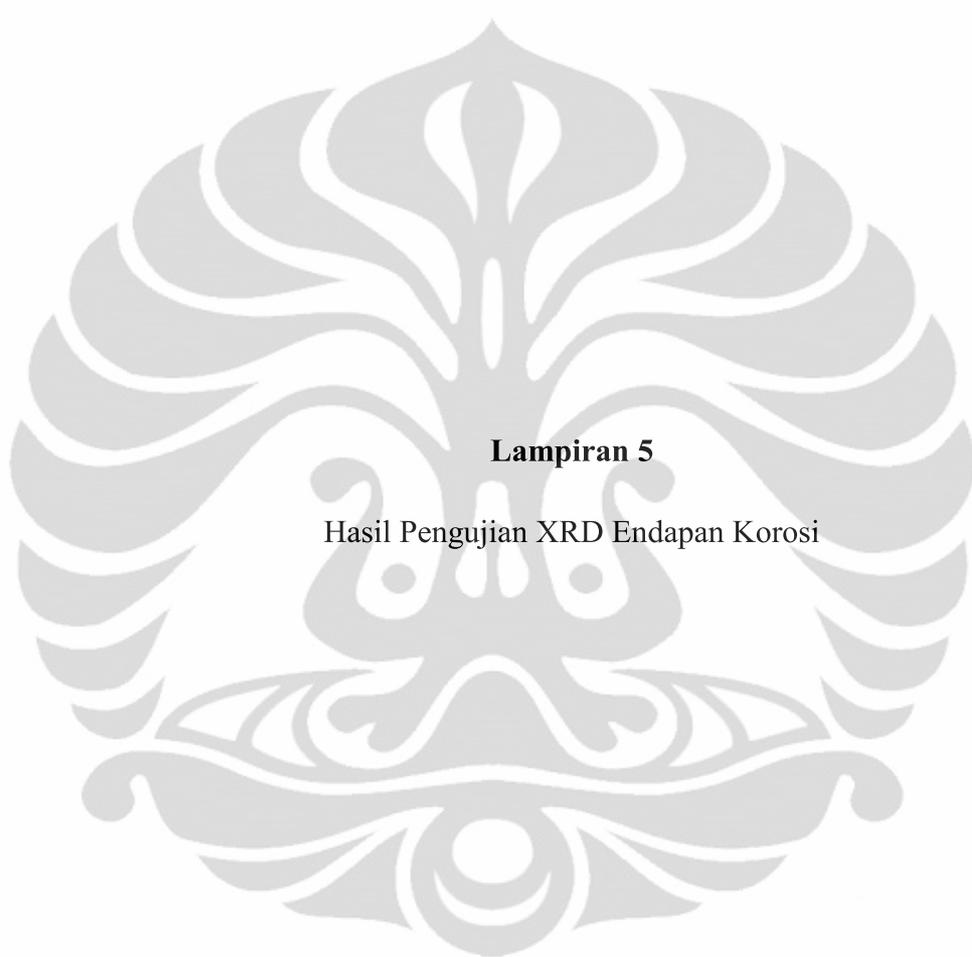
1 peak possibly omitted: 4.50 keV

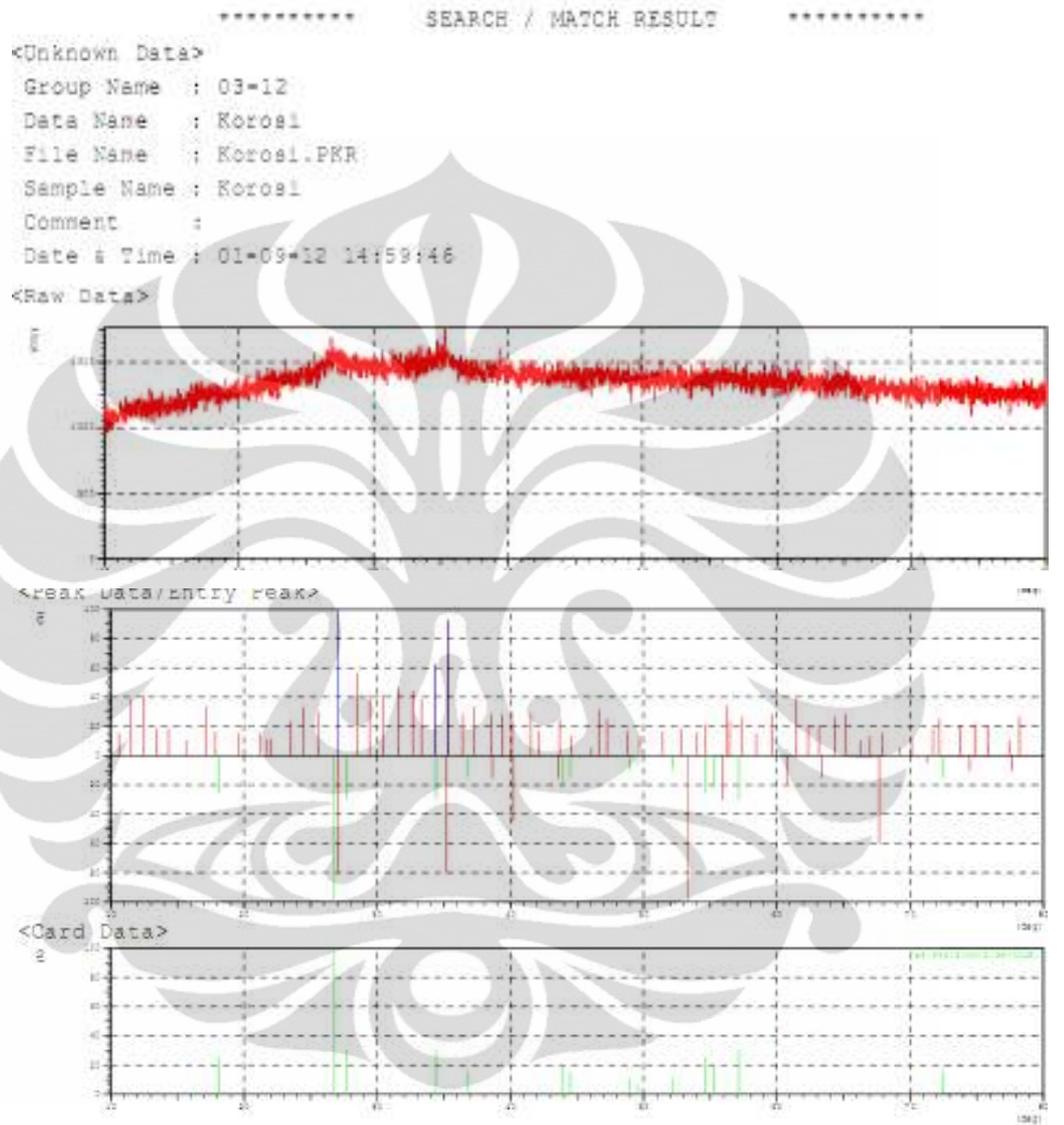
Standards :

C K Carbon Low 13/09/06
 O K AL2O3 20/05/11
 Si K Jadeite 18/05/11
 Cr K Chromium 18/05/11
 Fe K FeS2 18/05/11
 Mo L Molybdenum 18/05/11

Elmt	Spect.	Element	Atomic
	Type	%	%
C K	ED	4.04	12.02
O K	ED	14.92	33.31
Si K	ED	5.37	6.83
Cr K	ED	24.01	16.49
Fe K	ED	45.34	28.99
Mo L	ED	6.32	2.35
Total		100.00	100.00

* = <2 Sigma





***** SEARCH / MATCH RESULT *****

Group Name : 03-12
 Data Name : Korosi
 File Name : Korosi.PKR
 Sample Name : Korosi
 Comment :

<Entry Card>

No.	Card	Chemical Formula	S	L	d	I	R
		Chemical Name (Mineral Name)	Dx		WT%	S.G.	
1	36-0045	Fe ₃ (PO ₄) ₂ (OH) ₂	1.000	0.143	2/14	0.557	0.802 0.128
		Iron Phosphate Hydroxide	-----			-----	





UNIVERSITAS INDONESIA
 FAKULTAS TEKNIK - DEPARTEMEN TEKNIK SIPIL
LABORATORIUM TEKNIK PENYEHATAN & LINGKUNGAN
 Kampus Baru UI Telp : (021) 7875031, 7270029 Fax. (021) 7270028 Depok 16424 Indonesia

HASIL ANALISA KIMIA DAN FISIKA

Nomor Laboratorium : PM. 01.04/04/XII/2011
 Nama Pengirim / Instansi : Hariansyah Permana (Teknik Metalurgi)
 Nama Contoh / Kedalaman : Air Laut
 Kode Sampel : 85
 Lokasi Pengambilan Sampel : Muara Karang
 Tanggal Penerimaan Sampel : 30 Desember 2011
 Tanggal Analisa Sampel : 30 Desember 2011

NO	PARAMETER	HASIL ANALISA (mg/L)	HASIL ANALISA (%)
1	Klorida (Cl)	1760	17.6
2	Sulfat (SO ₄)	3000	30
3	Zat Padat Terlarut (TDS) (Metode Potensiometri)	34400	344

NO	PARAMETER	HASIL ANALISA
1	pH	7.02

Catatan :

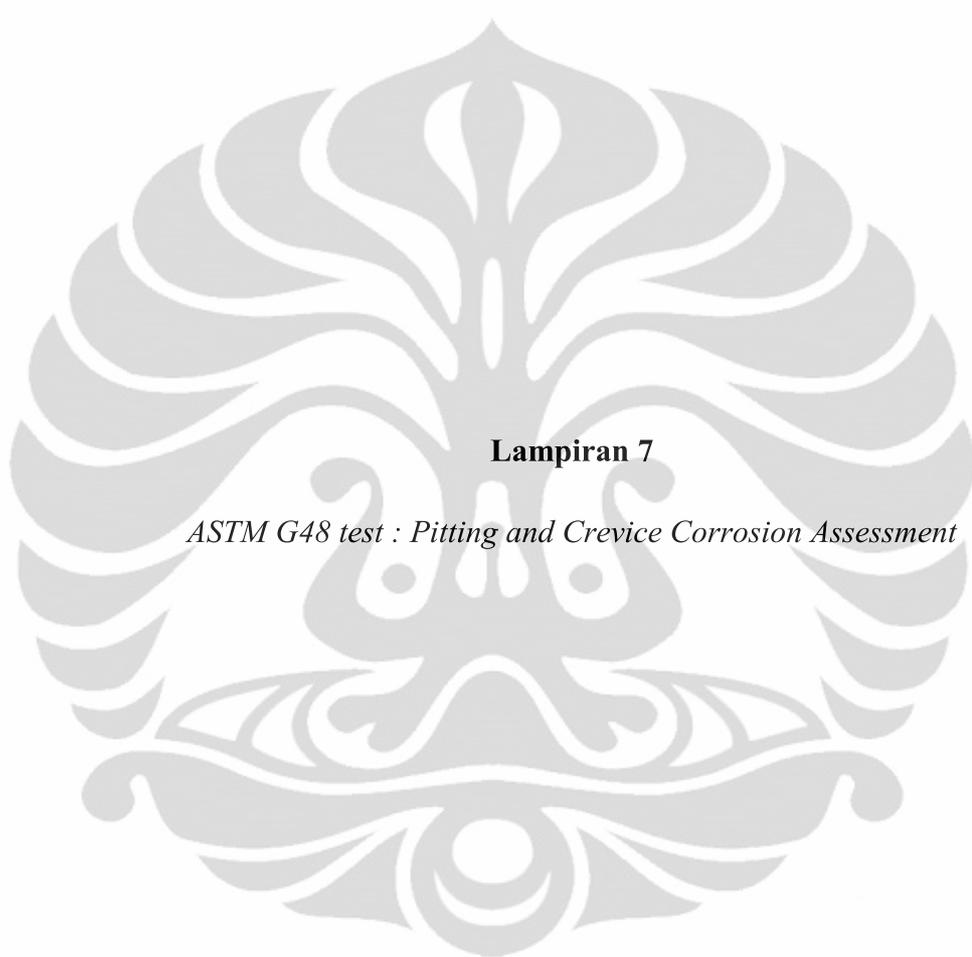
- Pengambilan sampel dilakukan oleh pengirim (dilakukan pada tanggal 26 November 2011)
- Packing : Botol air mineral tidak bersegel

Depok, 30 Desember 2011
 Kepala Lab. Teknik Penyehatan dan Lingkungan



Ir. Irma Gusniani, MSc.
 NIP. 195501031985032001

Tembusan : Arsip





Designation: G 48 – 03

Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution¹

This standard is issued under the fixed designation G 48; the number immediately following the designation indicates the year of original adoption or, in the case of revision, the year of last revision. A number in parentheses indicates the year of last reapproval. A superscripted epsilon (ϵ) indicates an editorial change since the last revision or reapproval.

1. Scope

1.1 These test methods cover procedures for the determination of the resistance of stainless steels and related alloys to pitting and crevice corrosion (see Terminology G 15) when exposed to oxidizing chloride environments. Six procedures are described and identified as Methods A, B, C, D, E, and F.

1.1.1 *Method A*—Ferric chloride pitting test.

1.1.2 *Method B*—Ferric chloride crevice test.

1.1.3 *Method C*—Critical pitting temperature test for nickel-base and chromium-bearing alloys.

1.1.4 *Method D*—Critical crevice temperature test for nickel-base and chromium-bearing alloys.

1.1.5 *Method E*—Critical pitting temperature test for stainless steels.

1.1.6 *Method F*—Critical crevice temperature test for stainless steels.

1.2 Method A is designed to determine the relative pitting resistance of stainless steels and nickel-base, chromium-bearing alloys, whereas Method B can be used for determining both the pitting and crevice corrosion resistance of these alloys. Methods C, D, E and F allow for a ranking of alloys by minimum (critical) temperature to cause initiation of pitting corrosion and crevice corrosion, respectively, of stainless steels, nickel-base and chromium-bearing alloys in a standard ferric chloride solution.

1.3 These tests may be used to determine the effects of alloying additives, heat treatment, and surface finishes on pitting and crevice corrosion resistance.

1.4 The values stated in SI units are to be regarded as the standard. Other units are given in parentheses for information only.

1.5 *This standard does not purport to address all of the safety concerns, if any, associated with its use. It is the responsibility of the user of this standard to establish appro-*

priate safety and health practices and determine the applicability of regulatory limitations prior to use.

2. Referenced Documents

2.1 ASTM Standards:

A 262 Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels²

D 1193 Specification for Reagent Water³

E 691 Practice for Conducting an Interlaboratory Study to Determine the Precision of a Test Method⁴

E 1338 Guide for the Identification of Metals and Alloys in Computerized Material Property Databases⁵

G 1 Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens⁶

G 15 Terminology Relating to Corrosion and Corrosion Testing⁶

G 46 Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion⁶

G 107 Guide for Formats for Collection and Compilation of Corrosion Data for Metals for Computerized Database Input⁶

3. Terminology

3.1 Definition of Terms Specific to This Standard:

3.1.1 *critical crevice temperature, n*—the minimum temperature ($^{\circ}\text{C}$) to produce crevice attack at least 0.025-mm (0.001-in.) deep on the bold surface of the specimen beneath the crevice washer, edge attack ignored.

3.1.2 *critical pitting temperature, n*—the minimum temperature ($^{\circ}\text{C}$) to produce pitting attack at least 0.025-mm (0.001-in.) deep on the bold surface of the specimen, edge attack ignored.

3.2 The terminology used herein, if not specifically defined otherwise, shall be in accordance with Terminology G 15.

¹ These test methods are under the jurisdiction of ASTM Committee G01 on Corrosion of Metals, and are the direct responsibility of Subcommittee G01.05 on Laboratory Corrosion Tests.

Current edition approved May 10, 2003. Published July 2003. Originally approved in 1976. Last previous edition approved in 2000 as G 48 – 00.

² *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 01.03.

³ *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 11.01.

⁴ *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 14.02.

⁵ *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 02.05.

⁶ *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 03.02.

 G 48 – 03

Definitions provided herein and not given in Terminology G 15 are limited only to this standard.

4. Significance and Use

4.1 These test methods describe laboratory tests for comparing the resistance of stainless steels and related alloys to the initiation of pitting and crevice corrosion. The results may be used for ranking alloys in order of increasing resistance to pitting and crevice corrosion initiation under the specific conditions of these methods. Methods A and B are designed to cause the breakdown of Type 304 at room temperature.

4.2 The use of ferric chloride solutions is justified because it is related to, but not the same as, that within a pit or crevice site on a ferrous alloy in chloride bearing environments (1, 2).⁷ The presence of an inert crevice former of consistent dimension on a surface is regarded as sufficient specification of crevice geometry to assess relative crevice corrosion susceptibility.

4.3 The relative performance of alloys in ferric chloride solution tests has been correlated to performance in certain real environments, such as natural seawater at ambient temperature (3) and strongly oxidizing, low pH, chloride containing environments (4), but several exceptions have been reported (4-7).

4.4 Methods A, B, C, D, E, and F can be used to rank the relative resistance of stainless steels and nickel base alloys to pitting and crevice corrosion in chloride-containing environments. No statement can be made about resistance of alloys in environments that do not contain chlorides.

4.4.1 Methods A, B, C, D, E, and F were designed to accelerate the time to initiate localized corrosion relative to most natural environments. Consequently, the degree of corrosion damage that occurs during testing will generally be greater than that in natural environments in any similar time period.

4.4.2 No statement regarding localized corrosion propagation can be made based on the results of Methods A, B, C, D, E or F.

4.4.3 Surface preparation can significantly influence results. Therefore, grinding and pickling of the specimen will mean that the results may not be representative of the conditions of the actual piece from which the sample was taken.

NOTE 1—Grinding or pickling on stainless steel surfaces may destroy the passive layer. A 24-h air passivation after grinding or pickling is sufficient to minimize these differences (8).

4.4.4 The procedures in Methods C, D, E and F for measuring critical pitting corrosion temperature and critical crevice corrosion temperature have no bias because the values are defined only in terms of these test methods.

5. Apparatus

5.1 *Glassware*—Methods A, B, C, D, E, and F provide an option to use either wide mouth flasks or suitable sized test tubes. Condensers are required for elevated temperature testing when solution evaporation may occur. Glass cradles or hooks also may be required.

5.1.1 *Flask Requirements*, 1000-mL wide mouth. Tall form or Erlenmeyer flasks can be used. The mouth of the flask shall

have a diameter of about 40 mm (1.6 in.) to allow passage of the test specimen and the support.

5.1.2 *Test Tube Requirements*, the diameter of the test tube shall also be about 40 mm (1.6 in.) in diameter. If testing requires use of a condenser (described below), the test tube length shall be about 300 mm (about 12 in.); otherwise, the length can be about 150 to 200 mm (about 6 in. to 8 in.).

5.1.3 *Condensers, Vents and Covers*:

5.1.3.1 A variety of condensers may be used in conjunction with the flasks described in 5.1.1. These include the cold finger-type (see, for example, Practices A 262, Practice C) or Allihn type condensers having straight tube ends or tapered ground joints. Straight end condensers can be inserted through a bored rubber stopper. Likewise, a simple U tube condenser can be fashioned.

NOTE 2—The use of ground joint condensers requires that the mouth of the flask have a corresponding joint.

5.1.3.2 *U Tube Condensers*, fitted through holes in an appropriate size rubber stopper can be used in conjunction with the 300-mm test tube described in 5.1.2.

5.1.3.3 When evaporation is not a significant problem, flasks can be covered with a watch glass. Also, flasks as well as test tubes can be covered with loosely fitted stoppers or plastic or paraffin type wraps.

NOTE 3—Venting must always be considered due to the possible build up of gas pressure that may result from the corrosion process.

5.1.4 *Specimen Supports*:

5.1.4.1 One advantage of using test tubes is that specimen supports are not required. However, placement of the specimen does create the possible opportunity for crevice corrosion to occur along the edge.

NOTE 4—See 14.2 concerning edge attack.

5.1.4.2 When using flasks, specimens can be supported on cradles or hooks. Cradles, such as those shown in Fig. 1, eliminate the necessity for drilling a support hole in the test specimen. While the use of hooks requires that a specimen support hole be provided, the hooks, as contrasted to the cradle, are easier to fashion. Moreover, they create only one potential crevice site whereas multiple sites are possible with the cradle.

NOTE 5—A TFE-fluorocarbon cradle may be substituted for glass.

5.1.4.3 The use of supports for Methods B, D, and F crevice corrosion specimens is optional.

5.2 *Water or Oil Bath*, constant temperature.

5.2.1 For Methods A and B, the recommended test temperatures are $22 \pm 2^\circ\text{C}$ or $50 \pm 2^\circ\text{C}$, or both.

5.2.2 For Methods C, D, E, and F, the bath shall have the capability of providing constant temperature between 0°C and $85^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$.

5.3 *Crevice Formers—Method B*:

5.3.1 *Cylindrical TFE-fluorocarbon Blocks*, two for each test specimen. Each block shall be 12.7-mm (0.5 in.) in diameter and 12.7-mm high, with perpendicular grooves 1.6-mm (0.063 in.) wide and 1.6-mm deep cut in the top of each cylinder for retention of the O-ring or rubber bands. Blocks can be machined from bar or rod stock.

⁷ The boldface numbers in parentheses refer to the list of references at the end of this standard.

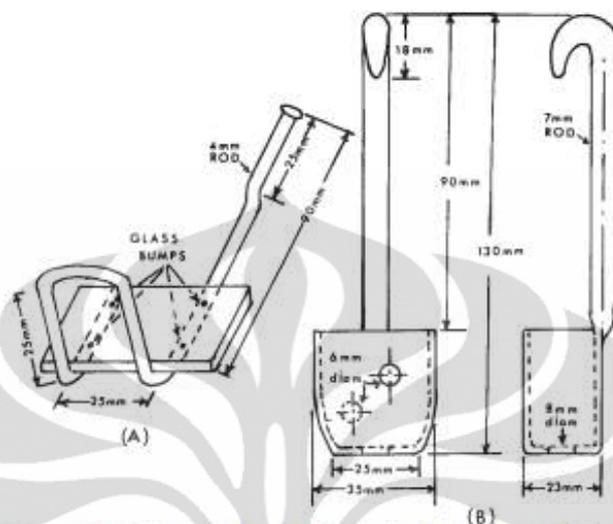
 G 48 - 03


FIG. 1 Examples of Glass Cradles that Can Be Used to Support the Specimen

5.3.2 *Fluorinated Elastomers O-rings, or Rubber Bands*, (low sulfur (0.02 % max)), two for each test specimen.

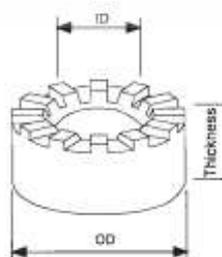
NOTE 6—It is good practice to use all O-rings or all rubber bands in a given test program.

5.3.2.1 O-rings shall be 1.75 mm (0.070 in.) in cross section; one ring with an inside diameter of about 20 mm (0.8 in.) and one with an inside diameter of about 30 mm (1.1 in.). Rubber bands shall be one No. 12 (38-mm (1.5-in.) long) and one No. 14 (51-mm (2-in.) long).

NOTE 7—Rubber bands or O-rings can be boiled in water prior to use to ensure the removal of water-soluble ingredients that might affect corrosion.

5.4 Crevice Formers—Methods D and F:

5.4.1 *A Multiple Crevice Assembly (MCA)*, consisting of two TFE-fluorocarbon segmented washers, each having a number of grooves and plateaus, shall be used. The crevice design shown in Fig. 2 is one of a number of variations of the



Type	ID		OD		Thickness		Number of Slots
	mm	in	mm	in	mm	in	
A	6.73	0.265	15.9	0.625	2.54	0.100	12
B	6.73	0.265	15.9	0.625	6.34	0.250	12
C	9.82	0.391	15.9	0.625	6.34	0.250	12

FIG. 2 TFE-fluorocarbon Crevice Washers

multiple crevice assembly that is in use and commercially available.⁸

5.4.2 *Reuse of Multiple Crevice Assemblies*, when assembled to the specified torque, the TFE-fluorocarbon segmented washers should not deform during testing. Before reuse, each washer should be inspected for evidence of distortion and other damage. If so affected, they should be discarded. In some cases, the crevice formers may become stained with corrosion products from the tested alloy. Generally, this staining can be removed by immersion in dilute HCl (for example, 5-10% by volume) at room temperature, followed by brushing with mild detergent and through rinsing with water.

5.4.3 *Fasteners*, one alloy UNS N10276 (or similarly resistant alloy) fastener is required for each assembly. Each assembly comprises a threaded bolt and nut plus two washers. The bolt length shall be sized to allow passage through the mouth of the glassware described in 5.1.

5.5 Tools and Instruments:

5.5.1 A 6.35-mm (1/4-in.) torque limiting nut driver is required for assembly of the Methods D and F crevice test specimen.

5.5.2 *Low Power Microscope*, (for example, 20× magnification) for pit detection.

5.5.3 *Needle Point Dial Depth Indicator or Focusing Microscope*, to determine the depth of pitting or crevice corrosion, or both.

5.5.4 *Electronic Balance* (optional), to determine specimen mass to the nearest 0.0001 g.

5.5.5 *Camera* (optional), to photographically record the mode and extent of any localized corrosion.

⁸ The sole source of supply of the apparatus known to the committee at this time is Metal Samples Co., Inc., P.O. Box 8, Route 1 Box 152, Munford, AL 36268. If you are aware of alternative suppliers, please provide this information to ASTM Headquarters. Your comments will receive careful consideration at a meeting of the responsible technical committee,¹ which you may attend.

 G 48 – 03

6. Ferric Chloride Test Solution

6.1 For Methods A and B, dissolve 100 g of reagent grade ferric chloride, $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, in 900 mL of Type IV reagent water (Specification D 1193) (about 6 % FeCl_3 by mass). Filter through glass wool or filter paper to remove insoluble particles if present.

6.2 For Methods C, D, E, and F, dissolve 68.72 g of reagent grade ferric chloride, $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ in 600 mL of reagent water and add 16 mL of reagent grade concentrated (36.5–38.0 %) hydrochloric acid (HCl). This will produce a solution containing about 6 % FeCl_3 by mass and 1 % HCl resulting in a pH controlled environment over the test temperatures (9).

7. Test Specimens

7.1 A test specimen 25 by 50 mm (1 by 2 in.) is recommended as a standard size, although various shapes and sizes can be tested by this method. All specimens in a test series should have the same dimensions when comparisons are to be made. Unless end-grain pitting is an integral part of the evaluation, the proportion of end-grain surface to specimen surface should be kept as small as possible given the limitations of specimen sizes because of the susceptibility of end-grain surfaces to pitting.

NOTE 8—The thickness of the specimen in Method B can influence the tightness of the crevice and the test results.

NOTE 9—End-grain attack in Methods C, D, E, and F may not be as prevalent in a test in which low test temperatures are anticipated.

7.2 When specimens are cut by shearing, the deformed material should be removed by machining or grinding prior to testing unless the corrosion resistance of the sheared edges is being evaluated. It is good practice to remove deformed edges to the thickness of the material.

7.3 For Methods D and F, a sufficient hole should be drilled and chamfered in the center of the specimen to accommodate the bolt and insulating sleeve used to attach the crevice device.

7.4 All surfaces of the specimen should be polished to a uniform finish. A120-grit abrasive paper has been found to provide a satisfactory standard finish. Wet polishing is preferred, but if dry polishing is used, it should be done slowly to avoid overheating. The sharp edges of a specimen should be rounded to avoid cutting rubber bands or O-rings.

NOTE 10—While a polished surface is preferred for uniformity, the test may be varied at the discretion of the investigator to evaluate other surface finishes, such as a mill finish.

7.5 Measure the dimensions of the specimen, and calculate the total exposed area of interest.

7.6 Clean specimen surfaces with magnesium oxide paste or equivalent, rinse well with water, dip in acetone or methanol, and air-dry.

7.7 Weigh each specimen to the nearest 0.001 g or better and store in a desiccator until ready for use (see Practice G 1).

8. Method A—Ferric Chloride Pitting Test

8.1 Procedure:

8.1.1 Pour 600 mL of the ferric chloride test solution into the 1000-mL test beaker. If specimens larger than the standard are used, provide a solution volume of at least 5 mL/cm² (30 mL/in.²) of specimen surface area. Transfer the test beaker to

a constant temperature bath and allow the test solution to come to the equilibrium temperature of interest. Recommended temperatures for evaluation are $22 \pm 2^\circ\text{C}$ and $50 \pm 2^\circ\text{C}$.

8.1.2 Place the specimen in a glass cradle and immerse in the test solution after it has reached the desired temperature. Maintain test solution temperature throughout the test.

8.1.3 Cover the test vessel with a watch glass. A reasonable test period is 72 h, although variations may be used at the discretion of the investigator and depend on the materials being evaluated.

8.1.4 Remove the specimens, rinse with water and scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and air-dry. Ultrasonic cleaning may be used as a substitute method in cases in which it is difficult to remove corrosion products from deep pits.

8.1.5 Weigh each specimen to 0.001 g or better and reserve for examination (see Practice G 1).

9. Method B—Ferric Chloride Crevice Corrosion Test (10)

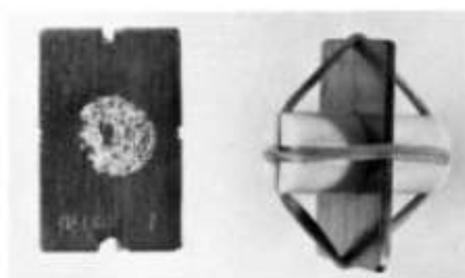
9.1 Procedure:

9.1.1 Add 150 mL of ferric chloride solution to each test tube, insert a rubber stopper, and place the tube in a thermostated bath until it comes to the equilibrium temperature of interest. Recommended temperatures for evaluation are $22 \pm 2^\circ\text{C}$ and $50 \pm 2^\circ\text{C}$.

9.1.2 Fasten two TFE-fluorocarbon blocks to the test specimen with O-rings or a double loop of each of two rubber bands as shown in Fig. 3. Use plastic gloves to avoid hand contact with metal surfaces during this operation. Use the small O-ring or the No. 12 rubber band for the 25-mm (1-in.) dimension and the large O-ring or the No. 14 rubber band for the 50-mm (2-in.) dimension.

9.1.3 After the test solution has reached the desired temperature, tilt the tube at a 45° angle and slide the test specimen to the bottom of the tube, replace the stopper, and return the tube to the bath.

9.1.4 A reasonable test period is 72 h, although variations may be used at the discretion of the investigator and depend on the materials being evaluated. Specimens may be inspected at intervals by decanting the test solution into a clean beaker and



(a) Specimen After Test with Attack at Four Crevices Under Rubber Bands and Under One Block
(b) Assembled Crevice Test Specimen

FIG. 3 Ferric Chloride Crevice Test Specimen


G 48 – 03

sliding the specimen from the test tube. Rinse the specimen in water and examine under the four points of contact for the O-rings or rubber bands and under both TFE-fluorocarbon blocks. If further exposure is required, the specimen and solution should be returned to the test tube before the specimen dries and the test tube should be immediately returned to the bath.

NOTE 11—The removal of specimens for inspection may affect the rate of corrosion, and caution should be observed when comparing these results with those obtained from constant immersion tests.

9.1.5 After the test has been completed, remove the test specimens, rinse with water, and scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and air-dry. Ultrasonic cleaning may be used in those cases in which it is difficult to remove corrosion products from deep pits or crevices.

9.1.6 Weigh each specimen to the nearest 0.001 g or better and reserve for examination.

10. Method C—Critical Pitting Temperature Test for Nickel-Base and Chromium-Bearing Alloys:

NOTE 12—See Table 1.

10.1 Procedure:

10.1.1 Pour 600 mL of acidified ferric chloride test solution into the test container. If specimens larger than the standard are used, provide a solution volume of at least 5 mL/cm² (30 mL/in.²) of surface area. Cover the container with a watch glass, transfer to a constant temperature bath, and allow to come to the equilibrium temperature of interest. Verify the temperature before starting the test.

10.1.2 If test tubes are used instead of a 1000-mL test container, 150 mL of test solution shall be added.

10.1.3 Place the specimen in a glass cradle and immerse in the test solution after it has reached the desired temperature. The starting temperature may be estimated by the following equation (11, 12).

$$\text{CPT } (^{\circ}\text{C}) = (2.5 \times \% \text{Cr}) + (7.6 \times \% \text{Mo}) + (31.9 \times \% \text{N}) - 41.0 \quad (1)$$

Testing shall begin at the nearest increment of 5°C, estimated by the above equation. The minimum temperature of test is 0°C and the maximum temperature of test is 85°C. No more than one specimen shall be placed in a test container. Replace the watch glass on the container. Maintain the temperature ($\pm 1^{\circ}\text{C}$ ($\pm 1.8^{\circ}\text{F}$)) throughout the test period. The standard test period is 72 h. This test period was evaluated by interlaboratory

testing, 16.1.2, and is required to produce attack on some highly corrosion resistant nickel-based alloys. The test period must be reported as indicated in 15.1.

NOTE 13—Critical pitting or crevice testing is likely to require three to five replicate samples to determine the critical temperature for each alloy/condition.

NOTE 14—While testing may be done at a higher temperature, 85°C was the maximum temperature of the test in the round robin.

10.1.4 At the end of the test period, remove the specimen, rinse with water, scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and dry.

10.1.5 Inspection is done in accordance with Section 14. Pitting corrosion is considered to be present if the local attack is 0.025 mm (0.001 in.) or greater in depth.

10.1.5.1 If minimum or greater pitting attack is observed, lower the bath temperature 5°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 10.1.1 to 10.1.5, or

10.1.5.2 If less than minimum pitting attack is observed, raise the bath temperature 10°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 10.1.1-10.1.5.

11. Method D—Critical Crevice Temperature Test for Nickel-Based and Chromium-Bearing Alloys (13):

NOTE 15—See Table 1.

11.1 Procedure:

11.1.1 Apply the two crevice washers to the specimen. A TFE-fluorocarbon tubular sleeve (for electrical isolation), and a bolt, a nut, and flat washers of UNS N10276 may be used to fasten the crevice washers to the specimen, as illustrated in Fig. 4. Insulating sleeves shall be used around the bolt and the specimen shall be checked for electrical contact with the bolt. The torque on the bolt influences the tightness of the crevice and the test results. A torque of 0.28 Nm (40 in.-oz) shall be applied using a 6.35-mm ($\frac{1}{4}$ -in.) drive torque limiting nut-driver. The torque must be reported as indicated in 15.1.

NOTE 16—The torque of 0.28 Nm (40 in.-oz) was evaluated by inter-laboratory testing, 16.1.2.

NOTE 17—(a) Titanium bolts, nuts, and flat washers may also be used to attach the crevice washers to the specimen. (b) Different crevice devices may give different results for the same torque.

11.1.2 Pour 600 mL of acidified ferric chloride test solution into the 1000-mL test container. Cover the container with a watch glass, transfer to a constant temperature bath, and allow to come to equilibrium temperature of interest. Verify the temperature before starting the test.

TABLE 1 Results of First Interlaboratory Test Program

NOTE 1—Minimum temperature ($^{\circ}\text{C}$) to produce attack at least 0.025-mm (0.001-in.) deep on bold surface of specimen. Edge attack ignored.

Alloy/Laboratory	Method C—CPT Critical Pitting Corrosion Temperature ($^{\circ}\text{C}$)				Method D—CCT Critical Crevice Corrosion Temperature ($^{\circ}\text{C}$)			
	UNS S31803	UNS N08387	UNS S44735	UNS N08022	UNS S31803	UNS N08387	UNS S44735	UNS N08022
1	20/20/20	75/75/75	85/85/85	>85/>85/>85	<0/<0/<0	30/30/30	42/35/42	50/7/50
2	20/20/20	70/70/70	80/80/80	>85/>85/>85	<0/<0/<0	25/25/25	35/35/35	50/55/55
3	20/20/20	85/85/85	75/85/85	>85/>85/>85	<0/<0/<0	25/30/30	35/40/40	55/80/80
4	19/19	75/80	81/81	>85/>85	<0/<0	34/34	40/40	87/87
5	20/20/20	75/75/75	70/70/75	>85/>85/>85	<0/<0/<0	20/20/20	45/45/45	
8	20/20	75/80	75/85	>85/>85	<0/<0	30/30	40/40	55/55

^aTest run but no attack observed.

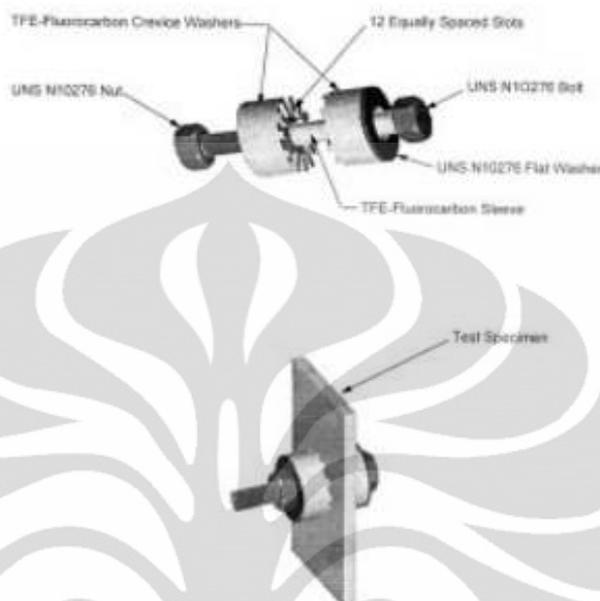
 G 48 – 03


FIG. 4 Method D and F Crevice Assembly

11.1.3 If test tubes are used instead of a 1000-mL test container, 150 mL of test solution shall be added.

11.1.4 Immerse the specimen in the test solution after it has reached the desired temperature. The starting temperature may be estimated for nickel base alloys by the following equation (14):

$$\text{CCT } (^{\circ}\text{C}) = (1.5 \times \% \text{Cr}) + (1.9 \times \% \text{Mo}) + (4.9 \times \% \text{Nb}) + (8.6 \times \% \text{W}) - 36.2 \quad (2)$$

Testing shall begin at the nearest increment of 5°C, estimated by the above equations. The minimum temperature of test is 0°C and the maximum temperature of test is 85°C (see Note 15). No more than one specimen shall be placed in a test container. Replace the watch glass on the container and maintain the temperature ($\pm 1^{\circ}\text{C}$ ($\pm 1.8^{\circ}\text{F}$)) throughout the test period. The standard test period is 72 h. This test period was evaluated by interlaboratory testing, 16.1.2, and is required to produce attack on some highly corrosion resistant nickel-based alloys. (13, 14) The test period must be reported as indicated in 15.1.

11.1.5 At the end of the test period, remove the specimen, rinse with water, and scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and dry.

11.1.6 Inspection is done in accordance with Section 14. Crevice corrosion is considered to be present if the local attack is 0.025 mm (0.001 in.) or greater in depth.

11.1.6.1 If minimum or greater crevice corrosion attack is observed, lower the bath temperature 5°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 11.1.1-11.1.6, or

11.1.6.2 If less than minimum crevice corrosion attack is observed, raise the bath temperature 10°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 11.1.1-11.1.6.

12. Method E-Critical Pitting Temperature Test for Stainless Steels

NOTE 18—See Table 2.

12.1 Procedure:

12.1.1 Pour 600 mL of acidified ferric chloride test solution into the test container. If specimens larger than the standard are

TABLE 2 Results of Second Interlaboratory Test Program

NOTE 1—Minimum temperature ($^{\circ}\text{C}$) to produce attack at least 0.025-mm (0.001-in.) deep on bold surface of specimen. Edge attack ignored.

Alloy/Laboratory	Method E—CPT Critical Pitting Corrosion Temperature ($^{\circ}\text{C}$)				Method F—CCT Critical Crevice Corrosion Temperature ($^{\circ}\text{C}$)			
	UNS S31803	UNS S31803	UNS S44735	UNS N08367	UNS S31803	UNS S31803	UNS S44735	UNS N08367
1	15/15 ^A	30/30/30	85/85/85	75 ^A	0/0/0	15 ^A / ^A	30 ^A / ^A	30/30/30
2	10 ^A / ^A	25/25 ^A	80/80/80	75/75	0/0/0	15/15/15	30/30/30	25/25/25
3	0/0/0	25/25 ^A	80/80/80	70/70 ^A	0/0/0	20/20/20	35/35/35	30/30 ^A
4	15/15 ^A	30/30/30	75 ^A / ^A	75/75 ^A	0/0/0	20/20/20	20/20/20	20/20/20
5	15/15/15	20 ^A	80/80/80	70/70/70	0/0/0	20/20/20	35/35/35	30/30/30
6		40		75		15	35	25
7	15/15/15	35/35/35	>85/>85/>85	75/75/75	0/0/0	25/25/25	35 ^A / ^A	30/30/30

^ATest run but no attack observed.

 G 48 – 03

used, provide a solution volume of at least 5 mL/cm² (30 mL/in.²) of surface area. Cover the container with a watch glass, transfer to a constant temperature bath, and allow to come to the equilibrium temperature of interest. Verify the temperature before starting the test.

12.1.2 If test tubes are used instead of a 1000-mL test container, 150 mL of test solution shall be added.

12.1.3 Place the specimen in a glass cradle and immerse in the test solution after it has reached the desired temperature. The starting temperature may be estimated by the following Eq. 1 of 10.1.3.

Testing shall begin at the nearest increment of 5°C, estimated by the above equation. The minimum temperature of test is 0°C and the maximum temperature of test is 85°C. See Notes 13 and 14 of 10.1.3. No more than one specimen shall be placed in a test container. Replace the watch glass on the container. Maintain the temperature ($\pm 1^\circ\text{C}$ ($\pm 1.8^\circ\text{F}$)) throughout the test period. The standard test period is 24 h. This test period was evaluated by interlaboratory testing, 16.1.2. The test period must be reported as indicated in 15.1.

12.1.4 At the end of the test period, remove the specimen, rinse with water, scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and dry.

12.1.5 Inspection is done in accordance with Section 14. Pitting corrosion is considered to be present if the local attack is 0.025 mm (0.001 in.) or greater in depth.

12.1.5.1 If minimum or greater pitting attack is observed, lower the bath temperature 5°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 12.1.1-12.1.5, or

12.1.5.2 If less than minimum pitting attack is observed, raise the bath temperature 10°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 12.1.1-12.1.5.

13. Method F-Critical Crevice Temperature Test for stainless steels

NOTE 19—See Table 2.

13.1 Procedure:

13.1.1 Apply the two crevice washers to the specimen. A TFE-fluorocarbon tubular sleeve (for electrical isolation), and a bolt, a nut, and flat washers of UNS N10276 may be used to fasten the crevice washers to the specimen, as illustrated in Fig. 4. Insulating sleeves shall be used around the bolt and the specimen shall be checked for electrical contact with the bolt. The torque on the bolt influences the tightness of the crevice and the test results. A torque of 1.58 Nm (14 in.-lb) shall be applied using a 6.35-mm (1/4-in.) drive torque limiting nut-driver. The torque must be reported as indicated in 15.1.

NOTE 20—The torque of 1.58 Nm (14 in.-lb) was evaluated by interlaboratory testing, 16.1.2.

13.1.2 Pour 600 mL of acidified ferric chloride test solution into the 1000-mL test container. Cover the container with a watch glass, transfer to a constant temperature bath, and allow to come to equilibrium temperature of interest. Verify the temperature before starting the test.

13.1.3 If test tubes are used instead of a 1000-mL test container, 150 mL of test solution shall be added.

13.1.4 Immerse the specimen in the test solution after it has reached the desired temperature. The starting temperature may be estimated for iron base alloys by the following equation (10, 15, 16):

$$\text{CCT } (^\circ\text{C}) = (3.2 \times \% \text{Cr}) + (7.6 \times \% \text{Mo}) + (10.5 \times \% \text{N}) - 81.0 \quad (3)$$

Testing shall begin at the nearest increment of 5°C, estimated by the above equations. The minimum temperature of test is 0°C and the maximum temperature of test is 85°C. See Notes 13 and 14. No more than one specimen shall be placed in a test container. Replace the watch glass on the container and maintain the temperature ($\pm 1^\circ\text{C}$ ($\pm 1.8^\circ\text{F}$)) throughout the test period. The standard test period is 24 h. This test period was evaluated by interlaboratory testing, 16.1.2. The test period must be reported as indicated in 15.1.

13.1.5 At the end of the test period, remove the specimen, rinse with water, and scrub with a nylon bristle brush under running water to remove corrosion products, dip in acetone or methanol, and dry.

13.1.6 Inspection is done in accordance with Section 14. Crevice corrosion is considered to be present if the local attack is 0.025 mm (0.001 in.) or greater in depth.

13.1.6.1 If minimum or greater crevice corrosion attack is observed, lower the bath temperature 5°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 13.1.1-13.1.6, or

13.1.6.2 If less than minimum crevice corrosion attack is observed, raise the bath temperature 10°C, and using a new specimen and fresh solution, repeat steps 13.1.1-13.1.6.

14. Examination and Evaluation

14.1 A visual examination and photographic reproduction of specimen surfaces, along with specimen mass losses, are often sufficient to characterize the pitting and crevice resistance of different materials. A more detailed examination will include the measurement of maximum pit depth, average pit depth, pit density, and crevice depth. (See Guide G 46.) A test shall be discarded if a rubber band or O-ring breaks at anytime during the exposure period (Method B).

NOTE 21—Mass loss corrosion rates of greater than or equal to 0.0001 g/cm² may be indicative of pitting or crevice corrosion. Visual examination is required. Photographs of a sample with mass loss less than 0.0001 g/cm² are unnecessary since no sites of attack will be apparent at low magnification.

14.1.1 It is necessary to probe pit sites on the metal surface with a needle to expose subsurface attack. Localized modes of corrosion often result in occluded pits.

14.2 Examine specimen faces for pits at low-magnification (for example, 20× magnification). Distinguish between pits on specimen edges and faces, recognizing that edge pits may affect pitting on specimen faces. Edge pits may be disregarded unless of specific interest; for example, in assessing susceptibility to end-grain attack.

14.3 Measure the deepest pits with an appropriate technique; for example, needle point micrometer gage or microscope with calibrated fine-focus knob or calibrated eyepiece. It may be necessary to probe some pits to ensure exposure of the cavity. Measure a significant number of pits to determine the deepest pit (Methods A, C, and E) and the average of the ten

 G 48 – 03

deepest pits (Method A). Do not include the depth of pits that intersect the edges of the specimen in the calculated average.

14.4 Count the number of pits on the specimen faces under low-power magnification (for example, 20 \times) to determine pit density (Method A). A clear plastic grid, divided in centimeters, may be helpful, or the surface can be subdivided by scribing with light lines.

14.5 Visually identify crevice attack under O-rings or rubber bands and TFE-fluorocarbon blocks (Method B) or the multiple crevice assembly (Method D and F). Measure the greatest depth of attack at the points of contact of the O-rings or rubber bands (open notch), and under the TFE-fluorocarbon blocks or multiple crevice assembly.

15. Report

15.1 Record the test procedure used, specimen size and surface preparation, time of test, temperature, torque used to fasten the crevice assembly (Method D and F), and the means by which the presence of pits or crevices were assessed for all practices.

NOTE 22—It is important to record the means by which the presence of pits or crevices was assessed since, for example, small diameter pits (or pits in a region of crevice attack) that were not detected by a needle-point micrometer may be observed with a low-magnification microscope. The latter test would, therefore, be considered more severe than the former.

15.2 Record the maximum pit depth (Methods A, C, and E) and the average of the ten deepest pits in micrometers and pit density in pits per square centimeter for both 25 by 50-mm (1 by 2-in.) faces of the specimen (Method A). Record the maximum pit depth on edges if end grain attack is of interest.

15.3 Record the number of attacked sites on each side of the specimen (Methods D and F), the maximum depth of attack (Methods D and F), and the average depth of attack (Method B) in micrometers under the TFE-fluorocarbon blocks and at the point of contact for the O-rings or rubber bands.

15.4 Calculate the specimen mass loss and record in units of grams per square centimeter for Methods A and B.

NOTE 23—The depth and frequency of attack sites provide a more sensitive criterion than mass loss when assessing resistance to pitting and crevice corrosion (Method A and B). For example, little mass would be lost from a specimen that contained only a few small diameter pits that had penetrated the entire specimen cross section. When attack is significant, mass loss per unit of surface area may provide a rapid means of evaluation.

15.5 Refer to Appendix X1 for a recommended standard format for the computerization of pitting and crevice corrosion data in ferric chloride solution as generated by this test method, Methods A, B, C, D, E, and F.

16. Precision and Bias

16.1 *Precision*—Precision is the closeness of agreement between test results obtained under prescribed conditions. In the discussion below, two types of precision are described: repeatability and reproducibility. Repeatability is within laboratory variability when the same operator uses the same

equipment on identical specimens in sequential runs. Reproducibility refers to the variability that occurs when identical specimens are tested under specified conditions at different laboratories.

16.1.1 The precision of Methods A and B for measuring the pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys using a ferric chloride solution is being determined.

16.1.2 The precision of Methods C and D for measuring critical pitting and crevice corrosion temperatures was determined in an interlaboratory test program with six laboratories running triplicate tests on four materials. The results of these tests are given in Table 1. The precision of Methods E and F for measuring the pitting and crevice corrosion resistance was determined in an interlaboratory test program with seven laboratories running triplicate tests on 4 materials. The results of these tests are given in Table 2 (17). An analysis of the data in the table in accordance with Practice E 691 showed that the results were consistent among laboratories and that there were no significant variations between the materials in either repeatability or reproducibility.

16.1.2.1 The pooled repeatability standard deviation, s_r , and the 95% confidence limits, r , in $^{\circ}\text{C}$ for Methods C, D, E and F for the materials tested were:

Method	s_r	r
C	2	7
D	2	6
E	0	0
F	0	0

16.1.2.2 The pooled reproducibility standard deviation, s_R , and the 95% confidence limits, R , in $^{\circ}\text{C}$ for Methods C, D, E and F for the materials tested were:

Method	s_R	R
C	5	12
D	8	18
E	3	15
F	3	9

NOTE 24—The procedure described above recommends that the temperature be changed in 5 $^{\circ}\text{C}$ increments. The analysis procedure given in Practice E 691, however, assumes that the temperature results were continuously variable over the interval. Hence, this analysis produces results in terms of a continuously variable temperature. However, the results may be better interpreted as indicating the repeatability (within laboratory variability) is within one 5 $^{\circ}\text{C}$ increment for Methods C and D and there should be no measured difference for Methods E and F. The reproducibility for methods D and E is three 5 $^{\circ}\text{C}$ increments, and for Method F it is two or less 5 $^{\circ}\text{C}$ increments.

16.2 *Bias*—Because the resistance to pitting and crevice corrosion of stainless steels and related alloys in a ferric chloride solution is defined only in terms of this method, the resistance to pitting and crevice corrosion penetration and the critical pitting and crevice corrosion temperatures have no bias.

17. Keywords

17.1 crevice corrosion; ferric chloride test solution; localized corrosion; nickel-base alloys; pitting; stainless steels



G 48 – 03

APPENDIX

(Nonmandatory Information)

**XI. RECOMMENDED STANDARD DATA FORMAT FOR COMPUTERIZATION OF DATA FROM
ASTM STANDARD TEST METHOD G48-XX**

XI.1 To encourage uniformity in building computerized corrosion databases and facilitate data comparison and data interchange, it is appropriate to provide recommended standard formats for the inclusion of specific types of test data in such databases. This also has the important effect of encouraging the builders of databases to include sufficiently complete information so that comparisons among individual sources may be made with assurance that the similarities or differences, or both, in the test procedures and conditions are covered therein.

XI.2 Table XI.1 is a recommended standard format for the computerization of pitting and crevice corrosion data in ferric chloride solution as generated by Test Method G 48. There are three columns of information in Table XI.1:

XI.2.1 *Field Number*—A reference number for ease of dealing with the individual fields within this format guideline. It has no permanent value and does not become part of the database itself.—

XI.2.2 *Field Name and Description*—The complete name of the field, descriptive of the element of information that would be included in this field of the database.—

XI.2.3 *Category Sets, Values or Units*—A listing of the types of information that would be included in the field or, in the case of properties or other numeric fields, the units in which the numbers are expressed. Category sets are closed (that is, complete) sets containing all possible (or acceptable) inputs to the field. Values are representative sets, listing sample (but not necessarily all acceptable) inputs to the field.

XI.3 The fields or elements of information included in this format are those recommended to provide sufficiently complete information that users may be confident of their ability to compare sets of data from individual databases and to make the

database useful to a relatively broad range of users.

XI.4 It is recognized that many databases are prepared for very specific applications, and individual database builders may elect to omit certain pieces of information considered to be of no value for that specific application. However, there are a certain minimum number of fields considered essential to any database without which the user will not have sufficient information to reasonably interpret the data. In the recommended standard format, these fields are marked with asterisks.

XI.5 The presentation of this format does not represent a requirement that all of the elements of information included in the recommendation must be included in every database. Rather it is a guide as to those elements that are likely to be useful to at least some users of most databases. It is understood that not all of the elements of information recommended for inclusion will be available for all databases; that fact should not discourage database builders and users from proceeding so long as the minimum basic information is included (the items noted by the asterisks).

XI.6 It is recognized that in some individual cases, additional elements of information of value to users of a database may be available. In those cases, databases builders are encouraged to include them as well as the elements in the recommended format. Guidelines for formats for additional elements are given in Guide G 107.

XI.7 This format is for pitting and crevice corrosion test data only generated by Test Method G 48. It does not include the recommended material descriptors or the presentation of other specific types of test data (such as mechanical property data). These items are covered in Guide E 1338 and by separate formats developed for reporting other material property data.


G 48 – 03
TABLE X1.1 Recommended Standard Data Format for Computerization of Data from ASTM Standard Test Method G 48-XX

Field No. ^A	Field Name and Description	Category Sets, Values or Units	Field No. ^A	Field Name and Description	Category Sets, Values or Units
Test Identification			Specimen Information		
1 ^A	ASTM standard test method	ASTM G-48-XX, Method A, B, C, D, E, or F	25	Specimen identity	alphanumeric string
2	Type of test	Pitting, crevice corrosion	26	No. of duplicate specimens tested	numeric
3	Date test started	yyyymmdd	27	Specimen dimensions—thickness, width/diameter, length	cm, cm, cm
4	Internal laboratory reference number	alphanumeric string	28	Diameter of hole	cm
Test Environment			29	Welded specimen?	Y/N
5 ^A	Percent FeCl ₃ in solution, by weight	%7, %8	30	Weld details	alphanumeric string
6 ^A	Percent HCl in solution, by weight	%1	31	Weld condition	Ground
7 ^A	Capacity of test container	mL			Machined As deposited Glass bead blasted Other
Exposure Conditions			32 ^A	Surface condition	As-produced Stoiled Machined/ground Chemically cleaned Sand/grit blasted Other
8 ^A	Test temperature	°C ± k°C			
9	How was temperature maintained	alphanumeric string	33	Surface treatment	Nitrided Carburized Plated Clad Anodized Other
10 ^A	Specimen support	Glass cradle (Method A, C, or E)			As out As sheared Ground Machined Other
11 ^A	Type of crevice device	Cylindrical TFE blocks (Method B) Fluorinated elastomer O-ring (Method B) Rubber bands (Method B) TFE washer Type X (Method D, or F) Other	34 ^A	Condition of edges	
12 ^A	Torque used, Method D	0.28 Nm Other			
13	Solution volume/specimen surface area	mL/cm ²	35	Sample orientation relative to working direction	Longitudinal Transverse Short transverse
Material Identification^B			Specimen Performance		
14	Material class	alphanumeric string	36 ^A	Mass loss/unit area	g/cm ²
15	Material family	alphanumeric string	37 ^A	Maximum pit depth on planar surfaces	microm
16	Family subclass	alphanumeric string			
17	Common name/trade name	alphanumeric string	38 ^A	Average pit depth on planar surfaces	microm
18 ^A	Unified numbering system designation (UNS No.)	alphanumeric string	39	Pit density	N/cm ²
19 ^A	Product shape	Pipe/tube Plate Sheet/strip Wire/rod/bar Other	40	Maximum pit depth on edges of specimens	microm
20	Product production method	Extrusion Forging Casting Rolling Powder compaction Other	41 ^A	Number of attacked sites on each side of the specimen, Methods D and F	(for example) 3 + 5
21	Final reduction step	Cold worked (with % reduction) Hot worked (includes extrusion and forging)	42 ^A	Maximum depth of crevice corrosion	microm
22 ^A	Thermomechanical condition	Standard temper Annealed Normalized Sensitized As cold worked As hot worked Aged Other	43 ^A	Average depth of crevice corrosion	microm
23	Heat/tlot identification	alphanumeric string	44 ^A	Method used to measure pit and crevice depth	Needle point micrometer Microscope Other
			45 ^A	CPT/CCT temperature determined	°C
			Documentation		
			46	Technical committee report/ file	alphanumeric string
			47	Other documentation	alphanumeric string

TABLE X1.1 *Continued*

Field No. ^a	Field Name and Description	Category Sets, Values or Units	Field No. ^a	Field Name and Description	Category Sets, Values or Units
24	Heatlot chemical analysis	alphanumeric string			

^a Field numbers are for reference only. They do not imply a necessity to include all of these fields in any specific database nor imply a requirement that the fields be used in this particular order.

^b Denotes essential information for computerization of test results.

^c Refer to Guide E 1338.

REFERENCES

- (1) A. Turnbull, "Solution Composition and Electrode Potential in Pits, Crevices and Cracks," *Corrosion Science*, Vol 23, No. 8, 1983, pp. 833-870.
- (2) B. K. Nash, and R. G. Kelly, "The Use of Ion Chromatography for the Study of Localized Corrosion," Abstract 157, 180th Meeting Electrochemical Society, Phoenix, AZ, Oct. 1991.
- (3) A. Garner, "Crevice Corrosion of Stainless Steels in Seawater: Correlation of Field and Laboratory Tests," *Corrosion*, Vol 37, No. 3, 1981, p. 178.
- (4) J. W. Oldfield, "Test Techniques for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Nickel-base Alloys in Chloride-Containing Environments," *International Materials Reviews*, Vol 32, No. 3, 1987, pp. 153-170.
- (5) Tsujikawa, S., et al., "A New Test for Predicting Pitting Corrosion Resistance of CRA's in Sour Environments, Paper No. 64, NACE CORROSION/88 Conference, March 21-25, St. Louis, MO, 1988.
- (6) A. Wensley, C. Reid, D. Brown, and D. Christie, "Corrosion of Stainless Alloys in a Chlorine Dioxide Bleached Pulp Washer," Proceedings 1991 Technical Association of the Pulp and Paper Industry Engineering Conference, TAPPI Press, Atlanta, GA, 1991, pp. 499-503.
- (7) J. R. Kearns, M. J. Johnson, and J. F. Grubb, "Accelerated Corrosion in Dissimilar Metal Crevices," Paper No. 228, NACE CORROSION/86 Conference, March 17-21, Houston, TX, 1988.
- (8) Bergquist, A., "Influence of Time Between Grinding and Testing, When Crevice Corrosion Testing is Performed," Avesta Sheffield AB, Avesta, Sweden, Report No. RK96089 of Oct. 16, 1996.
- (9) Corbett, R. A., "Problems Utilizing ASTM G48 to Evaluate High-Alloy Stainless Steels," Paper No. 298, NACE CORROSION/92 Conference, April 26-May 1, Nashville, TN, 1992.
- (10) Sreicher, M. A., "Development of Pitting Resistant Fe-Cr-Mo Alloys," *Corrosion*, Vol 30, No. 3, 1974, p. 7.
- (11) Renner, M., Heuber, U., Rockel, M. B., and Wallis, D., "Temperature as a Pitting and Crevice Corrosion Criterion in the Ferric Chloride Test," *Werkstoffe und Korrosion*, Vol. 37, 1986, p. 183.
- (12) Brigham, R. J., and Tozer, E. W., "Effect of Alloying on Pitting Resistance of 18% Cr Austenitic Stainless Steels," *Corrosion*, Vol 30, No. 5, 1974, p. 161.
- (13) Treseder, R. S., "Method MTI-2 for Laboratory Testing of Wrought Iron- and Nickel-Base Alloys for Relative Resistance to Crevice Corrosion in a Standard Ferric Chloride Solution," *MTI Manual No. 3*, The Materials Technology Institute of the Chemical Process Industries, Inc., 1980, pp. 16-27.
- (14) Hibner, E. L., "Modification of Critical Crevice Temperature Test Procedures for Nickel Alloys in a Ferric Chloride Environment," *Materials Performance*, Vol 26, No. 3, 1987, p. 37.
- (15) Dundas, H. J., and Bond, A. J., "Corrosion Resistance of Stainless Steels in Seawater," Paper No. 206, NACE CORROSION/85 Conference, March 25-27, Boston, MA, 1985.
- (16) Brigham, R. J., "Temperature as a Crevice Corrosion Criterion," *Corrosion*, Vol 30, No. 11, 1974, p. 396.
- (17) Dean, S.W., "Research Report on Interlaboratory Test Program Results for ASTM G48 Standard Test Method for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of the Ferric Chloride Solution - Methods E and F," February 1, 2002.

ASTM International takes no position respecting the validity of any patent rights asserted in connection with any item mentioned in this standard. Users of this standard are expressly advised that determination of the validity of any such patent rights, and the risk of infringement of such rights, are entirely their own responsibility.

This standard is subject to revision at any time by the responsible technical committee and must be reviewed every five years and if not revised, either reapproved or withdrawn. Your comments are invited either for revision of this standard or for additional standards and should be addressed to ASTM International Headquarters. Your comments will receive careful consideration at a meeting of the responsible technical committee, which you may attend. If you feel that your comments have not received a fair hearing you should make your views known to the ASTM Committee on Standards, at the address shown below.

This standard is copyrighted by ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States. Individual reprints (single or multiple copies) of this standard may be obtained by contacting ASTM at the above address or at 610-832-9885 (phone), 610-832-9555 (fax), or service@astm.org (e-mail); or through the ASTM website (www.astm.org).