粉末焼結クロムと鉄，ニッケル及びコバルトとの電子ビーム溶接による異材溶接

Electron Beam Welding of Powder Metallurgy-Chromium to Dissimilar Metals, Iron, Nickel and Cobalt

中 田 一 博*・堀 井 正 明**・松 田 福 久*
Kazuhiro NAKATA, Masaaki HORII and Fukuhisa MATSUDA

(Received October 21, 1994)

Powder-metallurgy pure Cr plate has been welded by electron beam (EB) welding to dissimilar materials, namely, commercially pure Fe, Ni and Co plates. EB welding has been carried out at accelerating voltage of 100kV, beam current of 13.5mA and welding speed of 0.5m/min. In order to control the weld metal composition, the incedent position of electron beam was varied : A 0.5mm from the weld line to Cr side, B on weld line, C 0.5mm from the weld line to dissimilar metal side and D 1.0mm from the weld line to dissimilar metal side. Crack-free weld joints have been obtained by selecting suitable electron beam positions in order that the weld metal consisted of solid solution phase. That is, beam positions B, C and D were suitable for Cr/Fe and Cr/Ni joints, and beam positions C and D for Cr/Co joint. Cracking occurred when beam position was B for Cr/Co joint due to the formation of the large amount of brittle intermetallic compound (σ) phase in the weld metal. Another type of cracking due to the brittleness of Cr occurred when beam position was A for all dissimilar metals. In this case, the lack of fusion was formed, at which cracks initiated and propagated through the weld metal to Cr base metal.

Key Words: Chromium, Electron Beam Welding, Dissimilar Metal Welding, Ⅷ Group Metals

1. 緒　言

クロム(Cr)は高融点でかつ耐高温酸化性に優れているため，耐熱及び耐食構造用材料として注目されている。最近，粉末焼結法(PM)により高純度Cr板の製造が可能となり，このCr板を構造用材料として実用化することが検討されている[1]。著者らは構造用材料として必要不可欠な溶融溶接性について，すでにティグ溶接及び電子ビーム溶接法を用いて検討を行ってきている[2,3]。本研究では，電子ビーム溶接法を用いて高純度Cr板と異種金属板の接合性について検討を行ったものである。特に用途的にはCrと一般的な実用耐熱，耐食材料との接合が望まれている。このため代表的な耐熱，耐食材料である鉄(Fe)基，ニッケル(Ni)基及びコバルト(Co)基合金との溶接性を考慮して，まずこれら合金の主要構成元素であるFe,Ni及び

*大阪大学溶接工学研究所（〒567 大阪府茨木市美穂ヶ丘11-1）
Welding Research Institute, Osaka University (11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka 567, Japan)
**東ソー株式会社四日市事業所（〒510 三重県四日市市霞1-8）
Tosoh Corporation, Yokkaichi-Plant (1-8 Kasumi, Yokkaichi, Mie 510, Japan)

Table 1 Chemical composition of high purity PM-Chromium plate used.

(mass %)

Cr	C	O	N	H	S
99.9	0.015	0.020	0.0017	0.0004	0.001
P	Fe	Al	Si	Pb	Cu
0.0018	0.010	0.004	0.006	0.0001	0.0012

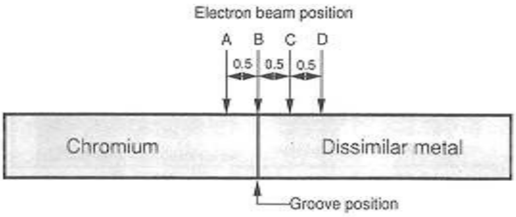


Fig.1 Schematic illustration showing I-butt groove and electron beam position.

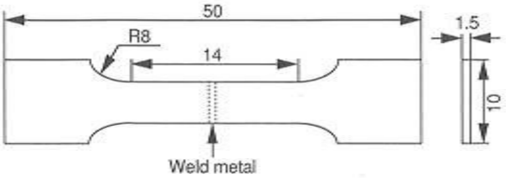


Fig.2 Shape and dimensions of tensile test specimen.

Coを取り上げ，純Cr板との異材接合性について検討した。そして溶接に際しては，電子ビームの入射位置を開先面より適当にずらすことにより，溶接金属組成の制御を試みた。この結果得た溶接金属の形成組織，硬さ，割れ発生傾向などについて検討を行った。

2. 供試材及び実験方法

使用材料は，HIP (Hot Isostatic Press) 処理後圧延し，さらに水素雰囲気中にて1300℃×1hの焼鈍を行った高純度Cr板(純度99.9 mass%)及びこれと溶接する異種金属として工業用純鉄(Fe)，ニッケル(Ni)及びコバルト(Co)板(純度99～99.9 mass%)を用いた。Table 1に用いた高純度Cr板の化学成分を示す。溶接用試験片形状は$25^{W}\times 50^{L}\times 2mm^{t}$である。Table 2に示した溶接条件で，電子ビーム溶接による突合わせ・裏波溶接を行った。電子ビームの入射位置(以下単にビーム位置と記す)は，Fig.1に示すように突合わせラインよりCr側及び異材側に0.5～1.0mm離れたA,B,C,Dである。なお溶接に際しての試験片の予熱及び後熱処理は行っていない。溶接部のX線透過写真による割れ及び気孔の観察，溶接部断面の組織観察(10%シュウ酸水溶液による電解研磨)，硬さ測定及びEPMAによる組成分析を行った。溶接部に割れの発生しなかった試験片については，Fig.2に示す引張試験片を用いて，室温にてクロスヘッドスピード1mm/minで継手引張試験を行った。なお引張試験片は溶接試験片より放電加工により切り出した後に表面及び裏面を研磨し，余盛を削除したものである。

3. 実験結果及び考察

3.1 溶接部の割れ発生傾向

Fig. 3は代表的なX線透過写真として，(a)から(d)にそれぞれビーム位置をAからDに変化させたときのCr/Fe溶接継手部を示す。また(e)及び(f)にそれぞれビ-ム位置BにおけるCr/Ni及びCr/Co溶接継手部も示す。Table 3は割れ観察結果をまとめたものである。表中には割れ発生位置も併せて示す。ビーム位置Aでは，いずれの継手においても割れが発生した。ビーム位置Bでは，Cr/Co溶接部でのみ割れが発生した。しかしビーム位置CとDでは，いずれの継手においても割れは発生しなかった。したがっ

Table 2 Welding conditions used.

Accelerating voltage (kV)	Beam current (mA)	Welding speed (m/min)	Welding atmosphere (Pa)
100	13.5	0.5	1.33×10^{-2}

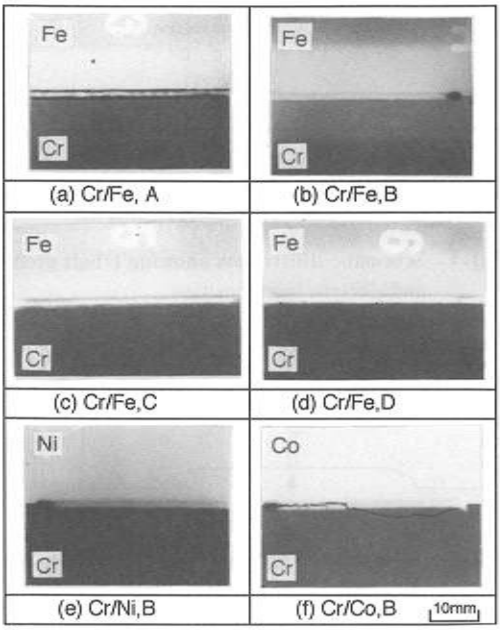


Fig.3 X-ray photographs of dissimilar welded joints.

Table 3 Results of weldability test on welded joints of Cr to the dissimilar metals.

Material	Electron beam position			
	A	B	C	D
Cr/Fe	● a,b	○	○	○
Cr/Ni	● a,b	○	○	○
Cr/Co	● a,b	● a,b	○	○

○: Crack free
●: Crack

Fracture position
a: WM
b: Cr base metal

てこれらの材料では，異種金属側にビーム位置をずらすことにより，割れの発生を防止できることがわかった。ここでビーム位置Aでは，溶融部の大部分はCr側で形成され，異材側の溶込みはわずかであった。このため開先面にそって融合不良部が不連続的に形成され，SEM破面観察によれば，そこが起点となって割れが発生し，溶接金属（WM）からCr母材（BM）へ伝幡していた。ビーム位置Bで割れが発生したCr/Co継手では溶接金属に縦割れおよび横割れが観察され，その割れがさらにCr母材に伝幡している形態であった。またSEM観察によれば本研究で認められた割れはいずれも粒内劈開割れであった。

なお，ビーム位置をDからさらに異材側にずらしたときの検討は本研究では行っていないが，溶接金属が異材側でのみ形成され，開先面に融合不良部が形成されるようになると，Aの場合と同様に，融合不良部を起点として割れが発生し，Cr母材側に伝幡するものと推察される。

3.2 溶接金属の形成組織

Fig.4(a)，(b)及び(c)はそれぞれCr/Fe, Cr/Ni, Cr/Co系の各２元系平衡状態図[4]を示す。Cr/Fe系は(Fe, Cr)*1の全率固溶体，Cr/Ni及びCr/Co系はそれぞれ(Cr)*1と(Ni)*1および(Cr)と(Co)*1固溶体からなる２元共晶系である。Cr/Co系ではCr側において金属間化合物σ(CrCo)相が析出する。また図中の矢印はEPMA分析により求めた各ビーム位置での溶接金属中央部(溶融境界部は除く)の平均組成を示す。ビーム位置をBからDに変化させると，各系ともに溶接金属のCr量は当然のことながら低下する。電子ビーム溶接部では冷却速度が速いために，冷却中での析出反応は抑制されやすいことを考慮すると，各溶接金属の組織はCr/Fe系では(Fe, Cr)固溶体単相，Cr/Ni系ではAは(Cr)と(Ni)の２相，B～Dでは主に(Ni)固溶体単相を呈すると考えられる。またCr/Co系は，Aでは(Cr)＋σの２相，B及びCでは(Co)＋σの2相，Dでは(Co)固溶体単相を呈すると考えられる。

Fig.5*2はビーム位置BのCr/Fe溶接金属の組織を示す。(a)は光学顕微鏡によるマクロ組織写真，(b)はFe側溶融境界部，(c)は溶接金属中央部，(d)はCr溶融境界部のSEM写真である。(a)から(d)中の番号はEPMAによる組成分析位置とその結果を示す。溶接金属は溶融境界部を除いてはCrが約50 mass％のほぼ均一な単相で

*1) それぞれ(　)内の元素を主とする固溶体を表す。
*2) Figs. 5，6及び7に示すようにCr母材とWMはエッチングにより明瞭な組織が現出されたが，異材母材部には著しいエッチングむらが発生し，その組織は現出できなかった。

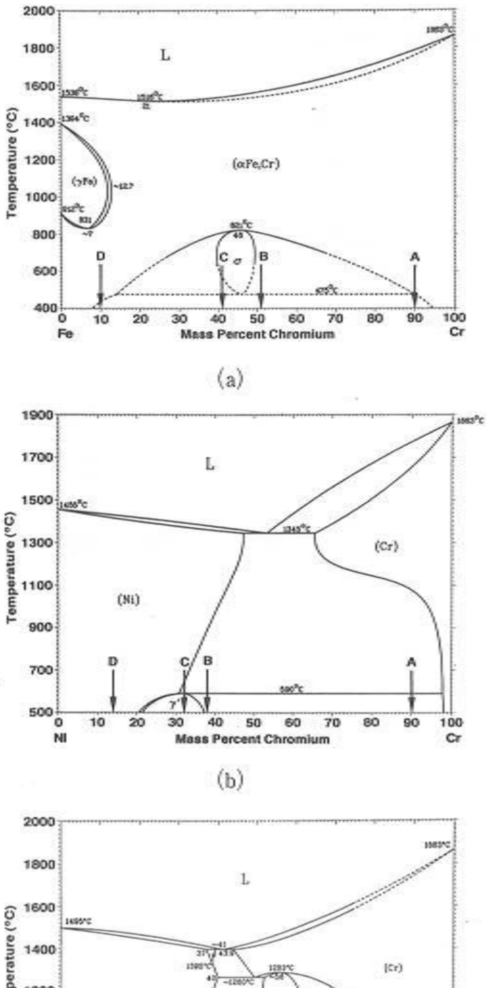


Fig.4 Binary phase diagrams. (a) Cr/Fe system (b) Cr/Ni system (c) Cr/Co system.

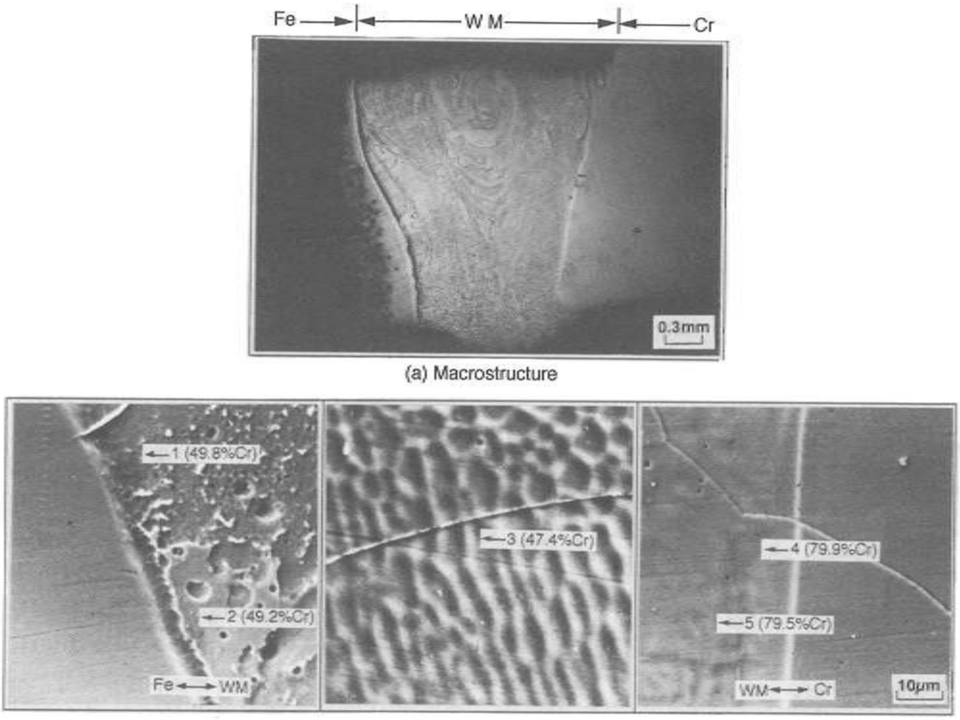
あった。またCr母材溶融境界部近傍のみCr量が約80mass%のCr rich相となっていた。ビーム位置C及びDでもBと同様なほぼ均一な固溶体であった。

同様に**Fig. 6** はビーム位置BにおけるCr/Ni溶接金属の組織を示す。(a)において，溶接金属中には湯流れに伴うと考えられるマクロ偏析が認められた。しかし組成的変化は比較的小さくCr側溶融境界部を除いてCr量は約36から40 mass%の範囲での変動であり，(Ni)単相となっていると考えられる。なおCr側溶融境界部近傍のみ(d)に示すように帯状に他とは異なる組織が形成されていた。そのCr量は約50mass%の値を示したことから，状態図より(Ni)+(Cr)の共晶組織となっていると考えられるが，本研究では明らかにはできなかった。また，ビーム位置C及びDでもBと同様な(Ni)固溶体単相となっていることがわかった。

Fig.7は同様にビーム位置BのCr/Co溶接金属の組織を示す。(a)より，溶接金属はCr/Ni継手と同様に湯流れによるマクロ偏析が認められた。また(b)から(d)に示すようにCo側からCr側に向かって連続的なミクロ組織変化が認められた。溶接金属組織の大部分は(c)に示すように白色相が網目状に分布しており，一部ではマトリックス相と共晶状の形態を呈していた。Co母材近傍の(b)では，この白色相は減少し，サブグレインの粒界と思われる所に点在した。これとは対照的にCr母材側近傍では(d)に示すように白色相は増加して板状となり，さらに溶融境界部では帯状を呈した。この白色相の組成はEPMA点分析によれば48から51mass%Crであった。また，マトリックス相のCr量は中央部からCr側にかけては約40%であり，Co側では34～37%に減少した。溶接金属部のX線回折により，σ相が同定されたことより，これらの白色相は晶出した(Cr)相から冷却中に析出したσ相と考えられる。またビーム位置がC及びDのように異材側に移動するにしたがってσ相の量は減少した。このようなミクロ組織変化は**Fig. 4**に示した状態図から予想される結果にほぼ一致していた。

3.3 溶接部断面硬さ分布

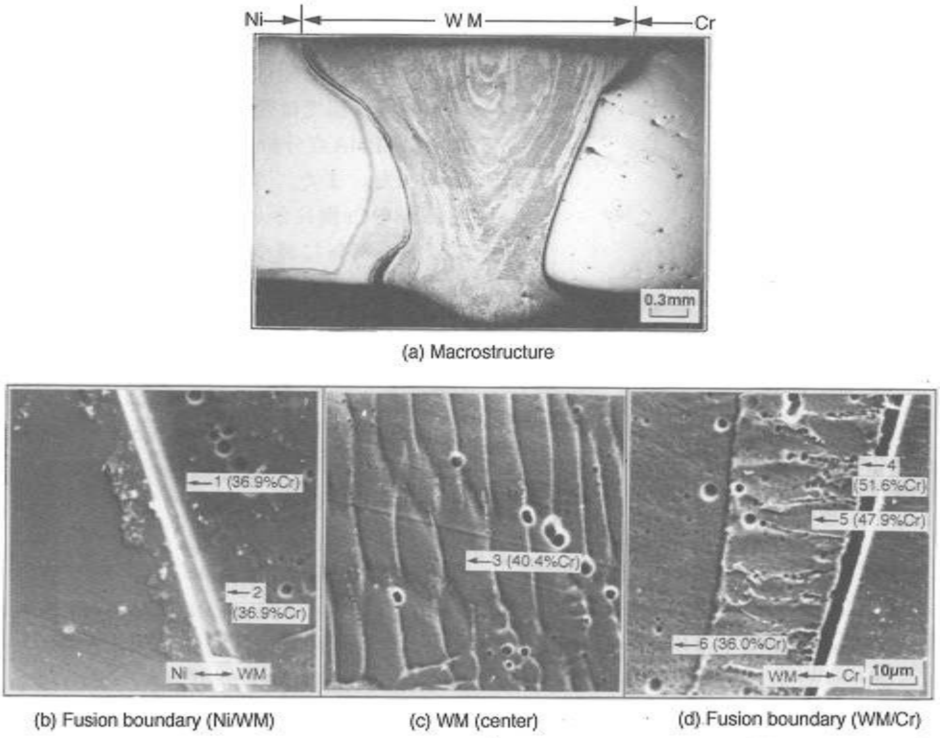
Fig. 8 にはCr/Fe,Cr/Ni及びCr/Co継手の各ビーム位置での溶接部断面の硬さ分布を示す。Cr/Fe及びCr/Ni継手での溶接金属の硬さは，Cr/Ni継手のビーム位置A以外は母材と比較してそれほど硬くなっていないことがわかる。こ



(a) Macrostructure

(b) Fusion boundary (Fe/WM) (c) WM (center) (d) Fusion boundary (WM/Cr)

Fig.5 Microstructure on cross section of Cr/Fe dissimilar welded joint (beam position B).



(a) Macrostructure

(b) Fusion boundary (Ni/WM) (c) WM (center) (d) Fusion boundary (WM/Cr)

Fig.6 Microstructure on cross section of Cr/Ni dissimilar welded joint (beam position B).

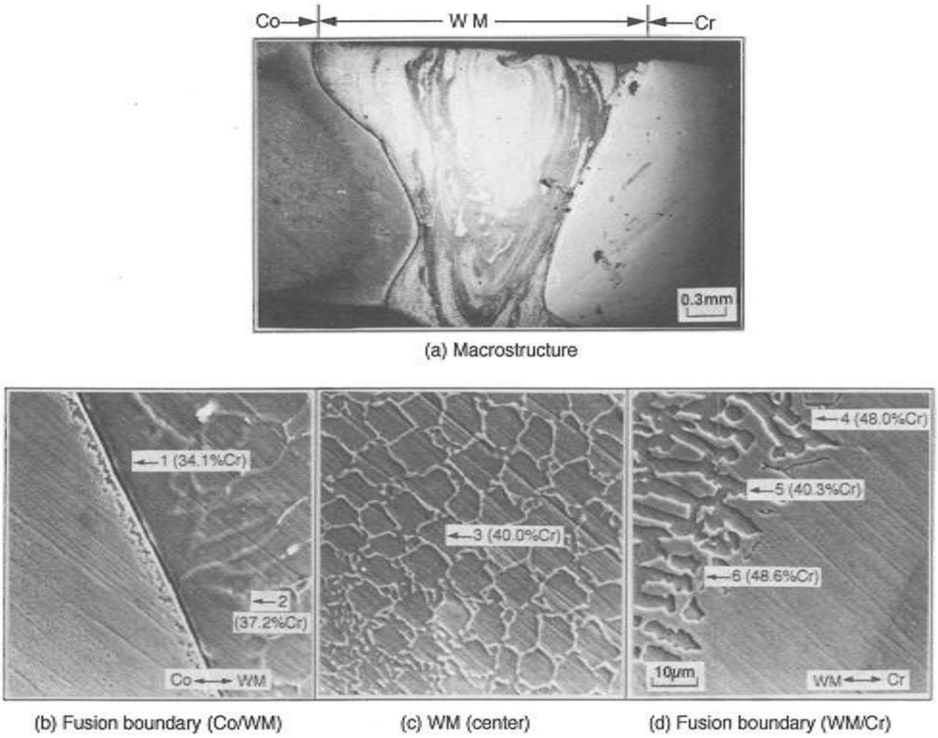


Fig.7 Microstructure on cross section of Cr/Co dissimilar welded joint (beam position B).

れはビーム位置を変化しても溶接金属は組織的にはほぼ均一な固溶体相のためである。これに対し，Cr/Co継手のビーム位置A及びBでは，溶接金属にσ相が多量に析出していたために硬さはHV480及び620と高い値を示した。しかし，ビーム位置C及びDではσ相の析出量の減少に伴い硬さは約HV320からHV270まで低下した。

3.4 溶接部の割れ発生に及ぼす溶接金属の異種金属量と硬さの影響

Fig. 9は各ビーム位置での溶接金属の異種金属含有量と硬さの関係を示す。図中のA，B，C，Dはそれぞれビーム位置を示す。Crと異種金属とが相互に十分に溶融したB，C及びDにおいては割れは約HV480においてのみ発生し，約HV320以下では異種金属元素によらずいずれも割れの発生は認められなかった。このように溶接金属の硬さをある値以下になるようにビーム位置を設定すれば，割れの発生しないCrとFe,Ni及びCoの電子ビーム溶接が可能であることがわかった。この臨界硬さは溶接部の拘束度や溶接条件にも影響されると考えられるが，本研究の条件下では約HV320であった。しかし，Aのように異種金属が相互に十分溶融されず，融合不良が発生した場合には硬さに依存せずに割れが発生した。これはCr/Fe系のように金属間化合物を形成しない全率固溶体ではAでも低い硬さを示すが，溶接金属は本質的に脆弱なCr固溶体となっているために，この融合不良部を起点としてCr側溶接金属で割れが発生するためである。

3.5 溶接継手強度

Crと異材との電子ビーム溶接を行い，ビーム位置を変化させることによって得られた割れの無い継手について，引張試験を行った。**Fig.10**及び**Fig.11**に代表例としてCr/Ni継手の引張試験後の破断形態及びその破面例を示す。破断部の大部分はCr母材及び一部Cr側HAZ部であり，溶接金属からの破断は認められなかっ

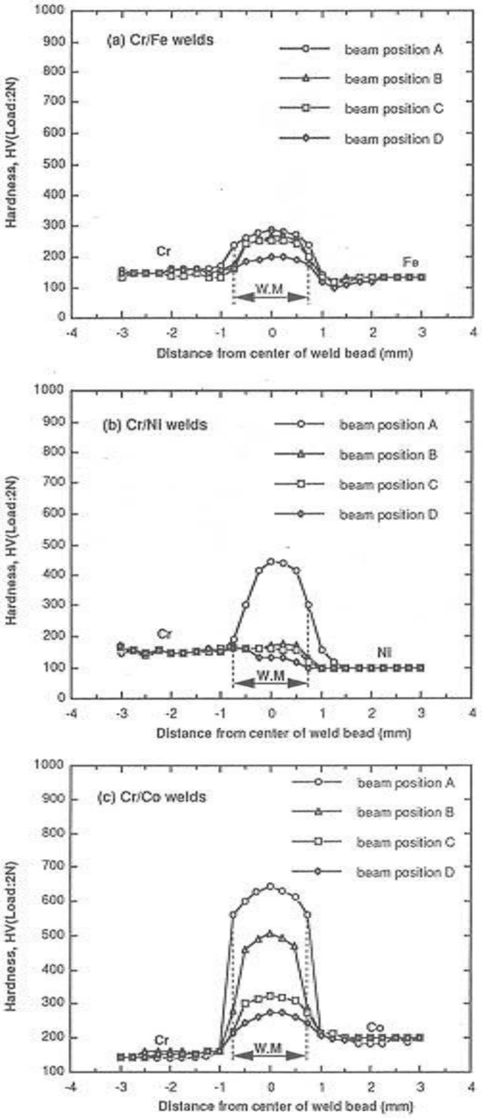


Fig.8 Distributions of hardness on cross section of dissimilar welded joints, (a) Cr/Fe, (b) Cr/Ni and (c) Cr/Co.

た。これはFig. 8に示したように溶接金属の硬さが母材よりも概して高いことによると考えられる。Fig.11に示すCr/Ni継手の引張試験後の破面形態から分かるように破断面はCr特有の粒内劈壊破面であり，また破断の起点は試験片表面であり，介在物などは特に認められなかった。他の継手についても全て同様の結果であっ

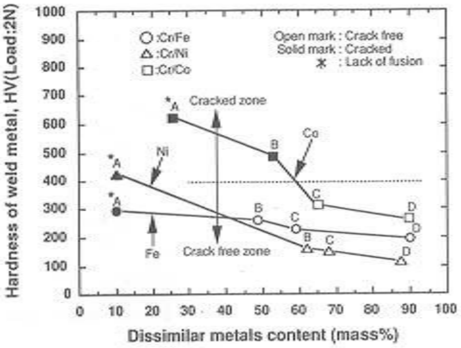


Fig.9 Hardness of weld metal vs. composition of dissimilar metals in weld metal on occurrence of weld cracking in EB welds of Cr dissimilar welded joint.

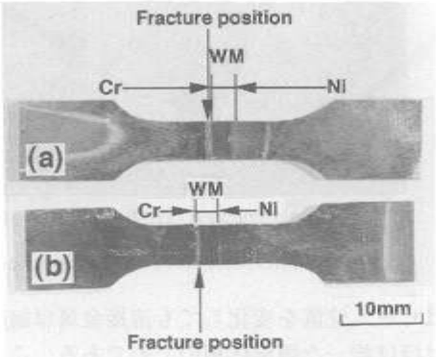


Fig.10 Typical appearance of tensile-tested specimen (Cr/Ni welded joint).

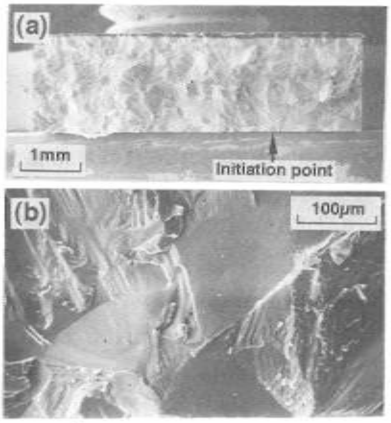


Fig.11 SEM micrographs of fracture surface after tensile test (Cr/Ni dissimilar welded joint), (a) Low magnification photo, (b) High magnification photo at crack initiation point shown by an arrow.

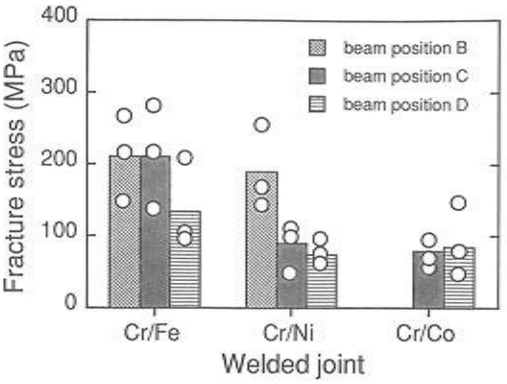


Fig.12 Fracture stress of EB welded joints of Cr to dissimilar metals.

た。Fig.12は各継手の破断応力を示す。破断部がCr母材及びHAZであるにもかかわらず，継手により引張強度のばらつきは大きい。本研究で用いたCr母材の延性脆性遷移温度は約150℃であり[5]，室温においては極めて切欠き感受性が高いために，試験片表面荒さが破断強度に大きく関係する[6,7]。このため引張試験片表面の凹凸の差がこの様な強度のばらつきを生じたと推察される。なお継手の伸びは異材及びビード位置によらず3から7％の範囲内の値であった。

4．結 論

電子ビーム溶接法を用いて突合せ開先位置と電子ビーム入射位置を相対的に変化させることにより，溶接金属組成を制御する手法を用いて，粉末焼結高純度クロム板と異種金属板（純Fe,Ni及びCo）との溶接性について検討を行い，以下の結果を得た。

(1) 溶接金属が全率固溶体を形成するCr/Fe継手では本研究の溶接条件下ではビーム位置が開先及び開先から1.0mmまで異材側に入った位置の範囲内では溶接金属はほぼ均一な固溶体を形成し，割れのない健全な溶接金属を得ることができた。また，それぞれの固溶体が2元共晶を形成するCr/Ni継手でも，同様の結果を得た。

(2) Cr/Co継手ではCo固溶体とCr固溶体からなる2元共晶反応系であるが，ビーム位置を開先上とした場合には冷却中に溶接金属中に多量の金属間化合物（σ相）が析出したために割れ（粒内壁開割れ）が発生した。しかしビーム位置をCo側に0.5～1.0mm移動させ，σ相の析出を抑制することにより，割れのない健全な溶接金属を得ることができた。

(3) ビーム位置を開先よりCr側に0.5mm移動した場合には，いずれの組み合わせの継手についても溶接金属と異材との境界において融合不良が発生し，それを起点とした割れ（粒内壁開割れ）が溶接金属からCr母材に伝播した。

(4) 融合不良が認められない(1)及び(2)の結果においては，本研究の溶接条件範囲内では溶接金属の硬さが約HV480以上では割れが発生し，約HV320以下では割れは発生しなかった。

(5) 以上のようにビーム位置と開先位置との相対位置関係を溶接金属組成が均一固溶体となるように適正に制御することによりCrとFe,Ni及びCoとの割れのない健全な電子ビーム溶接が可能であることが明らかになった。

参 考 文 献

1) 榊：日本金属学会，高純度金属研究会資料，(1991年2月)
2) 松田，中田，堀井，本田，榊：溶接技術，39-7 (1991) 86.
3) 松田，中田，堀井，本田：溶接学会全国大会講演概要集，50 (1992) 256.
4) T. B. Massalski et al.: Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, ASM, (1992).
5) 松田，中田，本田，榊，堀井：日本金属学会講演概要，106 (1990) 466.
6) H. Johansen and G. Asai: J. Electrochem. Soc., 101 (1954) 604.
7) 南部ら：日本金属学会講演概要，112 (1993) 298.