



Analisis pengaruh konsentrasi kromium (Cr) dalam elektroda terhadap difusi karbon (C) pada *interface* lasan material ASTM A213 T22 dengan metode pengujian metalografi dan kekerasan

Analysis of the effect of chromium concentration (Cr) in welding electrodes on carbon diffusion (C) at weld interface of ASTM A213 T22 material using metallographic and hardness testing methods

C. Ruskandi*, W. Purwadi, M. Oki

Jurusan Teknik Pengecoran Logam, Politeknik Manufaktur Bandung, Jl. Kanayakan no.21, Dago, Bandung, 40135, Indonesia. HP. 08122325342

*E-mail: cecep@polman-bandung.ac.id

ARTICLE INFO

ABSTRACT

Article History:

Received 27 February 2019

Accepted 23 April 2019

Available online 1 July 2019

Keywords:

Post weld heattreatment

Uphill diffusion

Electrode

Cr concentration

Carbon diffusion

A crack occurred in joining superheater pipes made of ASTM A213T22 and ASTM A213T91 metals by welding. This crack located at the interface between parent metal and weld seam. There was the difference in Cr concentration between metal and electrodes which can caused carbon diffusion. According to Nemoto's research, this carbon diffusion could occur because the Cr concentration in ASTM A213T22 metal is lower than Cr concentration in the electrode. The diffusion of carbon can reduce the mechanical properties of the parent metal and causing the formation of type IV weld crack. This study aims to analyze the effect of Cr concentration in electrodes on the carbon diffusion on the ASTM A213T22 parent metal interface. The metals are welded using the AWS A5.5 standard electrodes B9, B6, B3 and B1 with the difference in Cr content and then followed by post weld heattreatment at a temperature of 750°C for 5 hours. Metallographic and hardness test results showed that the electrode B9 and B6 which have a greater Cr content than the parent metal caused carbon diffusion and the precipitation of carbide after heattreatment. Whereas electrodes B3 and B1 which have a lower Cr concentration than the parent metal did not cause carbon diffusion. The result proved that the diffusion of carbon on the weld of ASTM A213T22 metal occurred on an uphill basis, namely carbon diffuses from a lower Cr concentration to a higher Cr concentration metals due to changes in carbon chemical potential gradients.



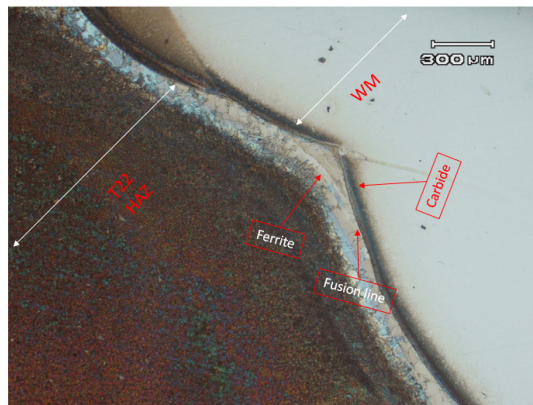
1. PENDAHULUAN

Sebuah pipa *superheater* adalah jenis pipa *boiler* pada PLTU yang berfungsi untuk memanaskan kembali uap basah pada temperatur 400-600°C untuk menghasilkan uap kering yang memiliki tekanan lebih tinggi sehingga dapat digunakan untuk memutar turbin. Pada perakitan atau pemasangannya di PLTU pipa *superheater* disambung melalui cara pengelasan dengan material sejenis atau bahkan tidak sejenis yang disebut juga *dissimilar metal weld* (DMW) dengan tujuan untuk menurunkan biaya produksi, Clark (2015).

Spesifikasi teknik suatu pipa *superheater* harus memiliki ketahanan *creep* dan efisiensi termal yang baik, dapat dioperasikan pada beban menengah dan maksimum, tahan terhadap retakan, memiliki ketahanan terhadap oksidasi serta mempunyai sifat pengelasan dan permesinan yang baik, Abe (2016).

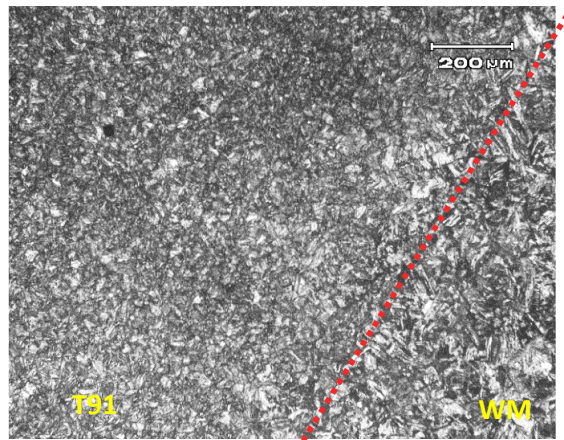
Jenis standar material yang umumnya digunakan untuk pipa *superheater* adalah baja ASTM A213, ASTM Standard (2015). Dengan alasan untuk efisiensi biaya produksi, jenis material yang dilas pada standar material tersebut dapat berupa kombinasi jenis material dengan *grade* berbeda. Beberapa kombinasi tersebut adalah material baja ferritik-ferritik dengan komposisi paduan berbeda atau bahkan baja ferritik-austenitik.

Pada pengelasan material baja ASTM A213T22 dengan ASTM A213T91 (jenis ferritik-ferritik) mengalami permasalahan yaitu terjadi perbedaan kekerasan yang cukup signifikan khususnya pada daerah logam induk baja ASTM A213T22 dengan daerah antarmuka *weld metal* (WM) sebesar 250 HV. Sedangkan pada logam induk baja ASTM A213T91 dengan WM tidak mengalami perbedaan kekerasan yang signifikan.



Gambar 1. Struktur mikro HAZ ASTM A213 T22-WM (9 Cr-1 Mo)

Gambar 1 menunjukkan presipitat karbida yang terbentuk pada daerah antarmuka atau *interface* lasan baja ASTM A213T22 dengan daerah lasan atau *Weld Metal* (WM) sehingga menyebabkan terjadi perbedaan kekerasan. Perbedaan kekerasan sebesar itu merupakan *mechanical properties mismatch* yang dapat berpengaruh besar terhadap terjadinya retakan dan perilaku deformasi plastis serta ketahanan patah bahan pada daerah tersebut, 0. Sedangkan pada logam induk baja ASTM A213T91 tidak ditemukan presipitat karbida yang terbentuk seperti terlihat pada gambar 2.



Gambar 2. Struktur mikro HAZ ASTM A213 T91-WM (9 Cr-1 Mo)

Pengujian komposisi dengan menggunakan alat uji *optical emission spectrometry* (OES) menunjukkan perbedaan konsentrasi Cr pada material baja ASTM A213T22 sebesar 2,27% dan pada WM (9 Cr-1 Mo) sebesar 8,81%, sedangkan pada material baja ASTM A213T91 sebesar 8,17%. Menurut Wu dkk (2015), Huang 0 perbedaan konsentrasi Cr antara WM dan logam induk dapat menimbulkan perbedaan potensial kimia unsur karbon sehingga terjadi migrasi atau difusi karbon. Selain itu juga difusi karbon dari HAZ logam induk baja ASTM A213T22 mengakibatkan daerah WM memiliki karbon jenuh yang berlebih sehingga membentuk presipitasi karbida.

Difusi karbon dari HAZ logam induk baja ASTM A213T22 adalah faktor yang dapat mempengaruhi terbentuknya retakan pada daerah HAZ tersebut. Seiring berjalannya waktu sifat mekanis akan berubah akibat difusi karbon. Difusi karbon menyebabkan penurunan kekuatan pada material baja ASTM A213T22 khususnya pada daerah HAZ yang berdekatan dengan *interface* lasan dan peningkatan kekerasan pada WM.

Goyal (2011), Francis (2006) dalam penelitiannya menyatakan bahwa karbon yang berdifusi dari logam induk menyebabkan penurunan kekuatan di daerah HAZ logam induk sehingga dapat berakibat pada pembentukan retakan tipe IV di daerah tersebut. Difusi karbon dari logam induk menuju WM dapat terjadi akibat penggunaan pipa pada temperatur tinggi.

Difusi karbon yang terjadi selama penggunaan pipa pada temperatur tinggi mengubah struktur mikro HAZ logam induk yaitu perbesaran butiran HAZ dan presipitasi karbida pada daerah *interface* WM. Perbesaran butiran HAZ logam induk menstimulasi nukleasi rongga-rongga pada batas butir yang saling terisolasi. Dalam waktu yang cukup lama rongga tersebut akan berorientasi pada arah yang sama sehingga selanjutnya akan saling bergabung dan membentuk retakan mikro, Francis (2006).

Beberapa penelitian yang berkaitan dengan difusi karbon dari daerah HAZ telah dilakukan. Darken0 (1948) melakukan pengelasan dengan memvariasikan konsentrasi Si (silikon) antara logam induk dan WM. Konsentrasi Si pada WM lebih besar dari logam induk sehingga mengakibatkan migrasi unsur C ke daerah *interface* lasan setelah mengalami perlakuan panas atau *heat treatment* (HT) selama 14 hari pada temperatur 1050°C. Cao dan Du (2018) melakukan pengelasan pada dua jenis logam yang memiliki konsentrasi unsur Cr berbeda yaitu 2205DSS mengandung 22,57 %Cr dengan Q235 yang tidak mengandung unsur Cr. Kandungan unsur C pada Q235 lebih besar dari pada 2205DSS. Setelah dilakukan proses PWHT ternyata ditemukan migrasi unsur C dari logam induk Q235 menuju daerah kumpuh las WM yang memiliki kandungan Cr lebih tinggi dari logam Q235. Hasil pengujian pada sampel pengelasan tersebut menunjukkan bahwa difusi karbon dipengaruhi oleh perbedaan konsentrasi Cr antara logam induk dan WM, Cao dan Du (2018).

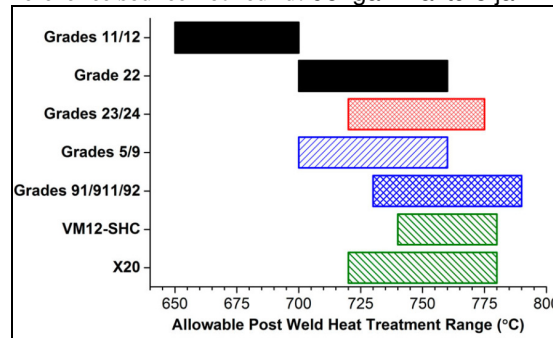
Perbedaan konsentrasi Cr mengakibatkan adanya difusi karbon dan mengubah struktur mikro sehingga berpengaruh terhadap perbedaan kekerasan pada daerah *interface* lasan logam induk T22 dengan WM karena konsentrasi Cr pada WM lebih besar dari logam induk. Perbedaan kekerasan yang cukup signifikan adalah akibat dari pembentukan struktur ferrite pada HAZ logam induk yang bersifat lunak dan presipitasi karbida pada WM yang bersifat keras. Perbedaan kekerasan mengindikasikan perbedaan sifat mekanis (*mechanical properties mismatch*) sehingga dapat mengakibatkan terjadi retakan dan menurunkan ketahanan material ini.

Hasil penelitian Cao dan Du (2018), Darken (1948) menunjukkan bahwa difusi karbon yang terjadi pada logam induk adalah karena perbedaan konsentrasi paduan selain karbon yaitu Si dan Cr. Penelitian ini membahas pengelasan antara material ASTM A213T22 dengan ASTM A213T91 yang memiliki konsentrasi unsur Cr berbeda dilas menggunakan empat jenis elektroda standar AWS 5.5 yang berbeda dalam hal kandungan unsur Cr yaitu elektroda E9015-B9, E9015-B3, E8016-B1 dan E8015-B3. Sedangkan logam induk ASTM A213T22 memiliki konsentrasi Cr lebih rendah dari WM. Penelitian ini bertujuan untuk mengetahui pengaruh variasi konsentrasi Cr pada WM akibat penggunaan elektroda yang berbeda terhadap difusi karbon yang terjadi pada logam induk dan juga menganalisis proses terjadinya difusi karbon tersebut. Manfaat dari penelitian ini adalah untuk merekomendasikan jenis elektroda yang cocok untuk pengelasan material logam induk ASTM A213T22 dengan ASTM A213T91 sehingga terhindar dari masalah retak akibat adanya *mechanical properties mismatch*.

2. METODE PENELITIAN

Eksperimen yang dilakukan pada penelitian ini adalah dengan menentukan variable bebas dan variable tetap. Variable tetap yang dipilih adalah jenis logam induk (BM) standar ASTM A213T22, jenis pengelasan, polaritas pengelasan, arus pengelasan, temperatur serta waktu *heat treatment*. Sedangkan variable bebas yang dipilih adalah jenis elektroda dengan variasi konsentrasi Cr yang berbeda.

Logam induk yang digunakan merupakan tipe pipa *elbow* 90° berdiameter 2 inch dan tebal 8 mm sesuai standar material ASTM A213T22. Jenis pengelasan busur listrik atau *shield metal arc welding* (SMAW) dengan tipe mesin *saf-fro arc welding flex 4000 cel*. Pemilihan arus dan polaritas berdasarkan panjang elektroda dan diameter elektroda (OD: 3,2, P: 300 mm) ampere (A) 115 amps dan polaritas positif (DC+), Bohler welding (2014). Pemilihan temperatur *post welding heat treatment* (PWHT) berdasarkan **Error! Reference source not found.** dengan waktu 5 jam.



Gambar 3. Range temperatur PWHT material Cr ferritik, Mayr dkk. (2018)

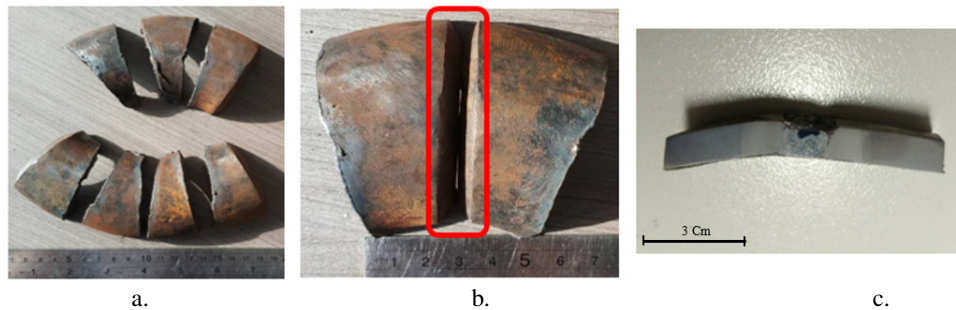
Varibel bebas adalah jenis elektroda sesuai standar AWS A5.5 yang dibedakan berdasarkan kandungan unsur Cr dalam elektroda tersebut. Elektroda tersebut merupakan jenis elektroda yang khusus digunakan untuk pengelasan pipa bertekanan. Jenis elektroda yang digunakan dalam penelitian ini dapat dilihat pada Tabel 1. Elektroda yang digunakan memiliki diameter 3,2 mm dengan panjang 300 mm.

Tabel 1. Standar unsur elektroda AWS A5.5, *Comitte on Filler Metals and Allied Materials AWS (2014)*

Unsur	Standar elektroda			
	AWS A5.5 E9015-B9	AWS A5.5 E9015-B3	AWS A5.5 E8016-B1	AWS A5.5 E8015-B6
C%	0,08 -0,13	0,07 max	0,05 -0,12	0,05 -0,12
Mn%	1,2 max	0,7 max	0,9	1 max
P%	0,010 max	<0,012	0,03 max	0,03 max
S%	0,010 max	<0,010	0,03 max	0,03 max
Si%	0,3 max	0,25 max	0,6 max	0,9 max
Cr%	8,00 -10,50	2,20 max	0,40 -0,65	4,00 -6,00
Mo%	0,85 -1,20	0,9 max	0,40 -0,65	0,40 -0,65
V%	-	-	-	-
N%	-	-	-	-

Ni%	0,8 max	-	-	-
Al%	0,04 max	-	-	-

Proses pengelasan diawali dengan memotong pipa *elbow* ASTM A213T22 menjadi beberapa bagian seperti tampak pada gambar 4a. Setelah pipa tersebut dipotong menjadi beberapa bagian dilakukan pengelasan dengan jenis elektroda berbeda-beda ditunjukkan pada Gambar 4b dan 4c. Identifikasi atau penamaan sampel uji berdasarkan Tabel 2. Setelah dilakukan pemotongan hasil pengelasan sampel tersebut kemudian mengalami proses perlakuan panas PWHT. Beberapa pengujian dilakukan terhadap sampel hasil pengelasan, kemudian hasilnya dibandingkan antara sampel hasil pengelasan (*as-weld*) terhadap sampel setelah PWHT.



Gambar 4. Proses pengelasan dan persiapan sampel uji. a. sampel pipa yang dipotong menjadi beberapa bagian, b. dua potongan pipa yang siap dilas, c. potongan sampel hasil pengelasan yang siap untuk diuji

Pengujian yang dilakukan pada eksperimen ini meliputi pengujian komposisi, metalografi dan pengujian kekerasan. Pengujian komposisi dilakukan dengan menggunakan mesin *Optical Emission Spectrometry* (OES). Pengujian komposisi ini meliputi pengujian komposisi pada logam induk (pipa *elbow* ASTM A213T22) dan komposisi elektroda. Pengujian metalografi menggunakan mikroskop optik dan *Scanning Electron Microscopy* (SEM) dengan etsa yang digunakan adalah nital 20%. Pengamatan metalografi yang dilakukan meliputi pengamatan pada logam induk, sampel *as-weld* dan sampel setelah PWHT. Pengujian kekerasan menggunakan alat uji *micro vickers hardness tester*. Pengujian kekerasan meliputi pengujian kekerasan butiran logam induk dan distribusi kekerasan sampel *as-weld* serta setelah PWHT.

Tabel 2. Penamaan sampel uji

No	BM	Elektroda	Nama Sampel
1	ASTM A213 T22	AWS A5.5 E9015 B9	B9
2	ASTM A213 T22	AWS A5.5 E8015 B6	B6
3	ASTM A213 T22	AWS A5.5 E9015 B3	B3
4	ASTM A213 T22	AWS A5.5 E8015 B1	B1

Selain pengujian yang telah disebutkan di atas dilakukan juga pengujian *Energy Dispersive Spectroscopy* atau EDS. Pengujian EDS tersebut dilakukan untuk mengidentifikasi komposisi karbida yang terbentuk pada daerah *interface* lasan.

3. HASIL DAN PEMBAHASAN

3.1 Pengujian komposisi BM dan elektroda

Tabel 3 memperlihatkan hasil pengujian komposisi dengan menggunakan mesin OES, hasil pengujian menunjukkan bahwa seluruh material sesuai dengan standar AWS dan ASTM A213.

Berdasarkan hasil pengujian tersebut elektroda B3 memiliki komposisi yang mendekati dengan BM. Elektroda B9 dan B6 memiliki konsentrasi Cr yang lebih dari BM, sedangkan elektroda B1 memiliki konsentrasi Cr lebih rendah. Apabila dilihat dari pengujian komposisi maka elektroda B3 merupakan material elektroda yang cocok dengan material ASTM A213T22.

Tabel 3. Hasil Pengujian komposisi BM dan Elektroda

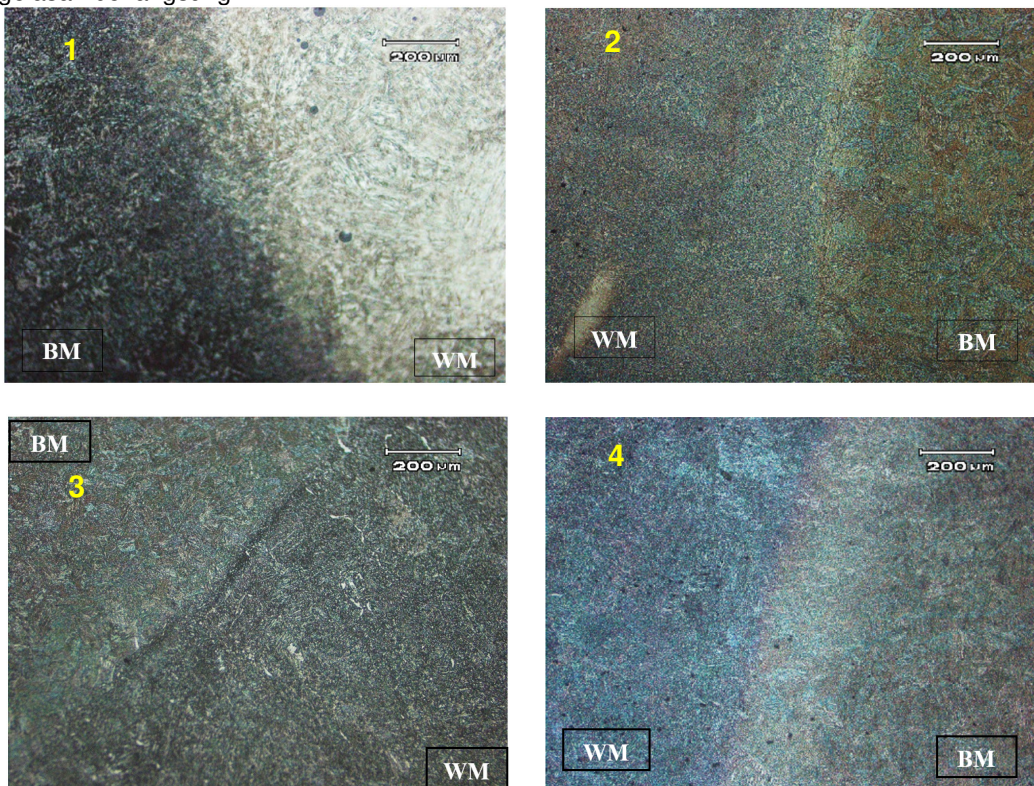
Unsur	Standar elektroda				BM ASTM A213 T22
	AWS A5.5	AWS A5.5	AWS A5.5	AWS A5.5	

	E9015-B9	E9015-B3	E8016-B1	E8015-B6	
C%	0,11	0,12	0,09	0,10	0,11
Mn%	1,00	0,77	0,78	0,79	0,41
P%	0,003	0,001	0,002	0,003	0,02
S%	0,003	0,001	0,003	0,003	0,01
Si%	0,23	0,95	0,1	0,58	0,33
Cr%	9,00	2,20	0,56	5,87	2,05
Mo%	1,00	0,98	0,60	0,55	1,01
V%	0,002	0,003	-	0,01	0,00
Ni%	0,5	-	-	-	0,06
Al%	0,001	-	-	-	

3.2 Pengujian metalografi sampel *as-weld*

Gambar 5 menunjukkan hasil pengujian metalografi pada daerah *interface* lasan sample *as-weld*. Etsa yang digunakan adalah nital 20% dengan waktu etsa 15 detik.

Hasil pengamatan metalografi pada gambar 5 menunjukkan tidak ditemukan jejak difusi karbon yang terjadi seperti halnya pada Gambar 1. Pada hasil pengelasan dengan menggunakan keempat jenis elektroda tersebut tidak ditemukan daerah ferrite ataupun presipitat karbida yang terbentuk. Berdasarkan pengamatan ini dapat disimpulkan sementara bahwa difusi karbon tidak terjadi selama pengelasan berlangsung.



Gambar 5. Sampel *As-weld*. 1. Sampel B9, 2. Sampel B6, 3. Sampel B3, 4. Sampel B1

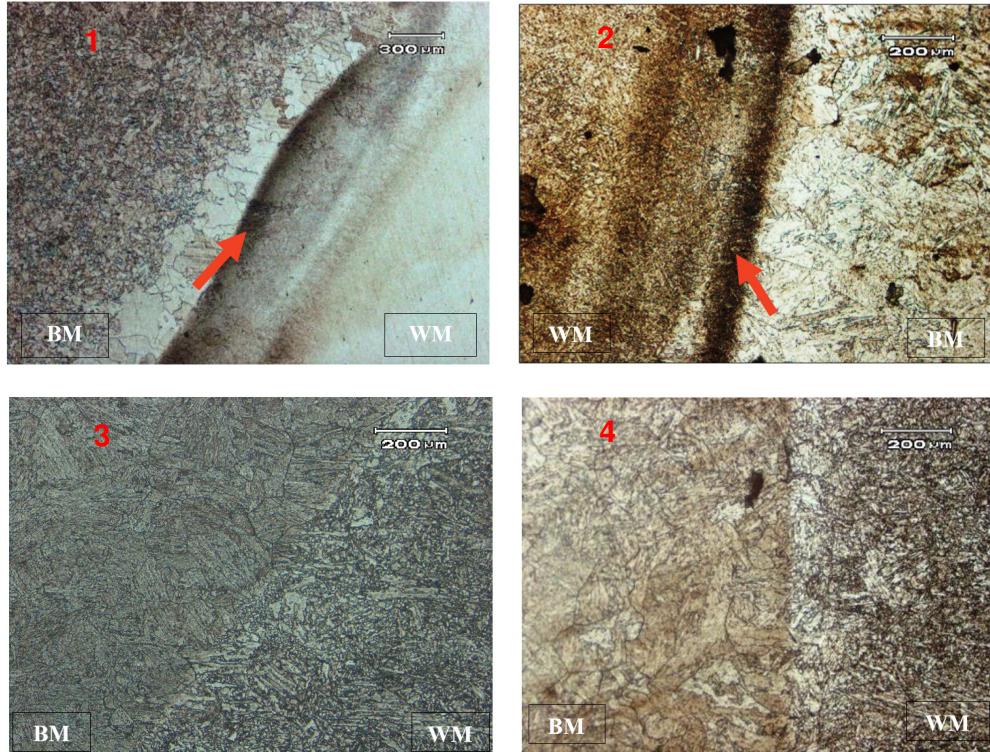
3.3 Pengujian metalografi sampel PWHT

Gambar 6 menunjukkan hasil pengujian metalografi di daerah *interface* sampel setelah diberikan perlakuan PWHT pada temperatur 750°C selama 5 jam. Etsa yang digunakan dan waktu celup sama dengan sampel *as-weld*. Berbeda dengan hasil uji metalografi terhadap sampel *as-weld* pada sampel ini terlihat jelas garis fusi lasan dimana orientasi bentuk butiran sangat jelas terlihat beda.

Pada sampel B9 dan B6 terlihat garis hitam yang terbentuk. Daerah tersebut merupakan presipitat karbida yang dibuktikan dengan pengujian SEM seperti diperlihatkan pada gambar 7 serta

pengujian kekerasan seperti ditunjukkan pada gambar 10, sedangkan pada sampel B3 dan B1 tidak terbentuk daerah presipitat karbida.

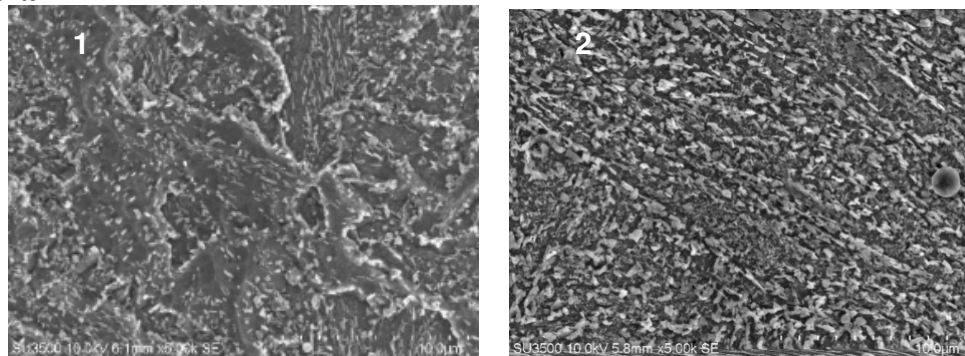
Terbentuknya presipitat karbida pada sampel B9 dan B6 terjadi akibat penggunaan elektroda yang memiliki konsentrasi Cr yang lebih besar dari logam induk seperti ditunjukkan pada Tabel 3. Sedangkan pada sampel B1 konsentrasi Cr pada elektroda lebih rendah dari logam induk dan pada sampel B3 konsentrasi Cr pada elektroda hamper sama dengan logam induk.



Gambar 6. Sampel PWHT. 1. Sampel B9, 2. Sampel B6, 3. Sampel B3, 4. Sampel B1. Tanda panah berwarna merah menunjukkan keberadaan presipitat karbida.

3.4 Pengujian SEM-EDS

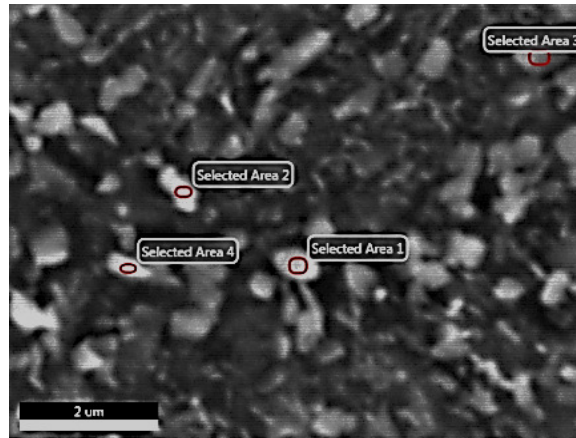
Gambar 7 menunjukkan hasil uji SEM sampel B6 dan B9, tampak pada gambar tersebut bahwa konsentrasi Cr pada elektroda berpengaruh pada pembentukan jumlah persentase presipitat karbida yang terbentuk.



Gambar 7. Presipitat Karbida pada interface lasan, 1. Sampel B6 (karbida 26,5%), 2. Sampel B9 (karbida 40,43%)

Pada sampel B6 (Cr 6%) jumlah karbida yang terbentuk 26,5% sedangkan pada sampel B9 (Cr 9%) jumlah karbida yang terbentuk sebesar 40,43%. Hal tersebut menunjukkan bahwa semakin besar konsentrasi Cr semakin besar juga jumlah presipitat karbida yang terbentuk. Secara kualitatif hal

tersebut menyatakan bahwa jumlah karbon yang berdifusi akan bertambah banyak seiring dengan peningkatan konsentrasi Cr pada WM.



Gambar 8. Area pengujian komposisi karbida

Pada pembahasan sebelumnya telah diketahui bahwa pengaruh %Cr dalam elektroda mempengaruhi persentasi jumlah presipitat karbida pada daerah *interface* lasan. Pada pengujian ini hanya dilakukan identifikasi karbida yang terbentuk pada sampel B9 yaitu sampel yang memiliki persentasi jumlah karbida paling banyak. Identifikasi jenis karbida pada sampel ini dilakukan dengan cara membandingkan morfologi karbida dan komposisi unsur dalam karbida sebagaimana dilakukan oleh Bhadeshia dan Race (1992).

Berdasarkan hasil pengujian menggunakan alat uji *scanning electron microscope – energy dispersive spectroscopy* (SEM-EDS) pada fasa karbida sebagaimana ditunjukkan pada gambar 8, diketahui komposisi unsur dalam karbida seperti yang terdapat pada tabel 4 sehingga diketahui bahwa unsur yang mendominasi karbida adalah Fe dan Cr. Memperhatikan %Cr yang terbentuk dalam karbida sesuai hasil pengujian tersebut ternyata tidak ditemukan karbida yang memiliki konsentrasi Cr > 18% oleh karena itu diperkirakan karbida yang terbentuk pada sampel B9 ini adalah Cementit (Fe_3C).

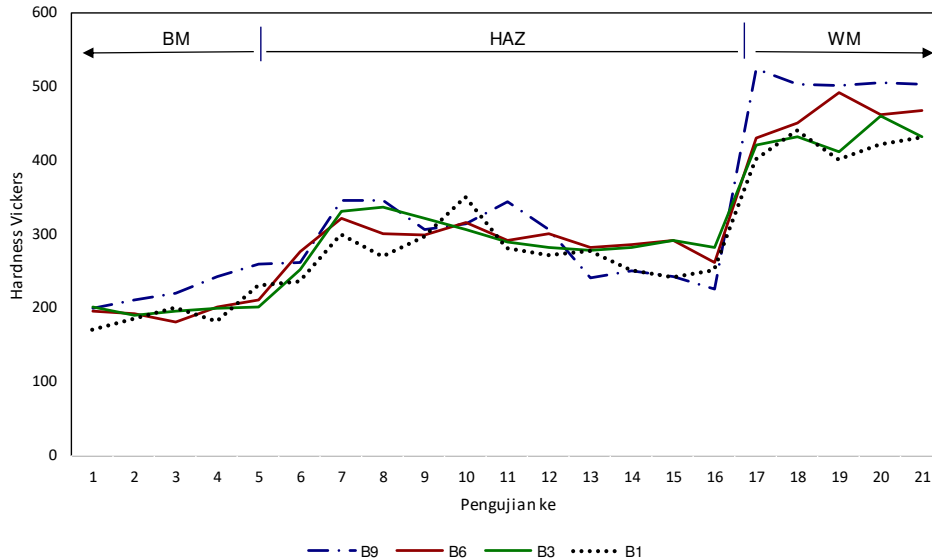
Tabel 4. Hasil pengujian menggunakan SEM- EDS

Area	Unsur %		
	Fe	Cr	Mo
Area 1	67,3	14,9	2,6
Area 2	73,7	10,6	1,8
Area 3	82,2	8,6	1,33
Area 4	73,0	15,2	2,9

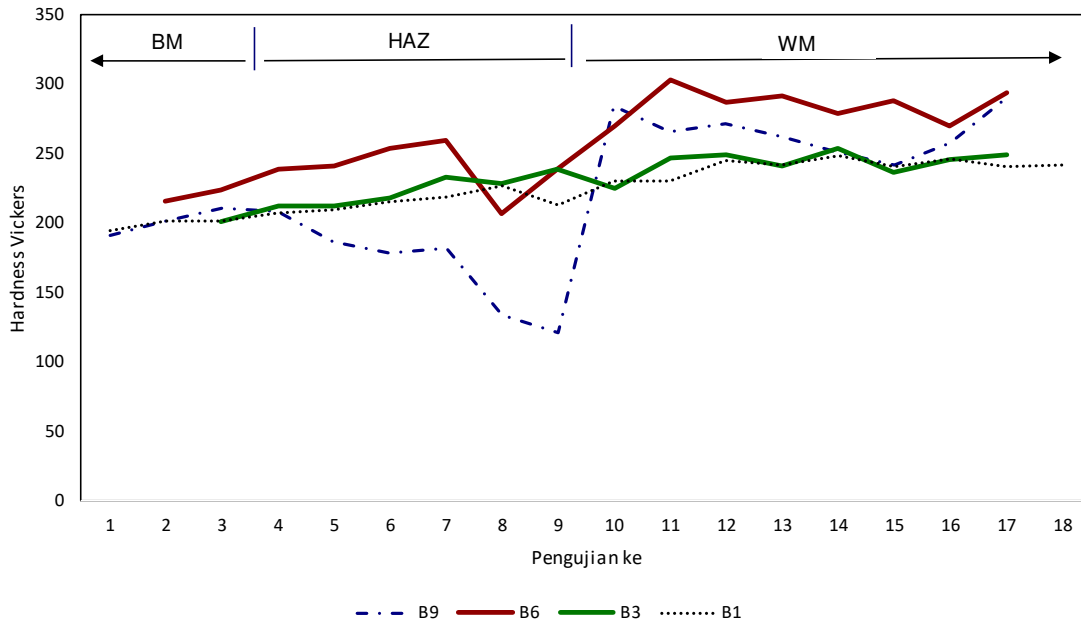
3.5 Pengujian kekerasan Vickers

Hasil pengujian kekerasan setelah proses pengelasan atau kondisi *as-weld* ditunjukkan pada gambar 9. Distribusi kekerasan pada daerah BM relatif cukup seragam yaitu diantara 180-250 HV. Pada daerah HAZ distribusi kekerasan sangat bervariasi dengan kekerasan tertinggi hampir mencapai 350 HV, namun terjadi penurunan kekerasan pada daerah yang berdekatan dengan garis fusi yaitu kekerasannya mencapai 220 HV. Nilai kekerasan pada daerah WM meningkat sangat tinggi. Hal tersebut karena daerah WM mengalami laju pembekuan yang sangat cepat. Hasil pengujian kekerasan sampel uji setelah PWHT sebagaimana diperlihatkan pada gambar 10 menunjukkan penurunan kekerasan sampel B9 dan B6 pada daerah HAZ yang berdekatan dengan garis fusi, sedangkan distribusi kekerasan pada sampel B1 dan B3 relatif terdistribusi dengan baik karena tidak terjadi penurunan kekerasan cukup ekstrim. Gambar 6 memperlihatkan hasil pengujian metalografi pada sampel B6 dan B9 yaitu pembentukan butiran ferrite yang lunak. Penurunan nilai kekerasan

cukup ekstrim terjadi pada sampel B9 yaitu terjadi penurunan dari 200 HV menjadi 130 HV kemudian naik kembali menjadi 280 HV. Hasil pengujian kekerasan ini menunjukkan bahwa terjadinya distribusi perubahan (penurunan) kekerasan terjadi pada sampel yang memiliki konsentrasi Cr elektroda lebih besar yaitu sampel B6 dan B9 dibandingkan logam induk ASTM A213T22.



Gambar 9. Distribusi kekerasan pada kondisi *as weld*



Gambar 10. Distribusi kekerasan pada kondisi *PWHT*

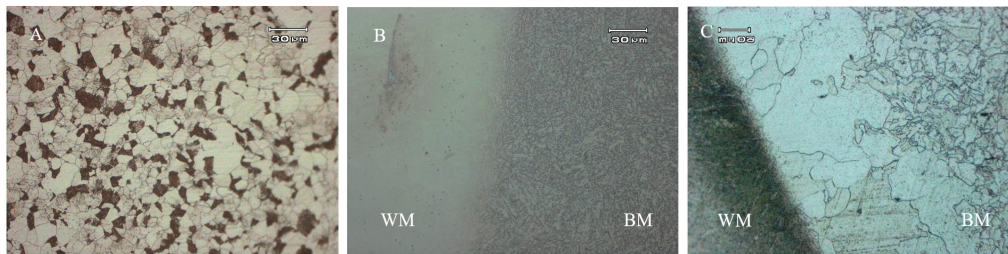
Analisis mekanisme difusi karbon

Mekanisme difusi karbon pada material ASTM A213T22 berdasarkan perubahan fasa dijelaskan sebagai berikut:

1. Gambar 11.A, merupakan mikrostruktur awal BM ASTM A213T22 A yang menunjukkan fasa awal yaitu ferrite-bainite.
2. Gambar 11.B, menunjukkan perubahan fasa ferrite-bainite setelah pengelasan (*as-weld*). Hal tersebut bisa terjadi karena daerah tersebut merupakan *Coarse Grain Heat Affected Zone* (CGHAZ). Daerah CGHAZ merupakan zona yang terdampak panas paling tinggi selama pengelasan berlangsung mengakibatkan daerah tersebut dapat mencapai temperatur austenite.

Butiran pada daerah CGHAZ tersebut mengalami perbesaran (*coarsening*), perbesaran butiran tersebut bisa terjadi karena disolusi cementit pada bainite sehingga mengakibatkan terbentuknya karbon bebas pada butiran, Elder dan Hall (2001). Karena pembekuan yang sangat cepat, unsur karbon tersebut tidak memiliki waktu untuk membentuk cementit sehingga di daerah CGHAZ tersebut terbentuk struktur martensite dengan butiran yang sangat besar.

3. Gambar 11.C, menunjukkan terbentuknya fasa ferrite yang merupakan daerah *carbon depleted zone* (CDZ). Terbentuknya daerah CGHAZ yang kekurangan karbon pada BM ASTM A213T22 karena karbon berdifusi dari BM ke WM selama PWHT berlangsung. Karbon muncul akibat disolusi karbida pada BM bermigrasi ke daerah WM membentuk presipitat karbida. Hal tersebut dibuktikan dengan pengujian kekerasan (gambar 10) dan pengujian SEM (gambar 7). Berdasarkan penelitian sebelumnya difusi karbon tersebut terjadi secara *uphill* yang dipengaruhi oleh perbedaan konsentrasi Cr antara WM (*high alloy*) dan BM (*low alloy*) dimana hal tersebut mengakibatkan perubahan potensial gradien kimia dari karbon pada daerah *interface* lasan, Cao dan Du (2018).



Gambar 11. Transformasi mikrostruktur BM T22. A. mikrostruktur awal BM ASTM A213 T22, B. mikrostruktur *as-weld*, C. mikrostruktur setelah PWHT.

4. KESIMPULAN

Pengaruh konsentrasi Cr pada elektroda yang lebih tinggi daripada logam induk menyebabkan berdifusinya karbon dari logam induk ke *interface* daerah lasan. Bukti dari terjadinya difusi karbon ditunjukkan dengan terbentuknya fasa ferrite pada daerah CGHAZ logam induk serta adanya presipitat karbida pada daerah *interface* lasan dengan logam induk. Terbentuknya ferrite pada BM menunjukkan daerah tersebut mengalami kekurangan karbon atau disebut *Carbon Depleted Zone* dan terbentuknya presipitat karbida pada daerah lasan karena daerah tersebut mengalami kelarutan karbon berlebih atau disebut *Carbon Enriched Zone*.

Hasil perhitungan persentase karbida menunjukkan bahwa semakin besar konsentrasi Cr elektroda semakin banyak jumlah presipitat karbida yang terbentuk. Hal tersebut menunjukkan bahwa semakin banyak karbon yang berdifusi dari logam induk.

Dari hasil pengamatan metalografi dengan membandingkan mikrostruktur *as-weld* dan setelah PWHT menunjukkan bahwa difusi karbon terjadi selama proses pemanasan (PWHT) bukan setelah pengelasan. Berdasarkan hasil studi literatur dan pengujian pada sampel B9 (elektroda AWS A5.5 9015-B9) dan B6 (elektroda AWS A5.5 8015-B6) difusi karbon yang terjadi adalah difusi *uphill* dimana difusi terjadi dari daerah dengan konsentrasi Cr rendah (BM) ke daerah dengan konsentrasi Cr yang lebih tinggi (WM).

UCAPAN TERIMAKASIH

Penulis pada kesempatan ini mengucapkan terimakasih kepada semua pihak khususnya para dosen dan staf di jurusan teknik pengecoran logam POLMAN Bandung yang telah memberikan dukungan moril dan pikiran sehingga penelitian dan paper ini dapat terselesaikan. Selanjutnya penulis juga mengucapkan terimakasih kepada seluruh jajaran pimpinan di POLMAN atas ijin penggunaan segala fasilitas serta bahan sehingga penelitian ini dapat terlaksana.

DAFTAR NOTASI

BM : Base metal
WM : Weld metal
HAZ : Heat affected zone
DMW : Dissimilar metal weld
PWHT : Post weld heattreatment
CGHAZ : Coarse grain heat affected zone

DAFTAR PUSTAKA

- Abe F., 2016, Progress in creep resistance steels for high efficiency coal-fired power plants . Journal of Pressure Vessel Technology,138(4),040804.
- ASTM Standard, 2015, Standard specification for seamless ferritic and austenitic alloy-steel boiler, superheater, and heat-exchanger tubes, ASTM Designation A 213/A 213M-06a, USA: ASTM Internasional.
- Bhadeshia, Race J.M., 1992, Precipitation sequences during carburisation of Cr-Mo steel, Journal Materials Science and Technology, 8, 875-882.
- Cao F., Du C., 2018, Effect of PWHT on the Carbon Migration and Mechanical Properties of 2205DSS-Q235 LBW joint, Journal Advances in Materials Science and Engineering, 2018, 6090464.
- Clark J.W.G., 2015, Investigating chemical and microstructural evolution at dissimilar metal welds, Nottingham: University of Nottingham.
- Darken L.S., 1949, Diffusion of carbon in austenite with a discontinuity in composition, Transactions on AIME, 180, 430-438.
- Elder D.L., Hall H., 2001, Carbon migration across dissimilar welds, related to power plant, Cambridge, UK.
- Francis A.J., 2006, Type IV cracking in ferritic power plant steels, Journal Materials Science and Technology, 22,1387-1395.
- Goyal K.L.S., 2011, Finite element analysis of type IV cracking in 2.25Cr–1Mo steel weldment based on micro-mechanistic approach, Philosophical Magazine, 91, 3128–3154.
- Mayr P., Schlachera C., Siefert J.A., Parker J.D., 2018, Microstructural features, mechanical properties and high temperature failures of ferritic to ferritic dissimilar welds, ASTM Internationals, Issue International Materials Reviews, 1-26.
- Wang H.T., Wang G.Z., Xuan F.Z., Liu C.J., Tu S.T., 2013, Local mechanical properties of a dissimilar metal welded joint in nuclear power system. Materials Science and Engineering A,568,108-117.
- Wu Q., Lu F., Cui H., Liu X., Wang P., Gao Y., 2015, Softzone formation by carbon migration and its effect on the high-cycle fatigue in 9% Cr-CrMoV dissimilar weld joint, Materials Letters,141, 242-244.