

## Pengaruh Masukan Panas terhadap Sifat Sambungan Las Baja Tahan Karat Martensitik

Husaini Ardy, Angga Fitrananta Pangestu

Program Studi Teknik Material  
Departemen Teknik Mesin  
Institut Teknologi Bandung  
E-mail : husaini@material.itb.ac.id

### Abstrak

*Baja tahan karat martensitik memiliki sifat-sifat unggulan yaitu kekuatan yang tinggi, ketahanan korosi yang bagus dalam lingkungan gas CO<sub>2</sub>, dan harganya paling murah dibandingkan dengan baja tahan karat lainnya. Masalah utama dalam pemakaian material ini sebagai flowline dalam industri minyak dan gas adalah sifat mampu las yang tidak bagus, yaitu terjadinya hot cracking pada waktu field welding.*

*Penelitian ini bertujuan untuk mengetahui pengaruh masukan panas terhadap kekuatan sambungan las baja tahan karat martensitik, yang dilas dengan metoda GTAW dan menggunakan logam pengisi baja tahan karat dupleks (duplex stainless steel) 2205 (UNS 31803). Pemakaian logam pengisi yang berbeda ini bertujuan untuk memperoleh kekuatan tarik sambungan yang tinggi tanpa harus melakukan proses Pre-Heat dan Post-Heat Treatment.*

*Penelitian yang dilakukan mencakup uji kekuatan sambungan, fraktografi patahan, pengukuran lebar HAZ, pengukuran distribusi kekerasan, dan pengukuran jumlah delta ferit, dan analisa struktur mikro fasa-fasa yang terbentuk di daerah sambungan.*

*Dari penelitian ini diketahui bahwa parameter pengelasan optimum adalah dengan masukan panas sebesar 2275 J/mm, yang dicapai dengan parameter las : arus = 130 A, tegangan = 15 V, dan kecepatan las 1.5 mm/detik; menghasilkan kekuatan tarik 700 MPa, yaitu sekitar 98% dari kekuatan tarik logam induk.*

*Keywords : Baja tahan karat martensitik, dupleks stainless steel, pengelasan, masukan panas, kekuatan tarik, kekerasan, lebar HAZ..*

### 1. Pendahuluan

Baja tahan karat martensitik AISI 410 merupakan kelompok baja tahan karat dengan ketahanan korosi paling rendah dibandingkan dengan kelompok baja tahan karat austenitik, karena kandungan khromiumnya paling rendah, yaitu sekitar 13%. Ditinjau dari sisi harga, maka baja tahan karat martensitik merupakan kelompok baja tahan karat yang paling murah. Karena itu, baja tahan karat martensitik ini dapat digunakan sebagai material alternatif pengganti baja karbon untuk mengatasi korosi akibat adanya gas CO<sub>2</sub> dan uap air dalam aliran gas. Dengan demikian, penggunaan inhibitor untuk mengatasi korosi dapat dihilangkan, sehingga mengurangi biaya pemeliharaan dan inspeksi. Penggunaan pertama pipa baja tahan karat martensitik adalah di proyek Arun Mobil Oil pada tahun 1981. Pipa yang dibuat dengan metoda *centrifugal casting* (*centricast*) tersebut digunakan untuk *gathering line*, dengan diameter 8 sampai 26", sepanjang 4,1 km. [Smith, 1999].

Untuk meningkatkan sifat mampu las material AISI 410, maka kadar karbon dikurangi dari 0,15% (max.) menjadi 0.03% (max.), sedangkan ketahanan korosi terhadap gas H<sub>2</sub>S ditingkatkan dengan penambahan Mo dan Ni. Material ini selanjutnya dikenal dengan nama Weldable 13%Cr, yang merupakan salah satu grup dari *corrosion resisistance alloys pipeline* (CRA). Contoh komposisi kimia dan sifat mekanik Weldable 13%Cr dapat dilihat dalam Tabel I.

**Table I. Komposisi Kimia dan Sifat Mekanik Weldable 13%Cr**

	C	Cr	Ni	Mo	Ti	YS (MPa)	TS (MPa)
<b>Standard 13Cr</b>	0.005 – 0.013	10.8 – 11.2	1.40 – 1.60	---	---	≥ 550	650 - 850
<b>13Cr-S</b>	≤ 0.03	11.5 – 13.5	4.5 – 6.5	1.5 – 3.0	0.01 – 0.50	≥ 663	≥ 828
<b>13Cr-M</b>	≤ 0.03	11.5 – 13.5	4.0 – 6.0	0.5 – 1.0	0.01 – 0.50	≥ 644	≥ 817

Masalah utama yang dihadapi dalam pemakaian material weldable 13%Cr adalah sifat mampu lasnya yang rendah, terutama pada waktu instalasi pipa (*tie-in*). Penyebab utamanya adalah penggetasan karena transformasi austenit menjadi martensite dan retak karena gas hidrogen. Gas hidrogen tersebut dapat berasal dari logam pengisi, gas pelindung, maupun base metal. Berbagai metoda pengelasan telah dikembangkan untuk menghasilkan daerah sambungan yang bebas retak. Pengelasan dengan metoda gas tungsten arc welding (GTAW) dan gas metal arc welding (GMAW) telah dikembangkan oleh Ogawa [Ogawa, 1999]. Penyambungan pipa (*girth welding*) dengan menggunakan logam pengisi baja tahan karat dupleks telah dikembangkan oleh Asahi [Asahi, 1999]. Dengan penggunaan logam pengisi dupleks stainless steel ini, maka akan diperoleh daerah sambungan dengan ketahanan korosi lebih tinggi, ketangguhan lebih tinggi, dan tidak diperlukan *Pre-Heating* ataupun *Post-Heating*. Kendala dalam proses pengelasan menyebabkan terbatasnya pemakaian weldable 13%Cr sebagai pipa penyalur gas. Sampai saat ini pipa-pipa yang dipakai umumnya dilas di bengkel, kemudian dibawa ke lapangan, sehingga panjang pipa yang dapat diinstalasi sangat terbatas.

Makalah ini akan menampilkan hasil penelitian pengaruh masukan panas terhadap sifat sambungan las pipa 13%Cr, dengan menggunakan metoda pengelasan GTAW dan logam pengisi baja tahan karat dupleks. Penggunaan logam pengisi baja tahan karat dupleks bertujuan untuk memperoleh sambungan dengan kekuatan tinggi dan tidak memerlukan *pre-heating* dan *post-heating*. Sifat mekanik yang diamati adalah kekuatan tarik sambungan, dan kekerasan. Lebar daerah *heat affected zone* yang terjadi juga diamati untuk melihat pengaruh masukan panas terhadap lebar daerah tersebut. Fasa-fasa yang terjadi didaerah lasan diamati dengan bantuan tiga jenis etsan, yaitu etsan NaOH, etsan Vilela, dan etsan Murakami.

## 2. Metodologi, Hasil dan Pembahasan

Pipa yang digunakan sebagai spesimen uji adalah pipa casing API 5CT-13Cr-L-80, diameter 4", dan tebal 5 mm. Logam pengisi yang digunakan adalah baja tahan karat dupleks 2205 (22% Cr). Komposisi kimia pipa uji dan logam pengisi dapat dilihat dalam Tabel II.

**Tabel II. Komposisi Kimia Pipa Uji dan Logam Pengisi (% berat)**

	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Cu
<b>Pipa Uji</b>	0,179	0,383	0,004	0,014	0,532	0,033	13,046	---
<b>Logam Pengisi</b>	0,029	0,355	0,007	0,031	0,453	6,781	24,602	3,713

Variasi heat input dicapai dengan cara memvariasikan arus pengelasan. Arus yang digunakan pada pengelasan ini adalah 60A, 80A, 100A, 130A, 160A, 190A; tegangan 15 – 25V, polaritas searah, dan *interpass temperature* < 150°C. Gas pelindung yang digunakan adalah argon 99.99% (*welding grade*). Kecepatan pengelasan direncanakan tetap yaitu 90 s/d 120 mm/min. Pada prakteknya sangat sulit untuk menjaga kecepatan konstan, terutama pada saat arus pengelasannya besar. Arus pengelasan yang besar menyebabkan daerah yang terlelehkan besar, sehingga *welder* harus mengelas dengan kecepatan yang lebih tinggi.

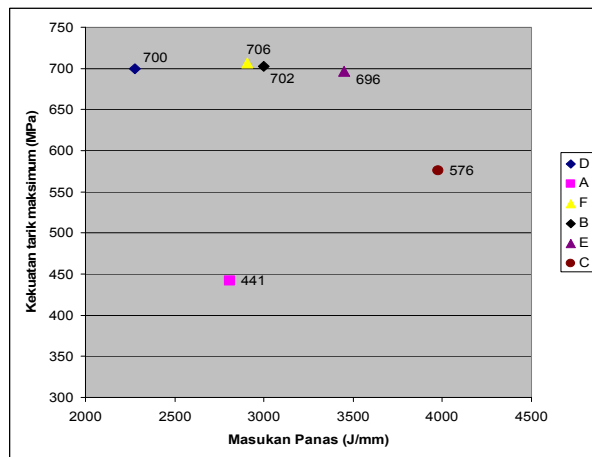
Pengujian tarik dilakukan berdasarkan standar AWS D1.1 dan ASTM E-8M. Dimana standar AWS digunakan untuk spesimen hasil pengelasan dan standar ASTM untuk logam induk. Tabel III menunjukkan kode spesimen dan parameter pengelasan yang digunakan.

**Tabel III. Spesimen Uji dan Parameter Las**

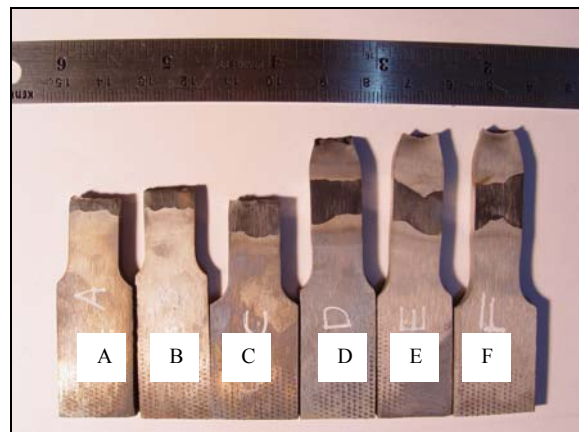
	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>	<b>D</b>	<b>E</b>	<b>F</b>
<b>Arus, ( A )</b>	60	80	100	130	160	190
<b>Masukan Panas, (J/mm)</b>	2800	3000	4000	2300	3500	2900

Gambar 1 menunjukkan pengaruh masukan panas terhadap kekuatan tarik sambungan las, sedangkan Gambar 2 adalah spesimen hasil uji tarik.

Tiga spesimen (A, B, dan C) patah pada daerah sambungan, sedangkan tiga spesimen lainnya (D, E, dan F) patah pada logam induk. Analisa fraktografi patahan dengan menggunakan mikroskop stereo menunjukkan bahwa spesimen A patah pada daerah sambungan karena tidak sempurnanya penetrasi logam pengisi (Gambar 3), sedangkan spesimen B dan C patah karena banyaknya porositas pada daerah las.



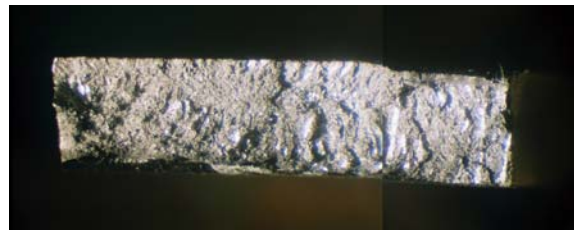
Gambar 1. Pengaruh masukan panas terhadap kekuatan tarik sambungan



Gambar 2. Spesimen las setelah diuji tarik



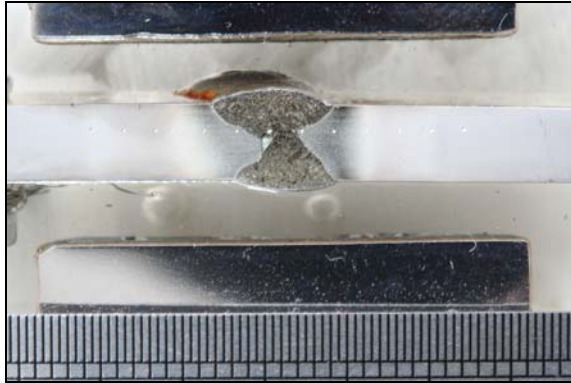
Gambar 3. Fraktografi patahan spesimen A. 5X



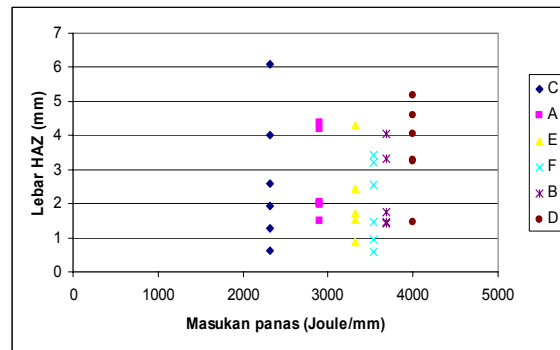
Gambar 4. Fraktografi patahan spesimen B. 5X

Lebar daerah HAZ pada setiap spesimen uji diukur dengan menggunakan mikrometer, sebelumnya spesimen di-etsa makro dengan menggunakan larutan HCl 30%. Pengukuran lebar daerah HAZ dilakukan enam kali, yaitu 2 kali di daerah minimum, dan empat kali di daerah maksimum. Gambar 5 menunjukkan daerah HAZ untuk spesimen A, sedangkan Gambar 6 menunjukkan pengaruh masukan panas terhadap lebar daerah HAZ. Secara teoritik, peningkatan masukan panas pengelasan akan

meningkatkan lebar daerah HAZ. Hasil yang diperoleh tidak menunjukkan kecenderungan tersebut, karena setiap peningkatan masukan panas tidak diikuti dengan pelebaran daerah HAZ. Anomali ini disebabkan oleh pengelasan yang dilakukan secara manual sehingga menghasilkan daerah fusi yang tidak konsisten, dan berbeda antara satu spesimen dengan spesimen lainnya.



Gambar 5. Lebar daerah HAZ pada spesimen A

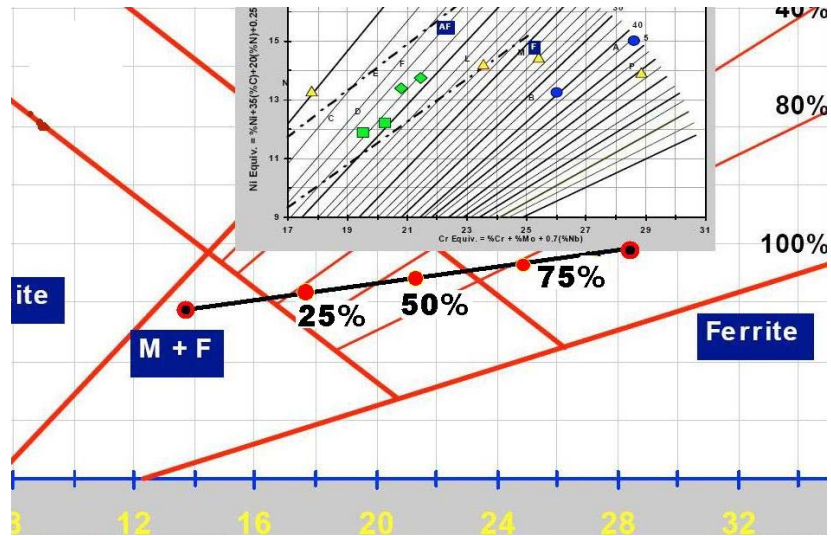


Gambar 6. Pengaruh masukan panas terhadap lebar HAZ

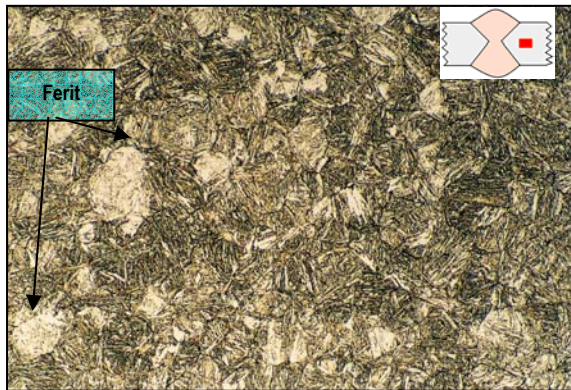
Identifikasi fasa di daerah lasan, HAZ, dan logam induk dilakukan dengan teknik metalografi warna. Karena terdapat dua jenis material, yaitu baja tahan karat dupleks dan baja tahan karat martensitik, maka digunakan tiga jenis etsan untuk mengamati fasa-fasa yang terbentuk. Tiga jenis etsan yang digunakan adalah etsan Vilella, Etsan NaOH, dan etsan Murakami. Etsan Vilella (1gr picric acid, 5ml HCL, dan 100mL alkohol) pada temperatur kamar digunakan untuk mengamati struktur martensitik logam induk, etsan NaOH (20 gr NaOH dengan 80mL air) digunakan secara elektrolitik pada temperatur kamar untuk mengamati fasa austenit dan fasa delta ferit pada daerah las. Etsan Murakami (10gr  $K_3Fe(CN)_6$ , 10gr NaOH dan 100gr air) digunakan pada temperatur 80 sampai 100 °C untuk mengamati fasa-fasa austenit, delta ferit, dan sigma di daerah lasan. Prediksi fasa-fasa yang terbentuk di daerah lasan dapat dilakukan dengan menggunakan diagram Schaeffler-WRC 1992 [Kotecki, 2003] seperti pada Gambar 7. Untuk logam induk  $Cr_{eq} = 13,5$   $Ni_{eq} = 5,7$  sedang untuk logam pengisi  $Cr_{eq} = 28,3$   $Ni_{eq} = 7,8$ . Terlihat garis pada gambar yang menghubungkan kedua komposisi tersebut. Fasa yang mungkin terjadi pada daerah lasan adalah fasa martensitik dan ferit, fasa austenit + martensitik + ferit, serta fasa austenit + ferit. Sesuai daerah yang dilewati oleh garis tersebut.

Perhitungan  $Ni_{eq}$  untuk filler metal kurang teliti, karena komposisi nitrogen tidak diketahui, sehingga  $Ni_{eq}$ nya lebih rendah. Terlihat bahwa titik logam pengisi tidak masuk ke daerah diagram WRC 1992. Padahal diagram tersebut salah satunya digunakan untuk baja tahan karat feritik-austenitik (dupleks). Komposisi pada daerah lasan berada diantara titik komposisi logam induk dan logam pengisi, terutama pada garis yang menghubungkan mereka. Posisi yang sesungguhnya bergantung dari dilusi (pencampuran komposisi logam induk ke logam las). Jika logam pengisi lebih banyak yang larut, maka komposisi lasan akan lebih dekat ke titik logam pengisi, begitu juga sebaliknya. Seperti terlihat pada titik dilusi logam pengisi 75%, 50% dan 25%.

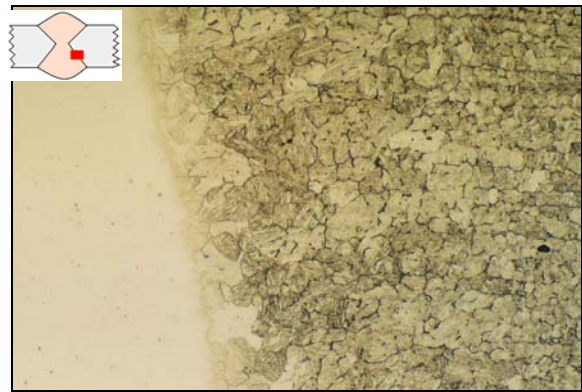




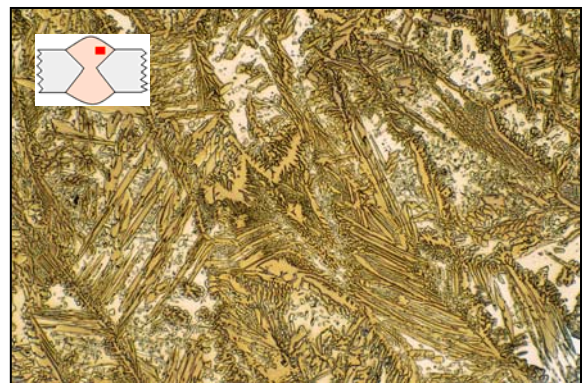
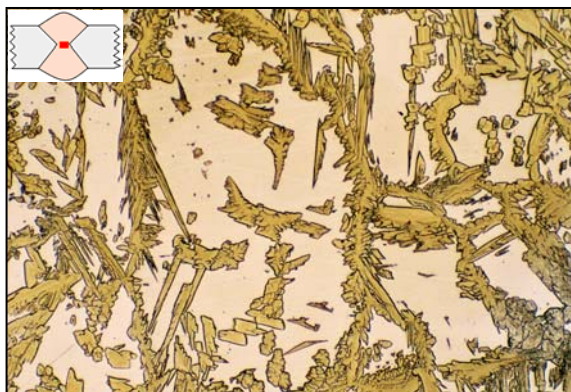
Gambar 7. Prediksi fasa-fasa yang terbentuk di logam las.



Gambar 8. Struktur mikro HAZ specimen B.  
120X



Gambar 9. Struktur mikro HAZ spesimen F.  
120X



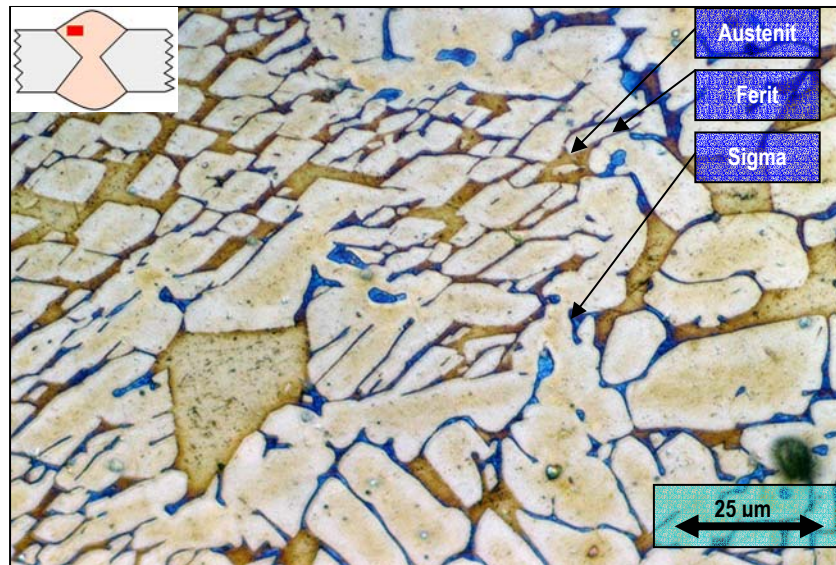
Gambar 10. Struktur mikro lasan spesimen A pada dua lokasi yang berbeda. 240X

Gambar 8 menunjukkan struktur mikro HAZ spesimen B dekat daerah logam induk. Struktur mikro terdiri dari ferit dan martensit. Gambar 9 adalah struktur mikro HAZ spesimen F dekat daerah fusion line. Struktur mikro terdiri dari ferit, karbida di batas butir, dan garis delta ferit stringer. Garis ini disebabkan oleh pemanasan kembali ke daerah yang mengandung  $\alpha$  dan  $\delta$ . Dan munculnya  $\delta$  ferit

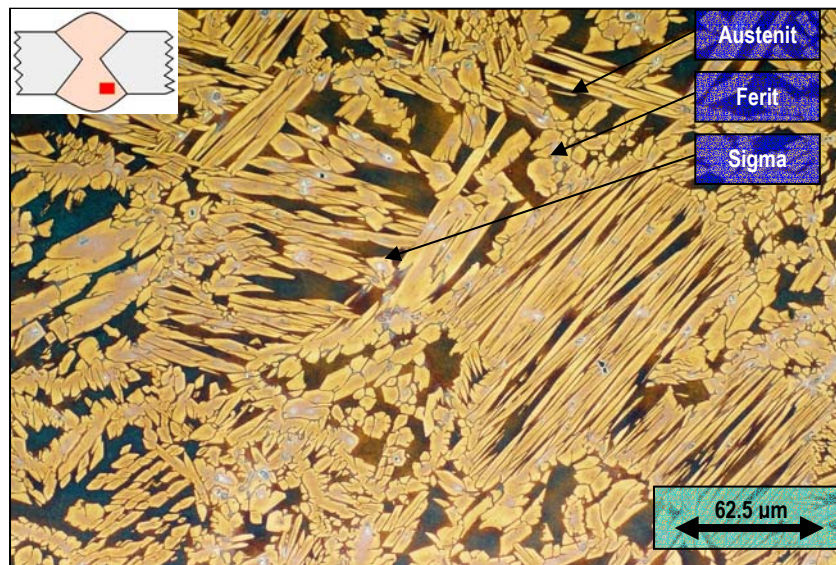


*stringer* ini searah dengan arah perpindahan panas. Bandingkan  $\delta$  ferit *stringer* daerah yang dekat dengan daerah fusi dengan daerah yang jauh dari fusi.  $\delta$  ferit *stringer* yang dekat dengan daerah fusi arahnya miring terhadap sumbu horizontal.

Gambar 10 menunjukkan struktur mikro logam las spesimen A pada dua lokasi yang berbeda. Struktur mikro ini merupakan hasil dari penggunaan etsan NaOH untuk menampilkan fasa austenit dan fasa ferit. Jumlah fasa austenit semakin berkurang dengan semakin cepatnya laju pendinginan. Sedangkan untuk laju pendinginan yang sama, paduan yang memiliki unsur pembentuk austenit yang lebih banyak, seperti nikel dan nitrogen, akan menghasilkan fraksi austenit yang lebih banyak.



a



b

Gambar 11. Struktur mikro spesimen B dan D setelah dietsa dengan etsan Murakami.

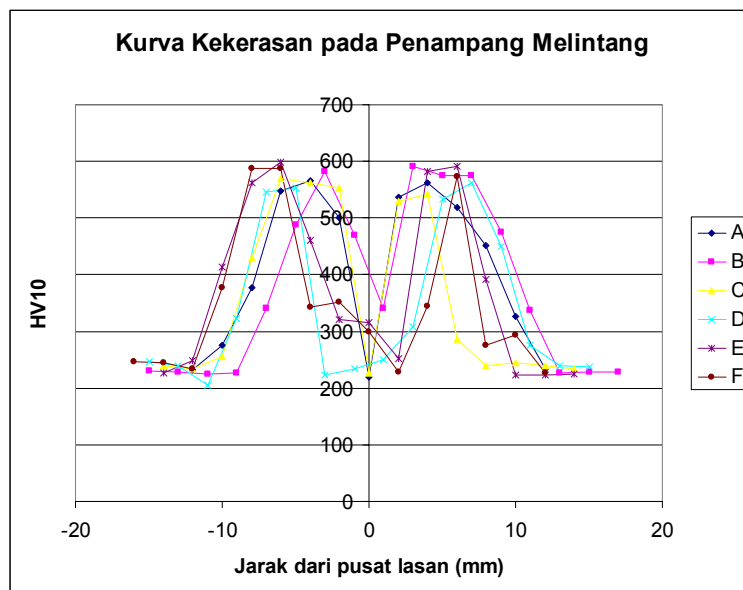
Presipitasi fasa sigma terjadi pada rentang temperatur 600 sampai 900 °C. Keberadaan fasa sigma tidak menguntungkan, karena bersifat keras, getas, dan tidak tahan korosi; dengan demikian akan

menurunkan ketangguhan [Nassau, 2003] dan ketahanan korosi sambungan [Mujahid, 2006]. Dilihat dari komposisi paduan, maka fasa sigma akan terbentuk jika *ratio factor*-nya di atas 1,7 [Peckner, 1977]. *Ratio factor* logam induk adalah 3.56, sedangkan *ratio factor* untuk dilusi 75%, 50%, dan 25% adalah 4,07; 5,1; dan 7,64. Dengan demikian, fasa sigma selalu terbentuk di daerah lasan pada semua nilai dilusi.

Hasil ini dikonfirmasi dengan struktur mikro yang dietsa dengan menggunakan etsan Murakami sehingga dapat menunjukkan keberadaan fasa sigma, fasa ferit dan fasa austenit. Gambar 11 menunjukkan gambar struktur mikro spesimen B dan D.

Penggunaan masukan panas yang besar pada penelitian ini juga menyebabkan presipitasi fasa sigma. Masukan panas yang besar menyebabkan laju pendinginan yang lambat, sehingga memperbesar kemungkinan pembentukan fasa sigma. Hasil ini menunjukkan bahwa pemasukan panas yang besar tidak hanya menguntungkan, tetapi juga merugikan. Disatu sisi masukan panas yang besar dapat menambah jumlah fasa austenit (meningkatkan ketangguhan), di sisi lain akan memperbesar kemungkinan pembentukan fasa sigma (menurunkan ketangguhan dan ketahanan korosi).

Uji keras mikro dilakukan dengan menggunakan alat uji keras mikro Zwick. Uji keras dilakukan untuk mencari distribusi kekerasan melintang sepanjang lasan, HAZ, dan logam induk. Beban yang digunakan sebesar 10kg. Penggunaan beban yang besar ini adalah untuk menghindari pengaruh fasa dari daerah yang diuji. Daerah lasan memiliki butir yang besar, jika menggunakan beban yang kecil, indentasinya akan kecil, sehingga tidak akurat. Jika menggunakan beban yang besar, maka indentasinya besar sehingga uji keras yang dilakukan akan merata-ratakan kekerasan fasa-fasa di daerah uji. Gambar 12 menunjukkan kurva kekerasan dari spesimen-spesimen uji.



Gambar 12. Distribusi kekerasan spesimen uji.

Gambar 12 menunjukkan bahwa kekerasan daerah HAZ mencapai 600 HV<sub>10</sub>, karena terjadinya pembentukan karbida di daerah HAZ. Dari diagram fasa Fe-C untuk Cr = 13% dapat dilihat bahwa pemanasan di atas 600 °C akan menghasilkan fasa ferit, austenit, dan karbida (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>). Karbida ini terbentuk pada batas butir, karena kadar karbon yang tinggi.

Kekerasan yang tinggi di daerah HAZ inilah yang mendorong pengembangan material *supermartensitic stainless steel*, yaitu dengan mengurangi kadar karbon sampai 0,007%. Dengan pengurangan kadar karbon menjadi 0.015% maka kekerasan HAZ dapat diturunkan menjadi 350 HV<sub>10</sub>, sedangkan dengan kadar karbon 0.007% maka kekerasan HAZ menjadi 325 HV<sub>10</sub> [Hashizume, 2003]. Walaupun kekerasan daerah HAZ sudah dapat diturunkan menjadi 325 HV<sub>10</sub>, pipa ini tidak dapat digunakan dalam lingkungan yang mengandung H<sub>2</sub>S tinggi (*sour corrosion*), karena persyaratan nilai kekerasannya adalah 220 HV<sub>10</sub> [NACE, 1996].

### 3. Kesimpulan

1. Pengelasan baja tahan karat martensitik dengan masukan panas sampai 3300 J/mm masih menghasilkan kekuatan tarik yang tinggi.
2. Parameter pengelasan optimum dengan logam pengisi baja tahan karat dupleks adalah : arus = 30 A, tegangan = 15 V, dan kecepatan pengelasan 1,5 mm/detik; menghasilkan kekuatan sambungan 700 MPa (98% dari kekuatan tarik logam induk).
3. Struktur mikro yang dihasilkan bergantung kepada masukan panas dan dilusi logam pengisi. Fasa sigma ditemukan pada semua nilai masukan panas dan dilusi.
4. Kekerasan daerah HAZ adalah sekitar 600 HV<sub>10</sub> akibat tingginya kadar karbon yang membentuk karbida chrom.

### Daftar Pustaka

1. Smith, L., Celant, M., *Martensitic Stainless Steel Flowlines-Do They Pay?*, Supermartensitic Stainless Steel Conference 1999, Brussel, 1999.
2. Ogawa, K. et.al., *Weldability of Super 13Cr Martensitic Stainless Steel- Development of Super 13Cr Martensitic Stainless Steel for Line Pipe (2)*, Super Martensitic Stainless Steels '99, Brussels, Belgium, 1999.
3. Asahi, H., et.al., *Corrosion and Mechanical Properties of Weldable Martensitic Stainless Line Pipes*, Super Martensitic Stainless Steels '99, Brussels, Belgium, 1999.
4. Kotecki, D., *Ferrite in Weld Metal*, Lincoln Electric Company, 2003.
5. Nassau, L. V., Meelker, H., Hilkes, J., *Welding of Duplex and Auper-Duplex Stainless Steel*, Nickel Development Institute, 1990.
6. Mujahid, J., *Pengaruh Fasa Sigma terhadap Ketahanan Korosi Material Baja Tahan Karat Super Dupleks*, Tugas Akhir Sarjana, Program Studi Teknik Material ITB, 2006.
7. Hashizume, S., *Evaluation of Superduplex GMA Welds in Supermartensitic Pipe*, Stainless Steel Word Conference 2003, Maastricht-The Netherlands, 2003.
8. NACE, *Material Requirements MR0175-2003 : Metals in Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking Resistance in Sour Oilfield Environment*.