

## BAB IV

### HASIL PENELITIAN DAN PEMBAHASAN

Identitas Sampel :

Sampel 1 : SMAW 1,5 mm

Sampel 2 : SMAW 3 mm

Sampel 3 : GTAW 1,5 mm Tanpa *Gas Back Purging*

Sampel 4 : GTAW 3 mm Tanpa *Gas Back Purging*

Sampel 5 : GTAW 1,5 mm

Sampel 6 : GTAW 3 mm

Sampel 7 : GTAW 1,5 mm dengan filler TGX

Sampel 8 : GTAW 3 mm dengan filler TGX

Sampel 9 : SMAW + GTAW 1,5 mm

Sampel 10 : SMAW + GTAW 3 mm

Sampel kelompok A : Tanpa proses (preparasi) sampel

#### 4.1. Parameter Pengelasan

Parameter pengelasan yang dilakukan pada penelitian ini serta grafik perbandingan parameter antara ketiga proses pengelasan tersebut, dapat dilihat lebih lengkap pada Lampiran 3.

Dari grafik tersebut secara umum terlihat bahwa nilai *Heat Input* atau energi panas dari proses pengelasan yang dihasilkan oleh proses *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) dengan filler TGX untuk ketebalan material 3 mm adalah yang terbesar, sekitar 2087 J/mm, sementara yang terkecil dihasilkan oleh proses *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) untuk ketebalan 1,5 mm sekitar 363 J/mm.

Besarnya tegangan dan arus listrik pada semua metode pengelasan pada umumnya harus diimbangi oleh kecepatan las yang juga tinggi. Hal ini dilakukan untuk mencegah rusak atau bolongnya sampel baja yang dilas karena terlalu tipis.

Universitas Indonesia

## **4.2. Pengamatan Visual**

Data pengamatan visual sampel hasil pengelasan dalam penelitian ini berupa foto-foto ditunjukkan oleh Lampiran 4. Hasil pengelasan dari keseluruhan sampel baja tahan karat 316 L ketebalan 1,5 mm dan 3 mm lembaran yang dihasilkan oleh metode *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW) dan *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) serta variasinya secara umum adalah baik. Tidak ditemukan adanya pelendutan (*bending*) pada semua sampel. Hal ini disebabkan karena operator las yang melakukan serangkaian percobaan tersebut sudah profesional di bidangnya.

## **4.3. Pengamatan Metalografi**

### **4.3.1. Pengamatan Secara Makro**

Pengamatan struktur butir secara makro dari material sampel yang dilas dengan metode *Shielded Metal Arc Welding* (SMAW) dan *Gas Tungsten Arc Welding* (GMAW) serta variasinya ditunjukkan oleh Lampiran 5.

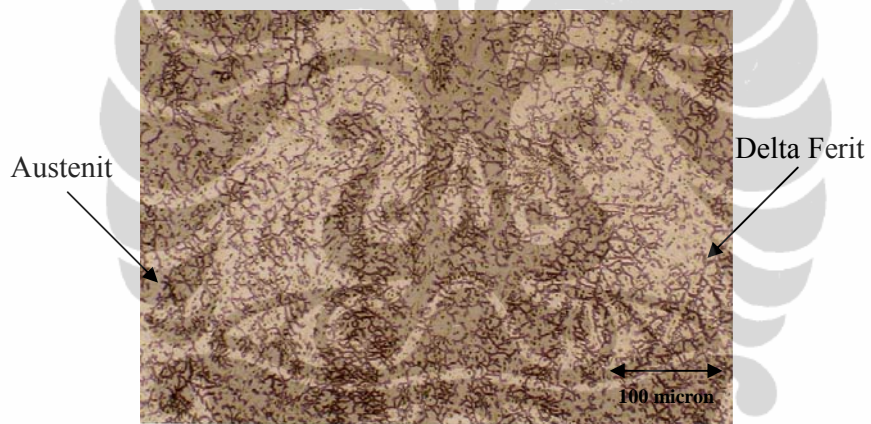
Dari hasil pengamatan metalografi secara makro, tampak bahwa hasil lasan telah menyatu (homogen). Hal ini disebabkan prosedur dan parameter pengelasan yang sudah sesuai dengan *base metal*. Selain itu, tampak pula hasil proses pengelasan dapat dibagi menjadi tiga daerah utama, yaitu daerah mencair (*fusion zone/weld metal*), daerah terpengaruh panas (*Heat Affected Zone* atau HAZ) dan daerah logam dasar (*base metal zone*).

### **4.3.2. Pengamatan Secara Mikro**

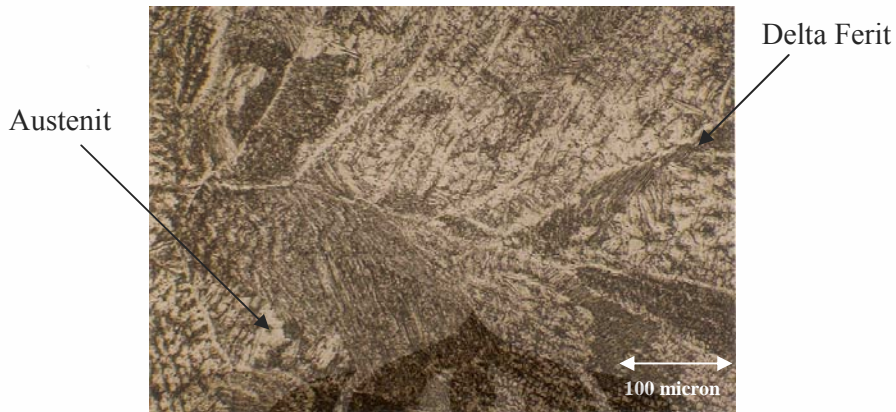
Lampiran 6 menunjukkan pengamatan struktur mikro yang dilakukan dengan pembesaran 200x, etsa oksalat 15%. Contoh foto mikro ditunjukkan oleh gambar 4.1, 4.2. dan 4.3.



Gambar 4.1. Struktur Mikro WM Sampel 6, Ketebalan 3 mm Metoda GTAW



Gambar 4.2. Struktur Mikro WM Sampel 7, Ketebalan 1,5 mm Metoda GTAW dengan filler TGX



Gambar 4.3. Struktur Mikro WM Sampel 8, Ketebalan 3 mm Metoda GTAW dengan filler TGX

Pada daerah mencair (*weld metal*), struktur fasa yang terbentuk umumnya adalah struktur delta ferit (ferit primer) yang ditunjukkan oleh warna hitam 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 + austenit, ferit menjadi semakin tidak stabil dan austenit mulai “memakan” ferit melalui reaksi difusi terkontrol.

Ketebalan material dan metoda pengelasan relatif sedikit mempengaruhi morfologi struktur mikro karena relatif tidak adanya perbedaan laju pendinginan setelah pengelasan. Pada sampel 7 dan 8 dengan pengelasan GTAW dengan filler TGX tampak delta ferit yang lebih halus dengan dikelilingi lebih banyak austenit, begitu juga sampel 6, ketebalan 3 mm metoda GTAW, tampak campuran delta ferit kasar dan halus dengan morfologi yang lebih variasi, *vermicular*, bulat dan *lathy*.

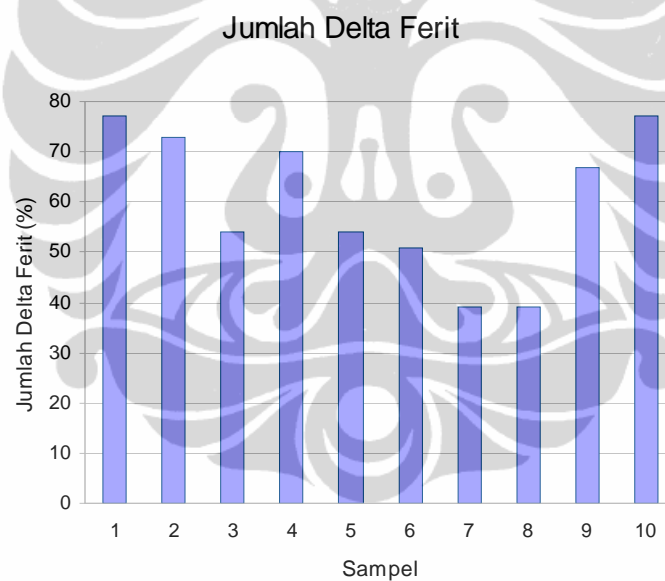
Hal tersebut dapat disebabkan pada sampel GTAW dengan filler TGX

**Universitas Indonesia**

memiliki *heat input* yang tinggi sehingga pada suhu yang tinggi pada saat melebur akan diikuti oleh pendinginan yang sangat cepat. Akibatnya struktur butirnya tidak sempat mengalami pertumbuhan dan ukurannya menjadi lebih halus bila dibandingkan dengan sampel lainnya. Sedangkan pada sampel 6, dimungkinkan kurang meratanya laju pendinginan di dalam sampel sehingga ada bagian yang sudah/cepat memadat sehingga terbentuk delta ferit halus, *vermicular*, bulat dan ada bagian lain yang masih cair sehingga terbentuklah delta ferit yang lebih kasar, *lathy* karena butirnya memiliki waktu untuk tumbuh.

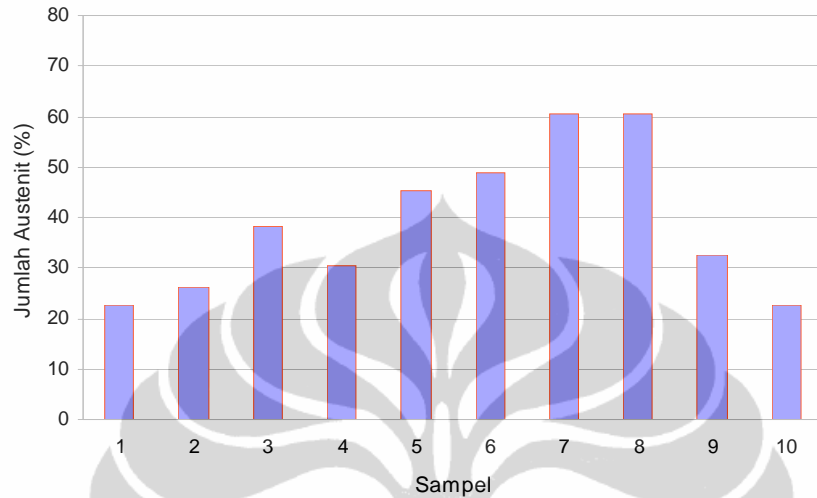
#### 4.4. Hasil Perhitungan Fasa

Perhitungan fasa dilakukan dengan menggunakan software Picasara.



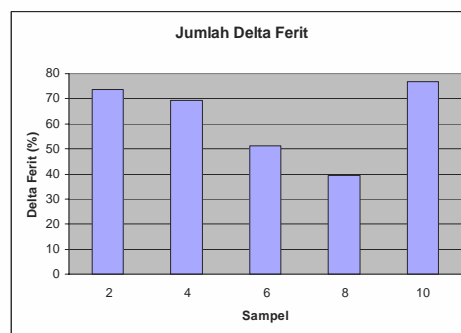
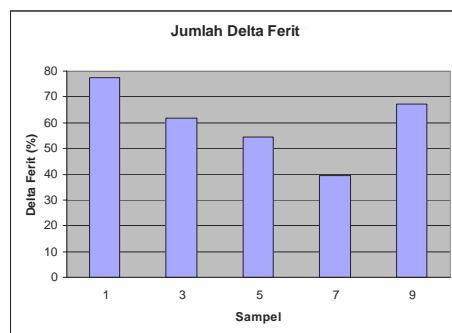
Gambar 4.4 Grafik Jumlah Persentase Delta Ferit Semua Sampel

### Jumlah Austenit

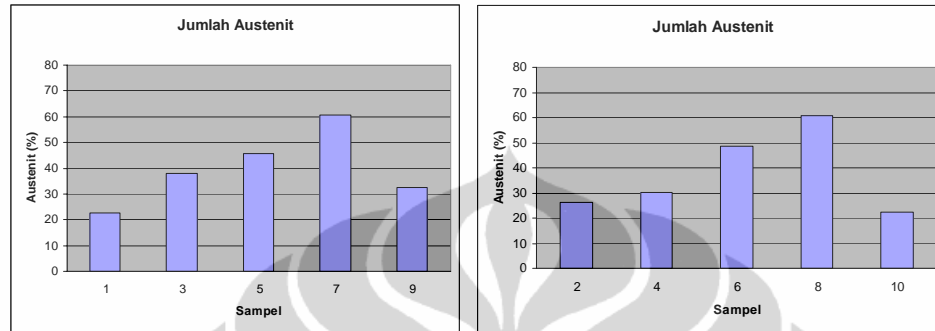


Gambar 4.5. Grafik Jumlah Persentase Austenit Semua Sampel

Tampak bahwa sampel 1, ketebalan 1,5 mm, metoda SMAW dan sampel 10, ketebalan 3 mm, metoda SMAW + GTAW memiliki jumlah persentase delta ferit paling banyak yaitu sekitar  $77 \pm 0,5\%$  dan  $77 \pm 0,7\%$  serta jumlah persentase austenit paling sedikit yakni sekitar  $23 \pm 0,6\%$  dan  $23 \pm 0,7\%$ . Hal ini disebabkan *heat input* yang dihasilkan relatif kecil di daerah *fusion zone (weld metal)*, sehingga laju pendinginannya berjalan cepat, dan akan dihasilkan delta ferit yang lebih banyak.



Gambar 4.6. Grafik Jumlah Persentase Delta Ferit (a) Ketebalan 1,5 mm (b) Ketebalan 3 mm



Gambar 4.7. Grafik Jumlah Persentase Austenit (a) Ketebalan 1,5 mm (b) Ketebalan 3 mm

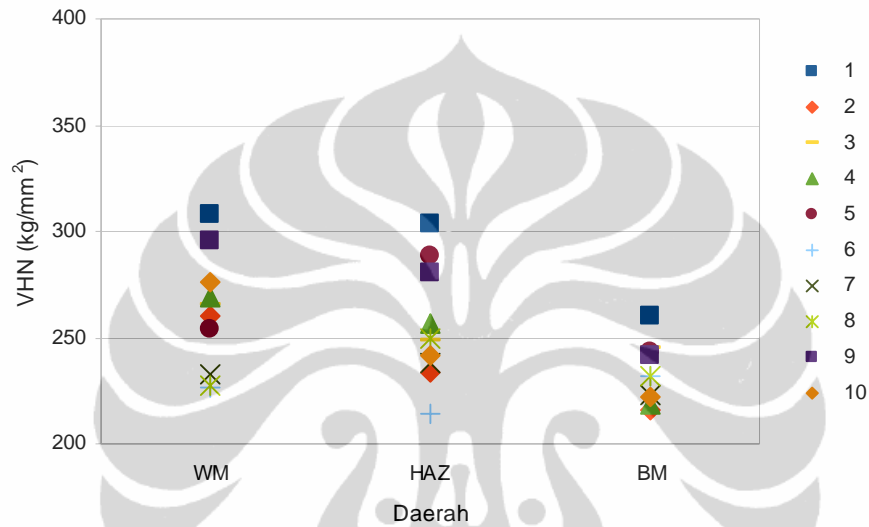
Ditinjau dari ketebalan yang sama, sampel 7 dan 8, metoda GTAW dengan filler TGX memiliki jumlah delta ferit yang paling kecil yaitu sekitar  $39 \pm 0,5\%$  serta austenit yang paling banyak yaitu sekitar  $61 \pm 0,6\%$ . Hal ini disebabkan adanya fluks pada filler TGX, flux menjadi lelehan slag yang mengalir secara perlahan ke bagian belakang *root* untuk menutupi penetrasi *bead* secara homogen. Lelehan slag melindungi lelehan *Weld Metal* dari efek nitrogen dan oksigen di atmosfer. Selain itu, hal ini disebabkan pula oleh tingginya heat input pada kedua sampel tersebut di daerah *fusion zone (weld metal)*, sehingga laju pendinginannya berjalan lambat, dan akan dihasilkan austenit yang lebih banyak.

Ditinjau dari metoda yang sama, tampak ketebalan material relatif tidak terlalu mempengaruhi jumlah fasa yang ada. Hal ini ditunjukkan oleh grafik yang tidak memiliki kecenderungan/tren tertentu. Kemungkinan hal tersebut disebabkan tidak adanya perbedaan perlakuan/laju pendinginan untuk semua sampel.

#### 4.5. Hasil Pengujian Kekerasan Mikro VHN

Beban : 300 gram  
 Mesin : *Vickers Micro Hardness Testing Machine*  
 Standar : ASTM E 384-99

### Rata-Rata Hardness Vickers



Gambar 4.8. Grafik Rata-Rata Kekerasan VHN di Area WM, HAZ dan BM untuk Semua Sampel

Sesuai dengan hasil penelitian bahwa secara umum semua sampel menunjukkan kekerasan VHN pada daerah *fusion zone* (*Weld Metal*/WM) lebih tinggi dibandingkan dengan daerah *Heat Affected Zone* (HAZ) maupun *Base Metal* (BM) yaitu rata-rata sekitar  $262 \pm 21 \text{ kg/mm}^2$ . 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.

Nilai kekerasan yang paling tinggi pada daerah WM terdapat pada sampel 1, ketebalan 1,5 mm, metode SMAW dengan rata-rata kekerasan VHN adalah  $308 \pm 30 \text{ kg/mm}^2$ . Kekerasan yang paling rendah terdapat pada sampel 6, ketebalan 3 mm, metoda GTAW dan sampel 8, ketebalan 3 mm, metoda GTAW dengan filler



TGX dengan rata-rata kekerasan VHN adalah  $227 \pm 18 \text{ kg/mm}^2$ . Hal ini disebabkan karena perbedaan struktur delta ferit yang dihasilkan, yaitu ferit yang lebih kasar yang berbentuk *vermicular* pada sampel 1. Sedangkan pada sampel 6, menghasilkan struktur delta ferit halus yang sebagian besar berbentuk *lathy* dan sebagian lagi terdiri dari ferit yang berbentuk *vermicular* dan juga bulat. Begitu juga sampel 8 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 dan juga ketebalan.

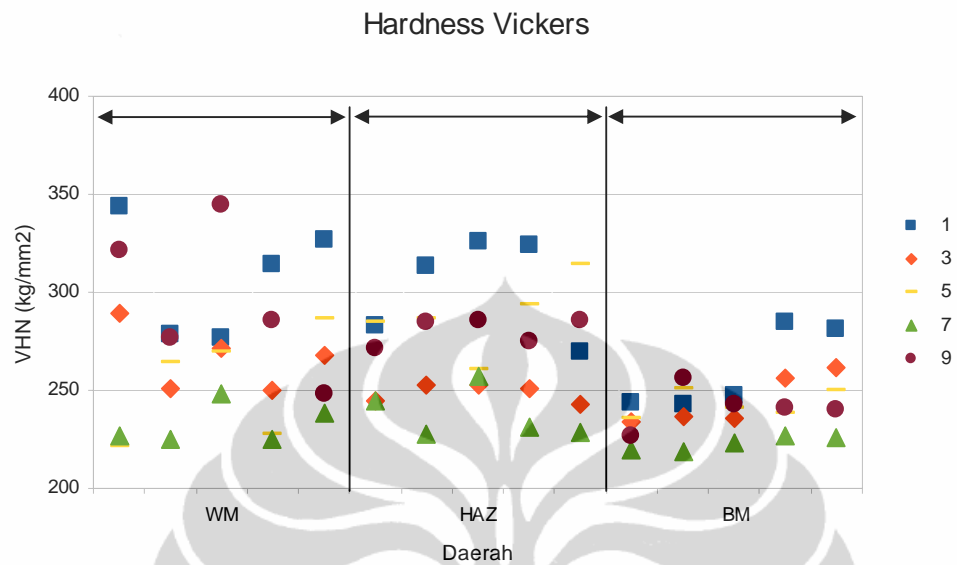
Pada daerah HAZ, nilai kekerasan yang dihasilkan mengalami penurunan akibat adanya peristiwa rekristalisasi yang menghasilkan butiran yang lebih seragam dan teratur. Sampel 1 tetap memiliki nilai kekerasan rata-rata yang paling tinggi yaitu sebesar  $303 \pm 25 \text{ kg/mm}^2$  begitu pula sampel 6 tetap memiliki nilai kekerasan rata-rata yang paling rendah yaitu sebesar  $214 \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ .

Secara umum perbedaan kekerasan pada daerah HAZ dengan BM relatif tetap dengan sedikit kecenderungan menurun, kecuali sampel 6, dimana kekerasan VHN rata-rata pada BM adalah  $232 \pm 6 \text{ kg/mm}^2$ . Hal ini dimungkinkan kurang meratanya laju pendinginan di dalam sampel yang terdapat pada daerah HAZ sehingga rekristalisasi belum sempurna.

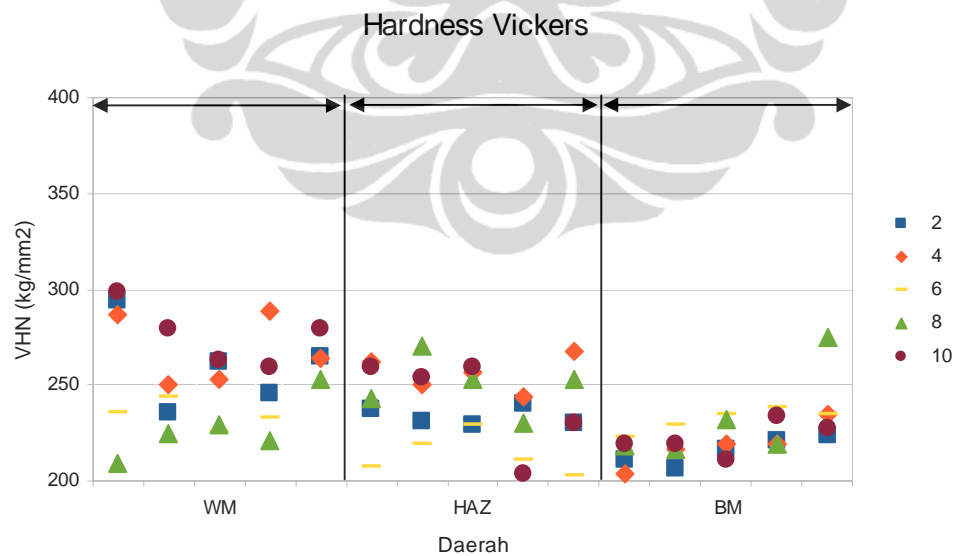
Nilai kekerasan pada BM yang rendah merupakan fenomena baja dengan kadar karbon rendah *grade L* dengan kandungan karbon kurang dari 0,3% (yaitu 0,023% dan 0,024%) dimana perubahan struktur akibat perubahan panas tidak akan pernah mencapai struktur martensit.

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 pelat yang lebih dingin. Hasil tersebut menunjukkan bahwa hasil lasan cukup baik dan filler yang nilai kekerasannya cukup tinggi dibandingkan dengan HAZ yang mengalami sedikit kenaikan nilai kekerasan.

**Universitas Indonesia**

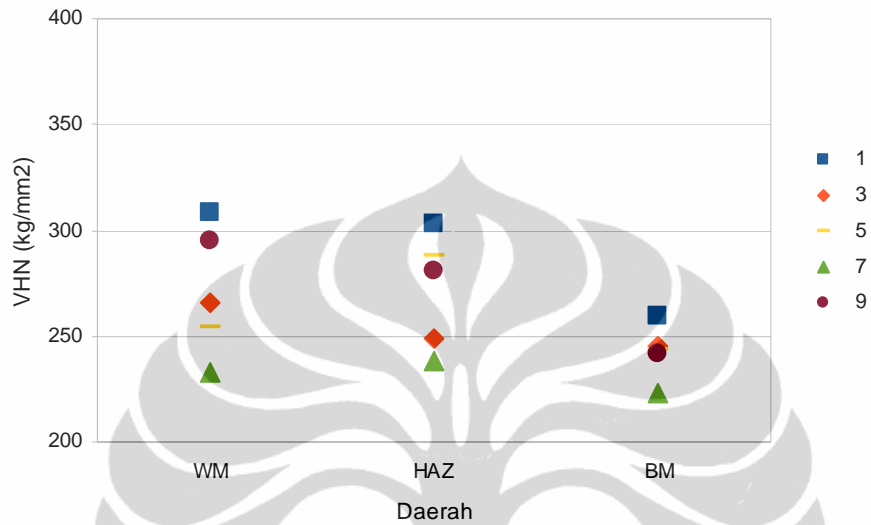


Gambar 4.9. Grafik Kekerasan VHN di Area WM, HAZ dan BM pada Sampel Tebal 1,5 mm



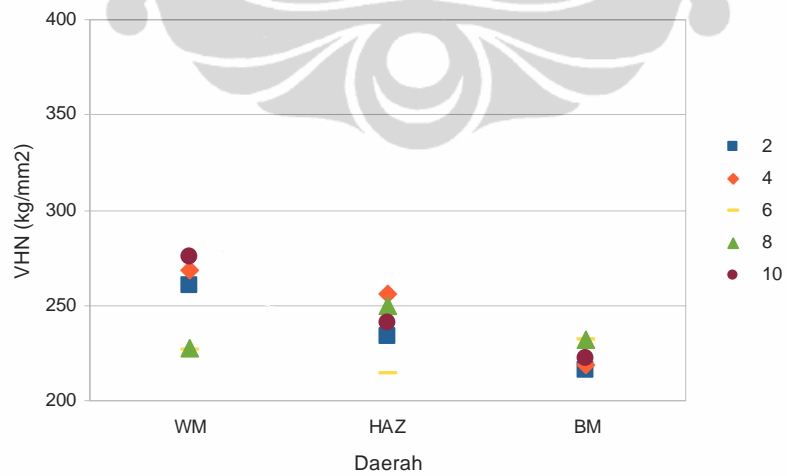
Gambar 4.10. Grafik Kekerasan VHN di Area WM, HAZ dan BM pada Sampel Tebal 3 mm

### Rata-Rata Hardness Vickers



Gambar 4.11. Grafik Rata-Rata Kekerasan VHN di Area WM, HAZ dan BM pada Sampel Tebal 1,5 mm

### Rata-Rata Hardness Vickers



Gambar 4.12 Grafik Rata-Rata Distribusi Kekerasan VHN di Area WM, HAZ dan BM pada Sampel Tebal 3 mm

Selain itu, tampak pula semakin tebal material, maka kekerasan VHN di area WM semakin menurun, kecuali pada sampel dengan metoda GTAW tanpa *gas back purging* yang relatif tetap. Sampel dengan metoda GTAW menggunakan filler TGX memiliki nilai kekerasan paling rendah di dibandingkan metoda lainnya yakni rata-rata sekitar  $230 \pm 13 \text{ kg/mm}^2$ . Hal ini disebabkan struktur mikro delta ferit halus yang dihasilkan dari *heat input* yang tinggi.

Semakin tebal material maka semakin banyak panas yang diserap (logam merupakan konduktor panas yang baik) sehingga semakin cepat laju pendinginan di daerah WM (sesuai dengan pengaruh konduksi) mengakibatkan delta ferit *lathy* yang akhirnya menjadi austenit akan lebih banyak terbentuk dibandingkan delta ferit kasar yang berbentuk *vermicular* ataupun *skeletal*. Delta ferit *lathy* memiliki kekerasan yang lebih kecil dibandingkan delta ferit kasar yang berbentuk *vermicular* ataupun *skeletal*.

#### 4.6. Pengamatan SEM-EDS

Hasil pengamatan SEM-EDS sampel keseluruhan ditampilkan dalam Lampiran 8.

Proses siklus pemanasan dan pendinginan yang terjadi selama pengelasan mempengaruhi struktur mikro dan komposisi permukaan lasan. Pengamatan SEM menunjukkan semua sampel yang diuji terdapat bintik-bintik hitam yang terdapat pada fasa austenit yang merupakan banyaknya endapan yang terbentuk pada batas butir yang dimungkinkan 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  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ .

Dari hasil EDS diketahui bahwa jenis presipitat yang terdapat pada sampel dapat bermacam-macam sesuai dengan elemen penyusun *austenitic stainless steel* 316 L, yaitu dari unsur-unsur Cr, Ti, dan Fe. Dari foto makro, terlihat presipitat tumbuh tersebar di area WM pada batas butir. Pengaruh pengayaan unsur-unsur paduan penyusun baja tersebutlah yang menandakan kehomogenan baja tersebut.

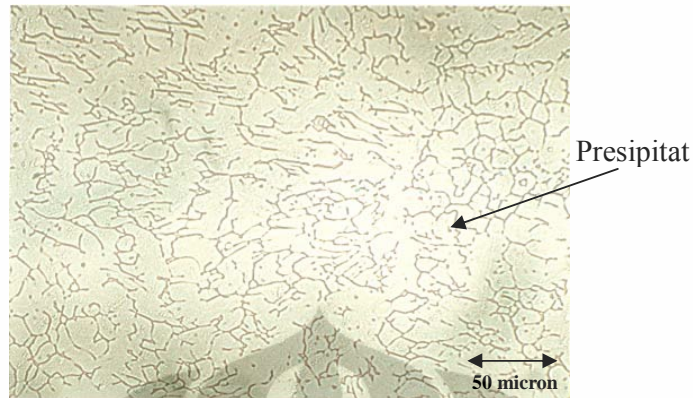
Karena temperatur tinggi yang terjadi waktu pengelasan, Cr dipaksa untuk bermigrasi dari matriks paduannya ke *matrix-oxide interface* (sehingga matriks paduannya jadi kehilangan Cr). Kemudian, Cr tersebut berdifusi ke *oxide-gas interface* (yang terjadi juga di temperatur tinggi)<sup>[24]</sup>.

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  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  yg murni dan stoikiometrik, melainkan (kemungkinan besar)  $\text{Cr}_x\text{O}_y$ ,  $\text{Fe}_x\text{O}_y$ ,  $\text{Ni}_x\text{O}_y$ ,  $\text{Mn}_x\text{O}_y$ ,  $\text{Si}_x\text{O}_y$ , dan  $\text{Ti}_x\text{O}_y$ .

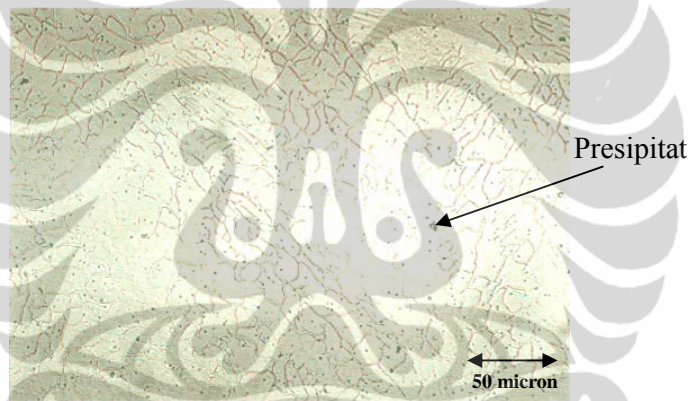
Proses pengelasan merupakan proses dengan temperatur tinggi, yang akan menjadi *driving force* untuk proses difusi. Kehilangan beberapa persen atom-atom kromium berhubungan dengan penguapan langsung oksida permukaan dikarenakan temperatur tinggi.

#### **4.7. Hasil Pengamatan Foto Makro Presipitat**

Pengamatan foto makro presipitat dilakukan dengan etsa oksalat 15%, ditunjukkan pada Lampiran 9. Contoh foto makro presipitat dapat dilihat pada gambar 4.13. dan 4.14.



Gambar 4.13. Foto Makro Presipitat Sampel 7, Ketebalan 1,5 mm metoda GTAW Dengan Filler TGX



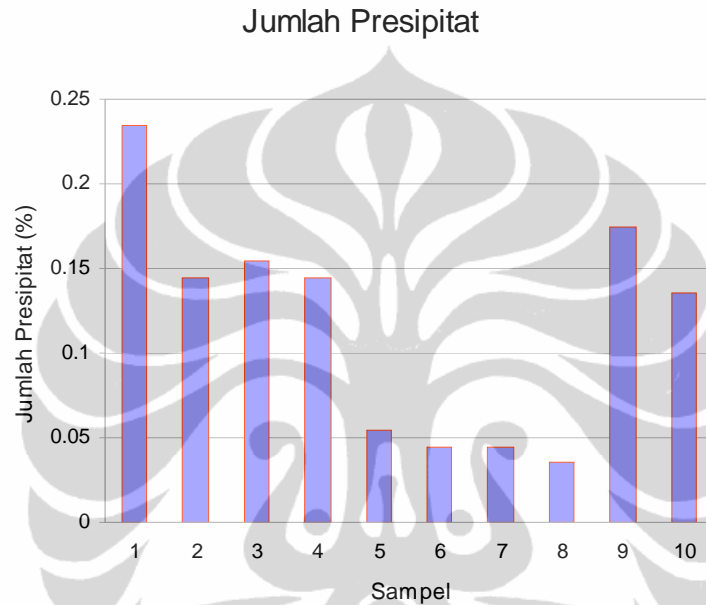
Gambar 4.14. Foto Makro Presipitat Sampel 8, Ketebalan 3 mm metoda GTAW Dengan Filler TGX

Dari foto makro terlihat bahwa hasil pengelasan *austenitic stainless steel* 316 L 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-EDS adalah karbida unsur-unsur Cr, Ti, dan Fe. Selain itu, afinitas terhadap karbon juga berpengaruh, semakin tinggi afinitasnya terhadap karbon, maka elemen itu yang bakal terbentuk lebih dulu.

#### 4.8. Hasil Perhitungan Presipitat

Perhitungan jumlah presipitat dilakukan dengan menggunakan software Picsara.



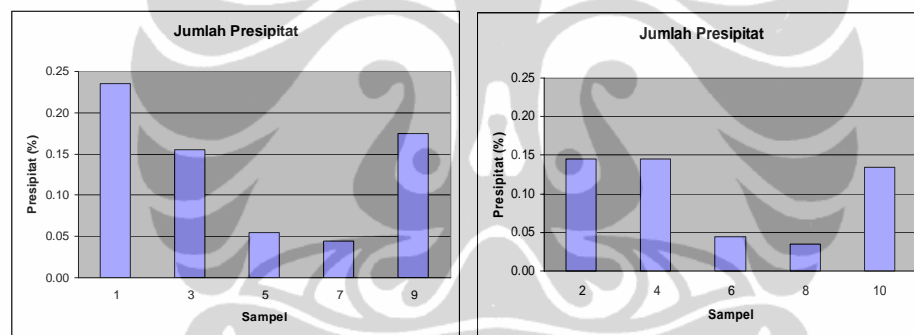
Gambar 4.15. Grafik Jumlah Persentase Presipitat Semua Sampel

Perhitungan presipitat karbida, menunjukkan bahwa presipitat karbida paling banyak terdapat pada sampel 1, ketebalan 1,5 mm metoda SMAW dengan persentase karbida sebesar  $0,24 \pm 0,007\%$  dan yang paling sedikit terdapat pada sampel 8, ketebalan 3 mm metoda GTAW dengan filler TGX sebesar  $0,04 \pm 0,007\%$ . Hal tersebut dimungkinkan oleh alasan yang sama dengan terbentuknya delta ferit.

Karbida  $M_{23}C_6$  terbentuk disebabkan karena fenomena sensitisasi yang terjadi pada *range* temperatur  $600 - 850$  °C. Di atas *range* temperatur tersebut, karbida akan kembali ke dalam larutan dan kemudian daerah yang berdekatan

dengan batas fusi menjadi karbida bebas (asumsi laju pendinginan cukup cepat untuk menekan presipitasi karbida selama pendinginan)<sup>[15]</sup>.

Pada sampel dengan metoda SMAW dimungkinkan memiliki temperatur yang terdapat pada *range* temperatur terbentuknya presipitasi karbida karena sensitisasi, yang mungkin sebanding dengan *heat input* yang diperoleh. Sedangkan pada sampel GTAW dengan filler TGX memiliki *heat input* yang paling tinggi yang memungkinkan memiliki temperatur yang lebih tinggi melewati *range* temperatur sensitisasi sehingga karbida akan kembali ke dalam larutan. Namun tetap pada sampel tersebut masih terdapat adanya karbida (karbida bebas) karena memiliki laju pendinginan yang sama dengan seluruh sampel.



Gambar 4.16. Grafik Jumlah Persentase Presipitat (a) Ketebalan 1,5 mm (b) Ketebalan 3 mm


Semakin tebal material, maka jumlah persentase presipitat karbida yang terbentuk semakin sedikit. Hal ini sejalan dengan penjelasan perpindahan panas yang mempengaruhi terbentuknya delta ferit yang sebanding dengan pembentukan presipitat karbida. Karena logam merupakan penghantar (konduktor) panas yang baik sehingga semakin tebal semakin banyak panas yang harus diserap dan semakin sedikit terbentuk presipitat karbida.

#### 4.9. Hasil Pengujian Ketahanan Pitting

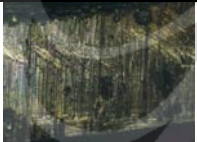
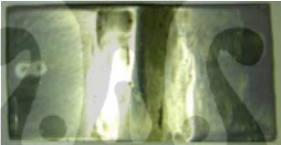
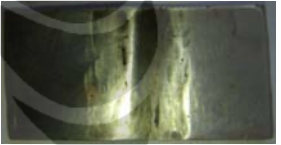


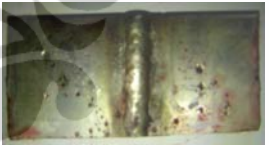


#### 4.9.1. Hasil Pengamatan Foto Makro, Visual Sebelum & Sesudah NDT Hasil Pengujian Ketahanan Korosi *Pitting*

Hasil pengamatan foto makro, visual sebelum & sesudah NDT hasil pengujian ketahanan korosi *pitting* di perlihatkan dalam Lampiran 10. Contoh foto makro, visual sebelum dan sesudah NDT hasil dari pengujian ketahanan korosi *pitting* ditunjukkan oleh Tabel 4.1.

Keterangan : Skala  1 mm

Tabel 4.1. Foto Makro & Visual NDT Sampel Hasil Pengujian Ketahanan *Pitting*

No	Foto Makro	Visual Sebelum NDT	Visual Setelah NDT
8	 (Perbesaran 50x)		
8A	 (Perbesaran 50x)		

Pengamatan sampel dibagi dalam dua kondisi pengamatan, sampel dengan preparasi sebelum pengujian dan sampel tanpa preparasi sebelum pengujian. Larutan klorida (*Ferric Chloride*,  $\text{FeCl}_3$ ) merupakan larutan yang berbahaya bagi baja tahan karat austenitik khususnya seri 316L terlebih jika kondisi tersebut didukung oleh adanya kalor pada larutan. Namun hasil dari uji imersi menunjukkan bahwa pada daerah sambungan las relatif lebih sedikit mengalami korosi *pitting* dibandingkan dengan BM.

Setelah tiga hari pengujian, *coupon* berukuran 25 mm x 50 mm

dibersihkan, dicuci, dikeringkan dan diuji secara visual. *Coupon* menunjukkan banyak lubang-lubang baik secara makro maupun mikro. Sampel yang dibersihkan (dipreparasi) sebelum pengujian tampak tidak terlalu banyak lubang-lubang makro ataupun mikro yang merusak permukaan *coupon* dibandingkan dengan sampel tanpa preparasi. Sampel yang tidak dibersihkan menunjukkan lebih banyak lubang-lubang yang terdapat di permukaan. Korosi menyerang terutama di daerah HAZ dan dekat HAZ. Daerah WM menunjukkan beberapa lubang-lubang, tetapi tidak sebanyak di HAZ ataupun BM.

Ferit secara normal ditemukan dalam WM 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 – ferit yang berliku-liku dibandingkan pada batas austenit – ferit yang lurus. Oleh karena itu, sampel dengan metoda SMAW memiliki jumlah delta ferit yang lebih banyak maka presipitasi karbida pun yang terbentuk juga lebih banyak. Namun semua faktor tersebut sangat membatasi terjadinya sensitisasi dalam WM *austenitic stainless steel* yang mengandung ferit)<sup>[15]</sup>. Sehingga, kecuali WM yang *fully austenitic stainless steel*, sensitisasi merupakan masalah besar pada HAZ, bukan masalah WM.

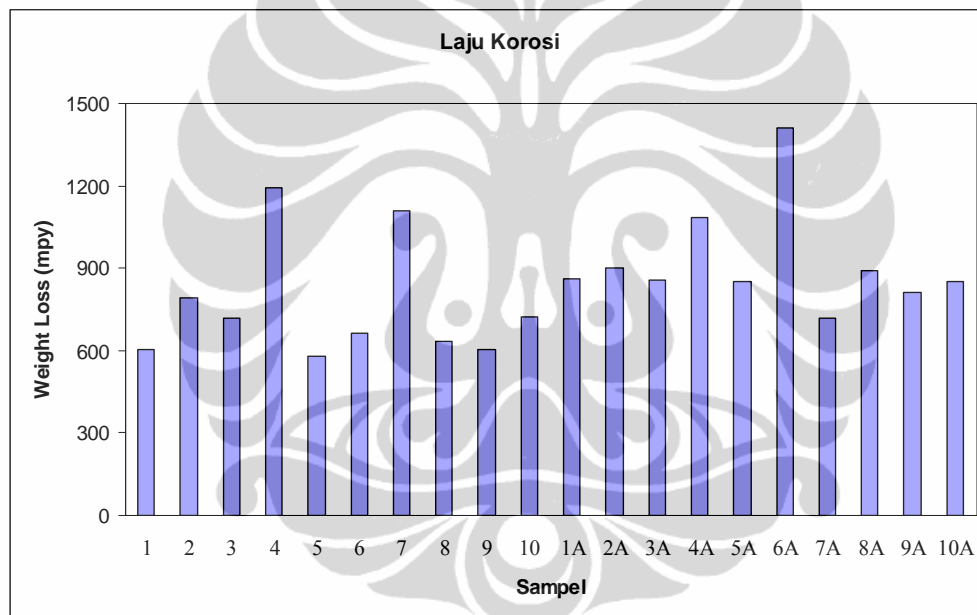
Korosi *pitting* yang terjadi tampak berupa makro *pitting* yang banyak terdapat pada bagian dekat HAZ, juga pada bagian-bagian dari BM yang memiliki cacat permukaan baik goresan maupun adanya *porosity* yang timbul juga proses korosi pada bagian tersebut. Sedangkan untuk sampel 7 yang di preparasi, sampel mengalami retak pada daerah sambungan lasan, hal ini dimungkinkan karena dimungkinkan proses preparasi yang berlebihan sehingga ketika diuji ketahanan terhadap korosi *pitting* daerah sambungan lasnya patah/retak.

Dari hasil pengamatan juga diketahui korosi lebih dominan berada pada area BM baik untuk sampel yang dipreparasi maupun yang tanpa preparasi sebelumnya. Menurut Djaprie, 2001, logam yang mengalami perlakuan dingin memiliki potensial yang lebih anodik dari logam yang dianil (mendapat *heat treatment*), maka dapat dipahami bahwa sambungan las sampel lebih bersifat

**Universitas Indonesia**

katodik karena mendapatkan *heat input* pada proses pengelasan sedangkan bagian *base metal* bersifat lebih anodik karena plat merupakan hasil *coldworking rolling*. Hal ini berarti logam yang akan terkorosi pada uji imersi *Ferric Chloride* adalah anodanya yaitu *base metal*, sedangkan bagian sambungan las akan lebih aman dari korosi dibandingkan *base metal*-nya. Sehingga korosi *pitting* yang terjadi dapat dimungkinkan terjadi atau dipicu karena perbedaan galvanik.

#### 4.9.2. Hasil Perhitungan Laju Korosi Pitting

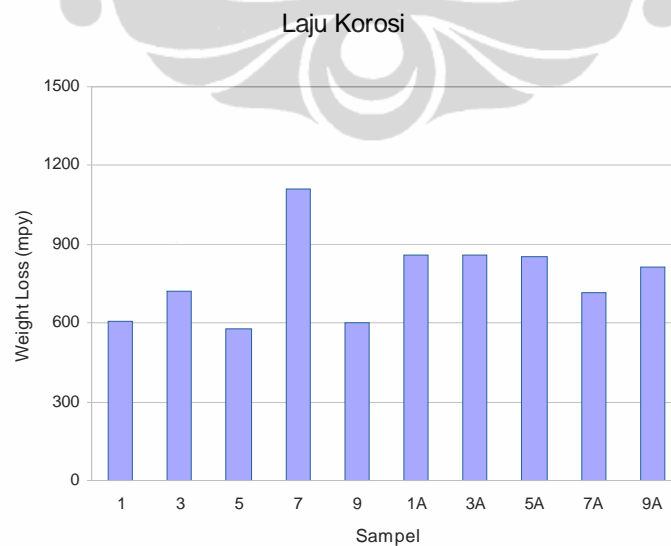


Gambar 4.17. Grafik Laju Korosi Seluruh Sampel

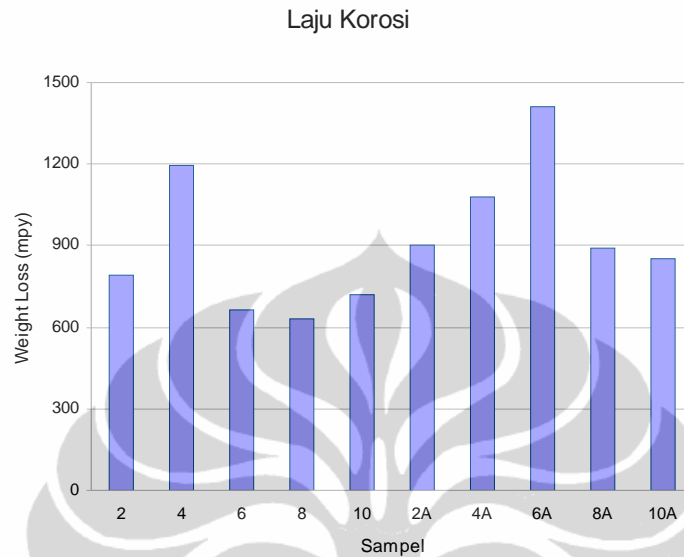
Dari hasil perhitungan laju korosi, diketahui bahwa sampel yang mengalami laju korosi yang paling besar adalah sampel 6A, sampel tanpa preparasi sebelum pengujian dengan ketebalan material 3 mm metoda GTAW yaitu sekitar 1.411 mpy. Sedangkan sampel yang mengalami laju korosi yang paling kecil adalah sampel 5, sampel dengan preparasi sebelum pengujian dengan ketebalan material 1,5 mm metoda GTAW yakni sekitar 579 mpy.

Laju korosi tinggi, karena sampel direndam dalam larutan  $\text{FeCl}_3$  yang mengandung ion agresif  $\text{Cl}^-$  yang bergerak leluasa menuju  $\text{Fe}^+$  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. Pada sampel 6A, dimungkinkan dilakukan dengan *heat input* yang relatif lebih tinggi sehingga akan dimungkinkan pada area WM akan menerima panas atau suhu yang lebih tinggi dibandingkan dengan BM sehingga terjadilah korosi *pitting*.

Tampak sampel 6 memiliki komposisi struktur mikro yang lebih bervariasi. Maka semakin kompleks komposisi struktur suatu material dapat mengakibatkan ketahanan terhadap 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, sehingga meningkatkan efek galvanik dalam struktur suatu material sehingga pada akhirnya menurunkan ketahanan korosi suatu bahan khususnya terhadap korosi elektrokimia. Sedangkan pada sampel 5, laju korosinya kecil dimungkinkan karena *heat input* yang relatif kecil serta penggunaan *gas back purging* yang melindungi material dari oksidasi.



Gambar 4.18. Grafik Laju Korosi Sampel Ketebalan 1,5 mm



Gambar 4.19. Grafik Laju Korosi Sampel Ketebalan 3 mm

Selain itu, tampak bahwa sampel tanpa preparasi sebelum pengujian menunjukkan laju korosi yang lebih tinggi dibandingkan dengan sampel yang telah dipreparasi/dibersihkan dengan rata-rata selisih 162 mpy. Hal tersebut disebabkan pada sampel tanpa preparasi (pembersihan) permukaan terdapat banyak daerah *unequipotentialized*, merupakan tempat ideal untuk pengintian korosi. Namun, keadaan tersebut tidak terjadi pada sampel 4 dengan metoda GTAW tanpa *gas back purging* dan juga sampel 7 dengan metoda GTAW filler TGX. Pada sampel 4 dimungkinkan proses pembersihan/preparasi sampel yang terlalu berlebihan sehingga dimungkinkan justru menambah perbedaan kondisi galvaniknya. Sedangkan pada sampel 7, tampak sampelnya patah di daerah sambungan las setelah proses pengujian ketahanan *pitting*, hal ini menjadi kurang validnya pengukuran penghilangan berat sebelum dan sesudah pengujian ketahanan *pitting*.

Semakin tebal material maka laju korosinya pun semakin meningkat dengan rata-rata selisih 143 mpy. Hal ini berhubungan dengan jumlah persentase

delta ferit yang terkandung pada material. Semakin tebal material, maka semakin banyak pula delta ferit yang terkandung di dalamnya sehingga akan semakin cepat mengalami korosi. 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. Hal ini tidak ditunjukkan oleh sampel 7 dan 8 dengan metoda GTAW menggunakan filler TGX. Hal ini dikarenakan sampel 7 yang sudah mengalami patah di daerah sambungan las setelah dilakukan pengujian ketahanan *pitting* menyebabkan hasil yang diberikan kurang valid untuk dibandingkan dengan sampel 8.

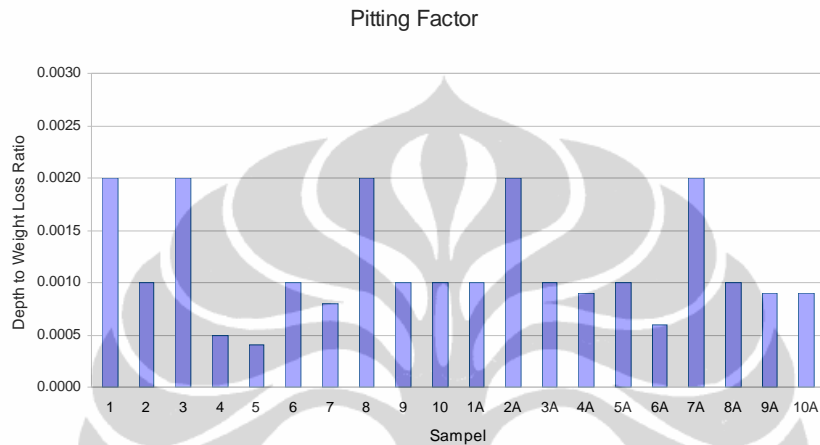
Tampak pula untuk metoda GTAW, penggunaan variasi filler TGX menunjukkan laju korosi yang lebih kecil dibandingkan dengan ataupun tanpa *gas back purging*. Hal ini dapat dilihat pada perbandingan sampel 4, 6 dan 8 untuk sampel yang dipreparasi dengan ketebalan 3 mm (karena sampel 7, ketebalan 1,5 mm kurang valid untuk diperbandingkan). Dimana pada sampel 8 dengan filler TGX menunjukkan laju korosi yang paling kecil yaitu sebesar 892 mpy dan sampel 4 tanpa menggunakan *gas back purging* menunjukkan laju korosi yang paling tinggi yaitu sebesar 1.194 mm/tahun.

Hal yang sama berlaku pula untuk sampel tanpa preparasi dimana untuk ketebalan 1,5 mm, sampel 7A dengan filler TGX menunjukkan laju korosi yang paling kecil yaitu sebesar 717 mpy dan sampel 3A tanpa *gas back purging* menunjukkan laju korosi yang tinggi yaitu sebesar 858 mpy. Sedangkan untuk ketebalan 3 mm, sampel 8A dengan filler TGX menunjukkan laju korosi yang paling kecil yaitu sebesar 892 mpy dan sampel 6A metoda GTAW standar menunjukkan laju korosi yang tinggi yaitu sebesar 1.411 mpy.

Hal tersebut disebabkan pada filler TGX menghasilkan *slag* untuk melindungi sisi bagian belakang *root pass* dari oksidasi atmosfer. Sedangkan untuk GTAW yang menggunakan *gas back purging*, yang mana dimungkinkan penggunaan *gas back purging* tersebut belum maksimal sehingga kurang melindungi sisi bagian belakang *root pass* dari oksidasi atmosfer.

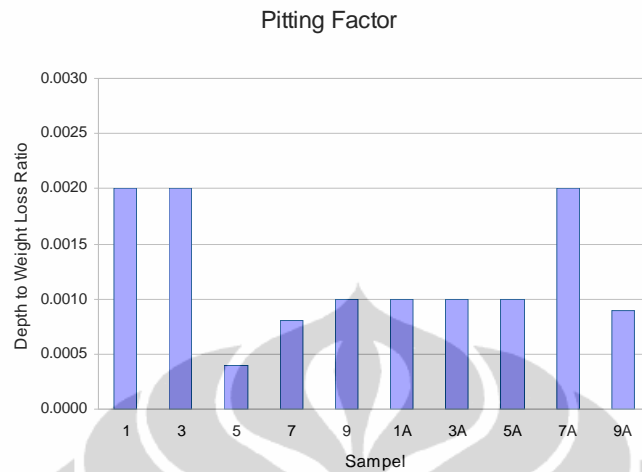
**Universitas Indonesia**

#### 4.9.3. Hasil Perhitungan *Pitting Factor* (*Depth to Weight Loss Ratio*)

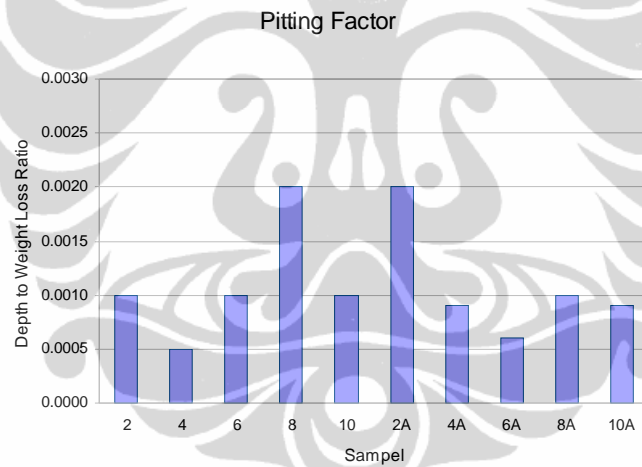


Gambar 4.20. Grafik *Pitting Factor* Seluruh Sampel

Hasil perhitungan *pitting factor* (PF) menunjukkan seluruh sampel berada pada  $PF < 1$ , yang berarti memiliki jenis korosi *pitting* dengan *weight loss* dalam mpy. PF paling kecil adalah sampel 5, ketebalan 1,5 mm metoda GTAW dengan PF sekitar  $0,0004 \pm 0,0005$ . Hal ini berarti, sampel tersebut memiliki lubang *pitting* yang relatif lebih dalam dibandingkan sampel lainnya. Hal tersebut dimungkinkan karena pengaruh penggunaan *gas back purging* yang tidak digunakan secara hati-hati.



Gambar 4.21. Grafik *Pitting Factor* Sampel Ketebalan 1,5 mm



Gambar 4.22. Grafik *Pitting Factor* Sampel Ketebalan 3 mm

Sebagian sampel dengan preparasi menunjukkan PF yang lebih tinggi dibandingkan yang tanpa preparasi dengan selisih rata-rata  $0,001 \pm 0,0008$ , yang berarti memiliki lubang yang lebih dangkal. Kecuali sampel 2, ketebalan 1,5 mm, metoda SMAW, sampel 4, ketebalan 3 mm, metoda GTAW tanpa *gas back purging* dan sampel 5, ketebalan 1,5 mm, metoda GTAW standar memiliki PF yang lebih kecil dibandingkan yang tanpa preparasi. Hal tersebut disebabkan



preparasi pembersihan sampel belum dapat menghilangkan secara keseluruhan elemen-elemen yang memiliki perbedaan kelarutan yang terdapat dalam sampel karena hanya dilakukan dengan cara pembersihan mekanik (*grinding*) dan pengamplasan sampai 120 grit. Sehingga permukaan dimungkinkan masih tersisa dalam keadaan *unequipotentialized*.

Pada umumnya semakin tebal sampel maka PF akan semakin kecil dengan selisih rata-rata  $0,001 \pm 0,001$ , yang berarti memiliki lubang yang lebih dalam. Hal tersebut disebabkan semakin tebal sampel maka kalor yang diterima juga akan semakin banyak, menyebabkan pendinginan akan semakin cepat, sehingga akan lebih banyak terbentuk presipitat karbida yang akan memicu terbentuknya *pitting*. Hal yang berbeda tampak pada sampel 5 dan 6 metoda GTAW standar. Pada sampel 6 memiliki struktur mikro yang lebih variasi dendrit kasar dan halus dibandingkan sampel 5. Seperti dinyatakan dalam Bab 2, landasan teori bahwa semakin kompleks komposisi struktur suatu material dapat mengakibatkan ketahanan terhadap korosi akan semakin menurun. 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 <sup>[1]</sup>. Sehingga PF pada sampel 6 lebih besar dibandingkan sampel 5, yang berarti lubang yang terbentuk pada sampel 5 lebih dalam.

Dari keseluruhan hasil pengujian, tampak sampel metoda GTAW dengan filler TGX memiliki hasil yang optimal dibandingkan dengan metoda lainnya. Dengan delta ferit yang lebih kecil dan sebaliknya austenit yang lebih banyak, akan menghasilkan presipitat karbida yang lebih sedikit dibandingkan dengan metoda lainnya. Dengan struktur mikro tersebut, maka nilai kekerasan VHN-nya pun paling kecil di antara metoda lainnya sehingga dapat terhindar dari retak/*embrittlement*. Selain itu, struktur mikro tersebut mempengaruhi perilaku korosi *pitting* dari sampel, sehingga tampak sampel metoda GTAW dengan filler TGX memiliki PF paling kecil yang berarti memiliki lubang yang paling dangkal

**Universitas Indonesia**

di banding sampel lainnya (lebih tahan korosi *pitting*).

Ketebalan material relatif tidak terlalu mempengaruhi hasil pengujian. Hal ini disebabkan tidak ada perbedaan metoda pendinginan setelah pengelasan (dibuat sama), dilakukan secara normal/pendinginan diudara sehingga struktur mikro yang terbentukpun relatif sama untuk ketebalan 1,5 mm dan 3 mm dengan metoda yang sama. Oleh karena itu, parameter pengelasan diduga lebih mempengaruhi hasil pengujian dibandingkan ketebalan material.

Oksida permukaan mempengaruhi hasil pengujian terhadap ketahanan *pitting*. Sampel tanpa preparasi menunjukkan laju korosi yang lebih tinggi dibandingkan dengan preparasi. Selain itu, PF-nya pun juga lebih kecil. Hal ini berarti sampel tersebut memiliki lubang yang lebih dalam sehingga lebih berbahaya karena dapat mengakibatkan kegagalan secara tiba-tiba/tidak diketahui sebelumnya.

