

極低炭素鋼/チタンクラッド材料界面の オージェ電子分光解析

藤田 大介*・吉原 一紘*

Auger Electron Spectroscopy Analyses of the Interface of Titanium-Clad Steels
with Ultra-low-carbon Contents

Daisuke FUJITA and Kazuhiro YOSHIHARA

Synopsis : Interface structure of Ti/Fe in the clad materials with ultra low carbon(ULC) steels and commercially pure titanium sheets have been studied to clarify the effects of various factors such as the preparation methods, the carbon contents in steels and the temperatures of heat treatments by using Auger electron spectroscopy(AES). Specimens were prepared by two kinds of methods, that is, hot isostatic press(HIP) and explosive bonding(EX). Carbon contents in the ULC steels were varied from 0.0045 to 0.03 mass%. Temperature ranges of heat treatments for 14.4ks in vacuum were varied from 773 to 1323K. As for the HIP specimens before heat treatments, it was found that there already existed strong differences in the Ti/Fe interface structures. Based on the measurements of EX specimens after heat treatments, it was suggested that the interface structure was mainly determined by the temperatures and the carbon contents. When the carbon content was more than 0.012mass%, it was found that TiC precipitated at the Ti/Fe interface with temperature rising up to about 1073K. TiC layers acted as barriers for the diffusion of metal atoms across the interface and delayed the growth of intermetallic compounds and β -Ti. Those diffusion barriers were re-dissolved at above 1173K.

Key words : clad ; ultra low carbon steel ; heat treatment ; interface ; precipitation ; Auger electron spectroscopy ; titanium ; carbide ; diffusion.

1. はじめに

異種金属接合によって元の金属単体より優れた特性を得る目的で、様々な複合材料が作製されているが、これらの中でクラッド材は異種金属を層状に接合したものであり、優れた機能と経済性を有することから工業的に広く用いられている¹⁾。このようなクラッド材の力学的特性は、界面組成・構造などの界面特性に依存することが多い。界面特性はクラッド材の製造方法、材料に加えられる熱処理条件および使用環境(特に温度)によって変化し得る。それゆえ作製された複合材料の界面特性を正確に評価することは、機械的強度の発生する機構の解明や予測につながるため非常に重要であると考えられる。

本論文では、表面組成分析法の一つであるオージェ電子分光法(Auger Electron Spectroscopy: AES)を用いて極低炭素鋼/チタンクラッド材(略してFe/Tiクラッド)の接合界面の解析を行った。この材料は、工業的に広く用いられているクラッド材料であるチタンクラッド鋼板のモデル系として選ばれたものである。Fe/Tiクラッド材料の接合強度は、日野谷によって接合界面近傍の微視的構造によって大きく

変わることが指摘されている²⁾。これは界面近傍で生成する拡散変態相や、界面で形成される金属間化合物層やTi炭化物層によると考えられる。Fig.1に示すFe-Ti状態図によれば³⁾、生成し得る金属化合物としてはTiFeやTiFe₂が、また拡散変態相としては β -Tiが存在する。Ti炭化物の方は、主に鉄鋼側に含まれる微量炭素が界面に拡散し、Tiと反応し

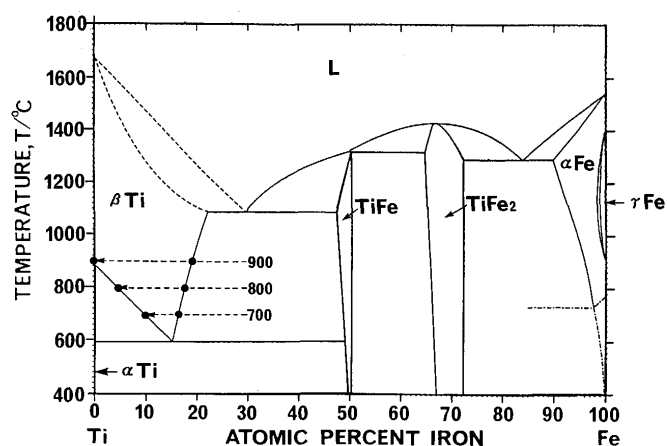


Fig. 1. Fe-Ti binary phase diagram³⁾.

てTiC層を形成すると思われる⁴⁾。しかし、このような界面化合物層の形成に及ぼす温度や鋼中炭素濃度の影響に関してはまだ不明の点も多い。以上の点から、本研究ではC濃度を変化させた極低炭素鋼/チタンクラッド材の界面構造へ及ぼす熱処理温度の影響について特に着目した。

2. 実験方法

極低炭素鋼/チタンクラッド試料は鉄鋼基礎共同研究会鉄基複合材料部会の作製した共通試料のうち爆着法(Explosive bonding: EX)およびHIP(Hot Isostatic Press)法で作製されたものを用いた。接合に供した極低炭素鋼は、C濃度を変化させた鋼(0.0045, 0.012, 0.03mass%C)を用いた。接合に供したチタンは工業用一種純チタン(JIS TP35H, TP28)を用いた。以上の素材試料の化学成分をTable 1に示す。HIP法によるクラッド試料は以下のようにして米田らによって作製された⁵⁾。厚さ3.5mmの純チタン板(TP35H)を、板厚5.5mmの極低炭素鋼板によって挟み、HIP処理に供した。それゆえ形成されるクラッドはFe/Ti/Feのサンドウィッチ構造をしている。HIP処理は二段階で行った。第一段階として温度を800°C(1073K)に保持しながら圧力を10MPaから70MPaまで5.4ksかけて上昇させ、引き続いて第二段階として温度を900°C(1173K)に上昇させ、この温度で3.6ksの間保持しながら、圧力98MPaで接合させた。爆着法は爆薬の爆発によって生じる巨大な圧力を利用して異種金属を接合する方法である。爆着法によるFe/Tiクラッド試料の作製は氏本らによって行われた⁶⁾。純チタン(TP28)は板厚3mmであり、その接合面側は、#150砥粒研磨されている。極低炭素鋼は板厚7.5mmであり、その接合面側は#400砥粒研磨されている。合わせ材(チタン)の外側に爆薬が置かれ、母材(極低炭素鋼)との間隔は均一に保持された。外側の爆薬の発生する爆発的圧力によって合わせ材と母材とが圧着される。爆着接合は瞬間的な($10^{-5} \sim 10^{-6}$ s)圧力による接合であり、他の接合方法(拡散接合, HIP, 熱間圧延)と比較した場合、接合界面部の温度上昇時間は最も小さいと考えられる。それゆえ、この試料は熱処理の効果を知る上での初期界面を有する試料、即ち界面に反応生成物のほとんどない試料として最も適していると考えられる。各試料を適当な大きさに切り出し、さらに様々な温度(500~1050°C)での真空熱処理(10^{-5} Pa, 14.4

ks)を加えた。受け入れまま(as receivedと呼ぶ)および熱処理後の試料は、エメリー研磨紙(#1500まで)とアルミナ研磨材(0.3 μ mまで)によって、界面部分が研磨面に垂直になるように鏡面研磨した。エタノール及びピアセトン液中で超音波洗浄した後、オージェ電子分光解析に供した。用いたAES装置は、Perkin-Elmer社製PHI660型である。入射電子線加速電圧=10kV, 一次電子電流=0.2 μ A, 電子ビーム径=0.85 μ mで測定をおこなった。測定モードとしては、界面を含む領域の点分析, 線分析, 面分析をおこなった。

3. 実験結果

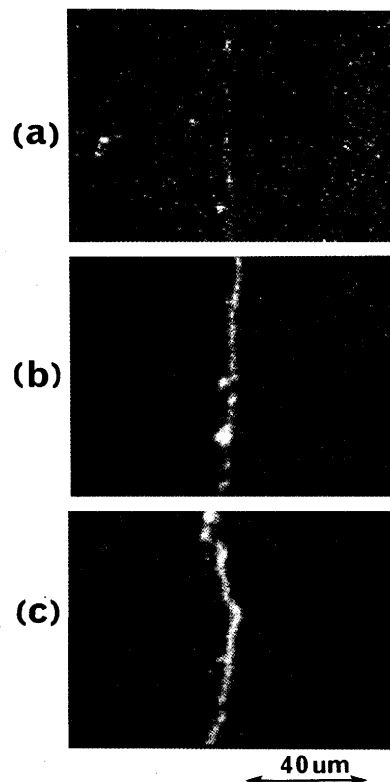
3・1 HIP試料

まずHIP(as received)試料のAES測定結果について述べる。Fig.2に、各 as received試料 ((a):0.0045%C, (b):0.012%C, (c):0.03%C)の界面近傍の炭素の面分布をC(KLL)強度最大で規格化した結果を示す。界面を中心として左側がチタン、右側が極低炭素鋼の領域である。各写真では、白い領域ほどCのKLLピーク強度の強い部分である。明らかに、極低炭素鋼中のC濃度が大きい試料ほど、界面におけるC濃度がより大きいことがわかる。0.0045%Cの試料では界面におけるCの濃縮は、0.012%C以上の試料に比較して非常に小さくノイズレベルに近いために、あたかも炭素が全体的に分布しているようにみえている。この界面に濃縮したC原子

Table 1. Chemical composition of base metals(mass%).

ULCsteel	C	Si	Mn	P	S	Fe
0.0045%C	0.0045	0.01	0.01	0.001	0.0017	bal.
0.012%C	0.012	0.01	0.01	0.001	0.0018	bal.
0.03%C	0.03	0.01	0.01	0.002	0.0013	bal.

pure Ti	O	N	H	Fe	Ti
TP35H	0.095	0.004	0.0008	0.046	bal.
TP28	0.047	0.004	0.005	0.029	bal.



(a) : 0.0045%C, (b) : 0.012%C, (c) : 0.03%C

Fig. 2. Carbon KLL Auger images of HIP specimens (as received).

の状態を調べるために、最もC濃縮度の顕著だった0.03%C試料の界面領域において測定したスペクトル(EN(E)型)をFig. 3に示す。界面領域では、主にTi, Fe, Cが存在することがわかる。このCのKLLスペクトルのみを取り出し、さらに微分してより一般的な一階微分型スペクトルにしたものをFig. 3中に挿入して示す。このスペクトルは明らかにいわゆるグラフアイト型ではなく、より鋭い形状を有する炭化物型スペクトルを呈していることがわかる。この実測スペクトルと様々な金属炭化物について測定された一階微分型C(KLL)スペクトル⁷⁾との形状比較を行ったところ、Fe炭化物(Fe_3C)よりもTi炭化物(TiC)のそれに近いことが判明した。荒木らは本試料と同一組成のFe/Ti爆着試料を760°Cに熱処理した後に破断し、界面をX線回折したが、その結果、界面にTiC相を見いだしている⁸⁾。これらの事実から推定して、このFe/Ti界面領域に生じた炭素富化層はTiCであると考えられる。もっとC濃度の大きなFe-C合金(球状黒鉛鑄鉄)とチタンとの接合界面に析出した炭化物は、X線回折からTiCであることが桃野らによって報告されているが⁴⁾、今回の結果は極低炭素鋼レベルでもTiCが界面に析出できることを示している。

次に、HIP(as received)試料の界面近傍の線分析の結果について示す。Fig. 4はFe(0.03%C)/Tiの結果である。図中で、黒丸はFe(LVV)、白ぬき丸はTi(LMV)、三角はC(KLL)の各ピーク強度を表している。面分析の場合と同様に、CはFe/Ti界面で濃縮していることがわかった。ここで界面領域の厚み(界面層の幅)を、FeまたはTiのオーグメント強度の84%~16%遷移領域の幅として定義する。この場合、この界面層の幅は約1.5~2 μm であった。また、Fe原子の α -Fe領域(cph:図中A)への拡散と、Ti原子の α -Fe領域(bcc; 図中D)への拡散は両方とも検出できなかった。これから、金属原子の相互拡散はほとんど起きていないと考えられる。0.012%C試料の線分析の結果からも、0.03%C試料の場合と同様に界面部分でCが濃縮していることが判明したが、そのC濃度は比較的小さかった。それゆえ、界面部分のTiC層は0.03%C試料よりは少ないと考えられる。しかし、この場合も0.03%C試料の場合と同様に金属原子の相互拡散は見られなかった。

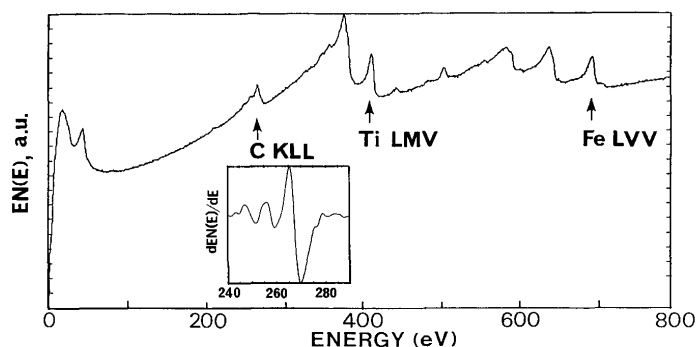


Fig. 3. EN(E) Auger spectrum measured at Ti/Fe interface of HIP specimen (0.03%C, as received). dEN(E)/dE spectrum of C(KLL) is inserted in figure.

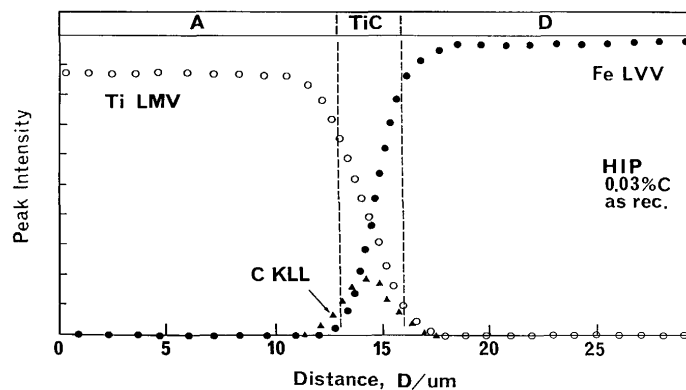


Fig. 4. AES line analysis of HIP specimen (0.03%C, as received).

Fig. 5は、0.0045%C試料の線分析の結果である。これは上記二種の試料の場合とは明らかに以下の点で異なっていた。まず、第一として界面においてはC原子の有意な濃縮は見られなかった。第二点としては、Fe原子のチタン領域への顕著な拡散が見られた。この拡散の結果、チタン領域は β -Ti(bcc:図中Bで示す)へ変態していると考えられる。ここで、Fe原子がチタン領域中へ拡散した厚みを評価するために拡散距離xを定義する。純チタンの β 変態点(882°C)以下の場合、 β -Tiに変態した領域の幅をxとする。 α -Ti中へのFe原子の溶解度はFe-Ti状態図によれば0.05at. %以下³⁾であるから、 β 変態点以下の熱処理温度におけるFeの拡散領域はほぼ β -Tiの領域といえるからである。 β 変態点以上では、チタン中への拡散したFe濃度が0.05at. %以下になるまでの界面からの距離を拡散距離Xと定義する。この場合、室温に冷却した際の拡散領域の組織は β -Tiもしくは β -Tiと α -Tiの混在した組織となり、非拡散領域は α -Ti単相になる。このように定義することによって拡散した領域をSEM像や光学顕微鏡像と対応づけられる。この場合、Xは約70 μm であった。一方、第三点としては、Ti原子の極低炭素鋼領域中への拡散も見られた。このTi原子の拡散領域はFig. 5中でD'で示されるが、その拡散領域の幅は2~3 μm であり、Fe原子のチタン中への拡散距離よりもはるかに小さいことがわかる。

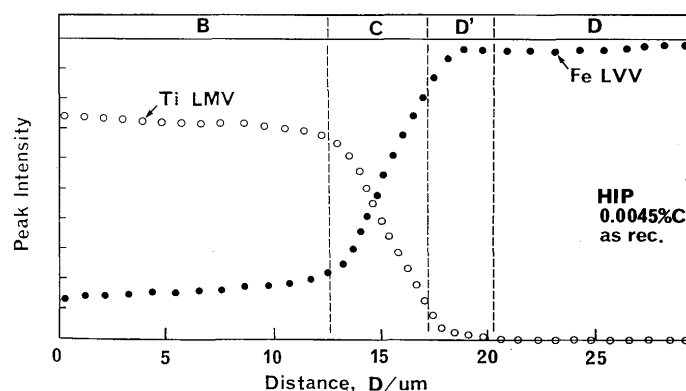


Fig. 5. AES line analysis of HIP specimen (0.0045%C, as received).

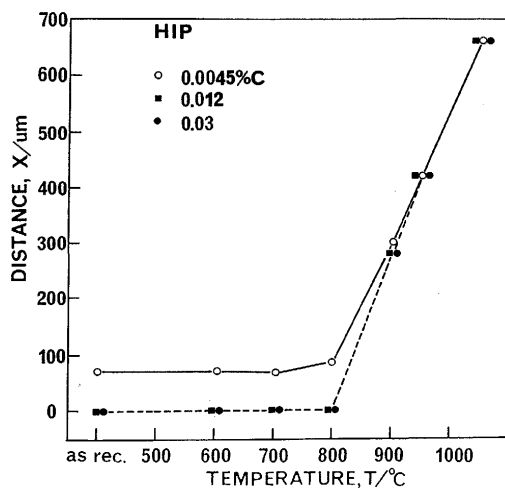


Fig. 6. Diffusion distance $X(\mu\text{m})$ of Fe atoms into Ti region across Ti/Fe interface of HIP specimens after heat treatments at various temperatures T .

また、界面領域の幅も上記2試料に比較して2~4 μm と広がっており、界面にTi-Feの金属間化合物層が形成されているものと思われる。

次に様々な温度での真空熱処理後HIP試料の界面解析結果について述べる。Fig. 6はFe原子のチタン領域中への拡散した距離 X が熱処理温度 T とともにどのように変化するかを示したものである。まず、0.0045%C試料の場合は、拡散距離 X は700°Cまではほぼ変化しないが、800°Cから大きくなり始め、900°Cから急激に大きくなった。一方、0.012%C試料と0.03%C試料とはほぼ全く同一の挙動を示した。両試料の場合、800°Cまでは全くFe原子のチタン領域中への拡散を起こさなかった。また界面におけるTiC層や界面幅も800°Cまでas receivedの状態とほぼ同一であった。ところが、900°C、14.4ks保持後になるとTiC層はほぼ消滅し、同時にFe原子のチタン領域中への拡散が見られた。950°C以上での振る舞いは3種類の試料ともほぼ同一であった。このように真空中においては800°Cから900°Cまでの間で界面TiC層に大きな変化が生じていることが判明した。

3・2 爆着試料

爆着試料のas receivedの状態は、3試料ともほぼ同一であった。界面にはCの濃縮は見られず、また界面層幅も3試料ともに1.4~2 μm であった。また、3試料ともFe原子のチタン領域中への拡散は全く見られなかった。それゆえ、これらの試料は熱処理によって引き起こされる界面状態の変化を見るには適した試料であるという判断は妥当であったといえる。

次に熱処理によるFe/Ti界面近傍の状態変化について述べる。Fig. 7はFe原子の拡散距離 X が熱処理温度 T とともにどのように変化していくかを示したものである。600°Cまでは3試料とも全くFe原子の拡散はみられなかったが、700°Cになると0.0045%Cの試料ではFe原子のチタン領域中への拡散

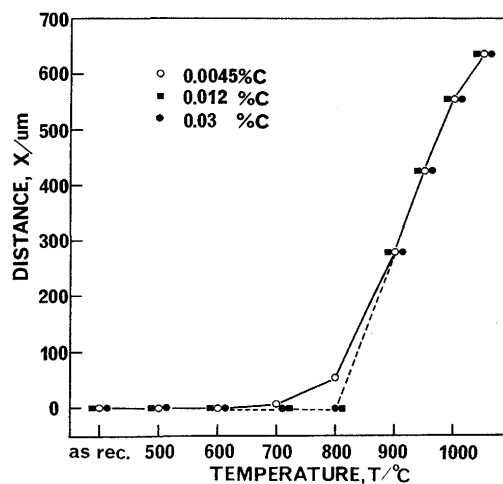


Fig. 7. Diffusion distances $X(\mu\text{m})$ of Fe atoms into Ti region across Ti/Fe interface of EX specimens after heat treatments at various temperatures T .

の開始が見られた。800°Cでは、0.0045%C試料のFe拡散はかなり顕著になるが、他の2試料ではFeの拡散は開始していない。しかし、900°C以上になると全試料にわたってFeの拡散はみられ、しかもその拡散距離はC濃度に依存せず同一の傾向を示した。

Fig. 8は、界面における炭素のC(KLL)オージェピーク強度の熱処理温度 T に伴う変化を示したものである。縦軸は、界面での最大のC(KLL)強度を純Fe領域のFe(LVV)強度で除することによって規格化して表示している。C濃度の最も小さい0.0045%Cの試料では、界面でのC濃縮はほとんど全温度範囲で見られなかった。一方、C濃度の最も大きな0.03%Cの試料では500°Cから界面C濃縮がみられ、界面C濃度は800

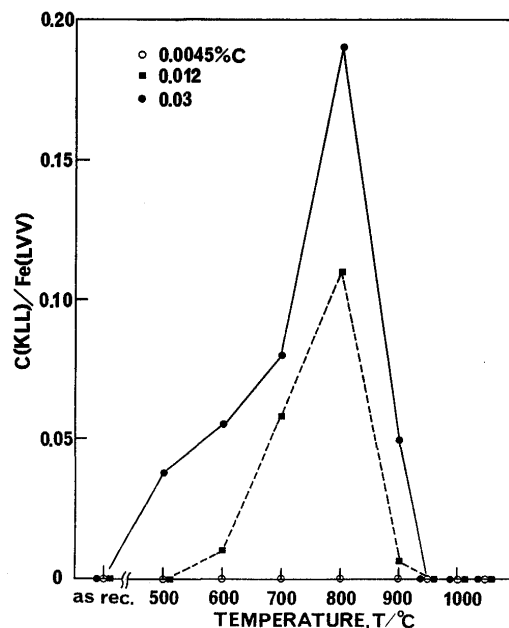


Fig. 8. Normalized carbon Auger intensities at Ti/Fe interface of EX specimens after heat treatments at various temperatures T .

°Cで最大となるが、900°Cでは大きく減少し、950°Cではほとんど界面からCは消滅した。これは0.012%Cの試料でもほぼ同様の傾向であったが、C界面濃度は0.03%Cの試料よりも小さい。つまり、C濃度の比較的大きな試料の場合には約500°C以上になると界面にTiC層が形成され、これは800°Cで最も成長する。しかし、900°C以上では界面に析出したTiC層は熱力学的に不安定になり⁹⁾、バルク中へ再固溶し、界面からほとんど消えるといえる。

Fig. 9は700°Cにおける0.0045%C試料の界面線分析の結果である。図中のB領域がFe原子のチタン領域中への拡散した領域であり、 β -Tiに変態した領域である。チタン/極低炭素鋼接合界面領域(図中C)の幅も β -Tiの形成にともない、as receivedの状態に比べて若干大きくなっている(約2.6 μ m)ことがわかる。また、 β -Ti領域においてFe原子からのオーグエ強度が0%へ漸減するのではなく、Fe濃度が約9at. %に相当するFeオーグエ強度の点で急激に減少するのが特徴的である。Fig. 1のFe-Ti状態図によれば700°Cにおける β -Tiの濃度域は約9~16at. %であり³⁾、これはFe原子の拡散した領域での実測されたFe濃度(Fe(LVV)強度から推定される)のとり範囲とほぼ一致していた。このような現象は、0.0045%C試料の800°Cの場合でもみられた。一方、900°C以上の熱処理をおこなった試料のAES測定では、 β -Ti領域でのFe濃度は変曲点を持たず、漸次的に0%に向かうことが明らかになった。これは状態図によれば、882°C以上では β -Ti領域を構成できるFe濃度の下限はなくなることによると考えられる。

C濃度の比較的大きな試料の場合には、900°CにおいてTiC層の消滅と同時に金属原子の相互拡散が起きていた。この温度以上では3試料ともほぼ同様の界面プロファイルを示した。一例としてFig. 10に900°Cにおける0.012%C試料の界面近傍線分析の結果を示す。図中でAは α -Tiの領域、B+B'はFe原子のチタン中への拡散領域、CはTi/Fe界面、D'は α -Fe中へのTi原子の拡散領域、Dは α -Feである。B'の領域はSEM像でWidmanstätten状の組織を呈していた部分である。これは、冷却中に α -Tiに変態した部分で組織的には(α -Ti+ β -Ti)である。Bは β -Tiとして残った部分である。

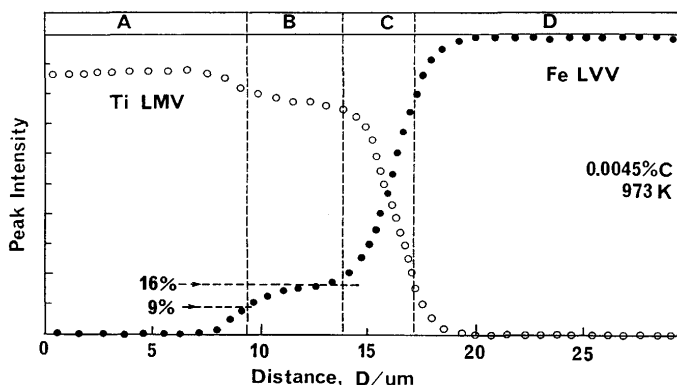


Fig. 9. AES line analysis of 0.0045%C EX specimen after heat treatment (973K, 14.4ks).

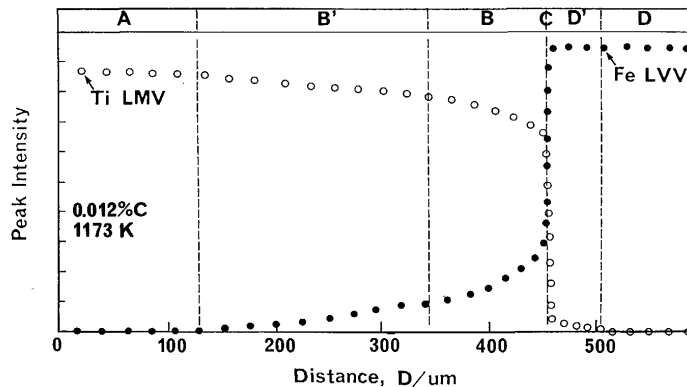


Fig. 10. AES line analysis of 0.012%C EX specimen after heat treatment (1173K, 14.4ks).

Ti/Fe界面の微細構造については、山口らのTEM観察結果⁹⁾から考えて、極低炭素鋼側にTiFe₂が³⁾、チタンに近い側にTiFeが生成していると考えられる。Fig. 10の界面部分をより高倍率(4000 $\times$)でSEM観察と線分析をしたが、その結果からも界面領域Cが二重構造になっていることが示唆された。

4. 考察

上記の結果から考えられるチタン/極低炭素鋼クラッド材料の界面反応のモデルをFig.11に示す。以下の文章中の(I)~(IV)はFig. 11中のI~IVに対応する。

(I)第1段階として、Fe側のC濃度が十分高い(0.012%C以上)場合、ある程度の温度以上では界面にC原子が偏析し得る。界面への不純物偏析は、表面への偏析現象と同様な現象と考えられる。Fe-C系の表面偏析はGrabke等によって詳しく調べられているが、それによればC濃度が0.003mass%の場合500°Cにおいて飽和炭素被覆率(0.2原子層)に達している¹¹⁾。Fe-C系の表面偏析現象は、次のLangmuir-Mclean式¹²⁾で表現できるといわれている¹¹⁾。

$$\frac{X^s}{X_0 - X^s} = \frac{X^c}{1 - X^c} \exp(\Delta G/RT) \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 X^s は表面濃度、 X_0 は飽和表面濃度、 X^c はバルク濃度、 ΔG は偏析自由エネルギー、 R は気体定数、 T は絶対温度である。この式より、同一温度ではバルクC濃度が大きいほど表面濃度は大きく、また同一C濃度では温度が高いほど表面濃度は小さくなることがわかる。実際、よりC濃度の大きな試料(0.009mass%C)の場合では、より高い温度領域(650~800°C)においても飽和値に近い表面炭素濃度が報告されている¹¹⁾。Fe中のC原子の拡散係数 D をFig. 12中に示すが、これはC原子の拡散が十分に速いことを示している。例えば400°Cでの D は $6.1 \times 10^{-13} \text{m}^2/\text{s}$ であるが、この温度における熱処理時間(14.4ks)後の平均的拡散距離($=\sqrt{2Dt}$)は約0.13mmにも達している。つまり約400°C以上の高温ではC原子のFe中の拡散は非常に速く、これらのC原子によって短時間で界面の偏析サイトは占有されるといえる。

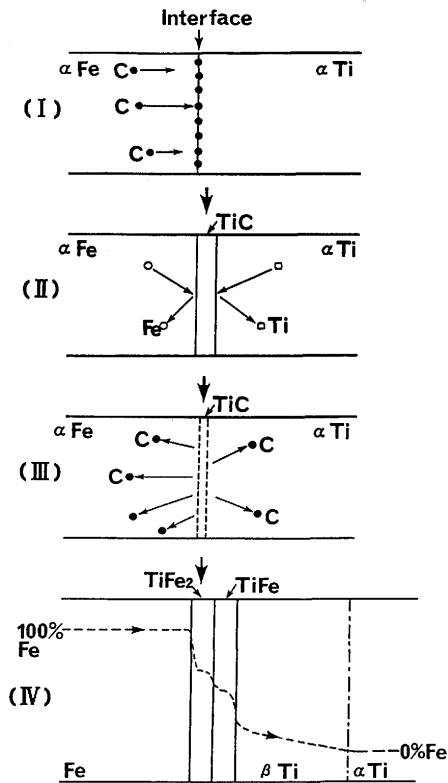


Fig. 11. Possible model for Ti/Fe interfacial reaction.

(II)第2段階としては、これらの界面偏析C原子とTi原子とが反応してより安定なTiCになる過程である。この場合のTi原子は極低炭素鋼側に固溶したTi原子である。なぜなら、 α -Ti中のC溶解度は500°Cで0.6at. %もあるため、チタン中に溶解したCは析出してこない。一方、極低炭素鋼側に固溶したCとTiが存在する場合には、次の式で示す反応が起こり得る。



この結果、チタン/極低炭素鋼界面にはTiCが析出することになる。これが界面全体を層状に覆うことができれば、TiC層は拡散障壁となり、金属原子の相互拡散が抑えられる。C濃度が十分に低ければTiC層は形状されないか、形成されても薄い島状にしか析出せず、障壁層としては機能しないと思われる。拡散障壁層がない場合には、700°C程度から界面での金属間化合物の形成と金属原子の相互拡散が起こり、特にFe原子の拡散によってチタン領域中に β -Tiの形成がおこなわれる。

(III)一方、C濃度が十分に高い場合でも、900°C程度でTiC層はバルク中へ再固溶してしまう。これは(2)式の反応のギブス自由エネルギー変化 ΔG を考えれば理解できる。この場合、析出TiC層の活量を1とし、固溶Cの活量を a_C 、固溶Tiの活量を a_{Ti} とすると ΔG は以下の様に表現できる。

$$\Delta G = RT \ln \frac{1}{a_{Ti} a_C} - \Delta G^0 \quad (3)$$

ここで、 ΔG^0 は反応の標準自由エネルギーである。TiCの標準生成エネルギーは測定温度範囲では常に負であるが、(3)式から明かなように(2)式の反応の自由エネルギー変化は固溶Cと固溶Tiの活量、即ち濃度が十分に小さい場合には正になり、析出したTiCが再固溶し得る。実際、(3)式において、 ΔG^0 のデータ値¹³⁾を代入し、固溶Cの活量を0.001(約0.1 at. %), 固溶Tiの活量を0.0001とすると、約900°Cで ΔG は正になる。

(IV)それゆえ、900°C程度以上からはTiC層の拡散障壁がなくなるために界面での金属間化合物層の形成(TiFe₂, TiFe)と相互拡散が活発に起こるようになる。

チタン/極低炭素鋼接合界面で興味深い点はFe原子のチタン中への優先的拡散とTiC界面析出層の金属原子の相互拡散に対する障壁性である。前者についてはFig. 12にまとめた様々な系での拡散係数の温度依存性から理解できる¹⁴⁾。 α -Ti及び β -Ti中でのFe原子の拡散係数は、 α -Fe及び γ -Fe中でのTi原子の拡散係数に比べて一桁以上大きい。それゆえ、同一温度ではFe原子がチタン領域中へ優先的に拡散することがわかる。

後者のTiCの拡散障壁性については、TiC中の自己拡散係数¹⁵⁾と図中の拡散係数と比較することによって理解できる。例えば、800°CにおけるTiC中でのTiの拡散係数は $5.8 \times 10^{-36} \text{ m}^2/\text{s}$ である。これは α -Ti中のFeの拡散係数や γ -Fe中のTiのその値の $10^{-18} \sim 10^{-22}$ 倍程度である。またTiC中でのCの拡散係数は $7.4 \times 10^{-25} \text{ m}^2/\text{s}$ であり、これは α -Fe中や α -Ti中のCの拡散係数値の $10^{-11} \sim 10^{-14}$ 倍の程度である。このようにTiC中では原子は非常に拡散しにくく、それゆえ、接合界

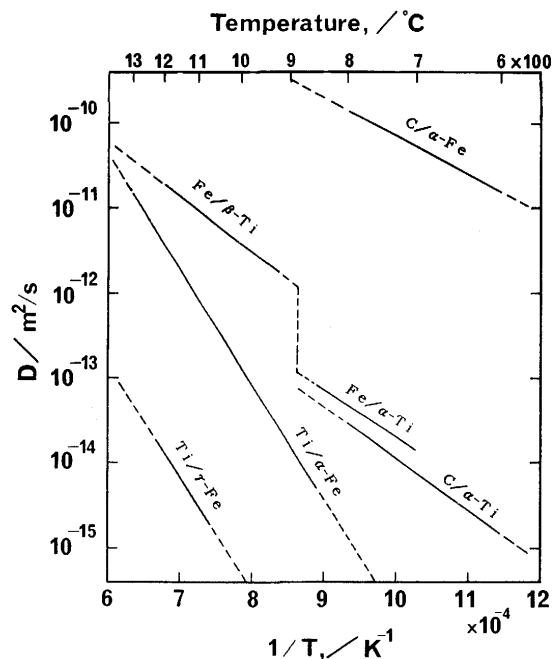


Fig. 12. Diffusion coefficients for various systems which are related to Ti/Fe interfacial reaction.

面に均一に層状析出したTiC層は相互拡散に対する障壁として働くといえる。

5. まとめ

オージェ電子分光法を用いてHIP法および爆着法で作製されたチタン/極低炭素鋼クラッド材料の界面解析をおこない、熱処理による界面構造の変化に関するいくつかの新しい知見が得られた。

HIP法によるクラッドでは炭素濃度の違いによってas receivedの界面構造が大きく異なることが判明した。C濃度が最も小さい場合(0.0045%C)には、界面には金属間化合物層が形成され、またFe原子のTi中への優先的拡散による β -Ti領域が形成されていた。一方、C濃度が大きい場合(0.012%C以上)にはHIP処理中に界面に安定なTiC層が形成され、これが拡散障壁として働くことによって金属原子の相互拡散を抑制することが判明した。

爆着試料の場合は、as receivedの状態ではC濃度による違いが見られず、また界面にも反応層が見られなかった。C濃度が最も小さい場合(0.0045%C)には、約700°Cから β -Tiの形成が始まるのに対し、C濃度が0.01%C以上では界面に

TiC拡散障壁層が安定に形成されることから金属原子の拡散を800°Cまで抑制することが明らかになった。

文 献

- 1) 川並高雄, 吉原征四郎: 鉄と鋼, **74** (1988), p.617
- 2) 日野谷重晴: 鉄と鋼, **75** (1989), p.1695
- 3) J. L. Murray: Phase Diagram of binary Titanium Alloys, (1987), p.99 [ASM International]
- 4) 桃野 正, 圓城敏男, 池内健二: 鉄と鋼, **73** (1987), p.1590
- 5) 米田陽一郎, 要 善恒, 高橋英司: 材料とプロセス, **4** (1991), p.1723
- 6) 氏本泰弘, 亀山龍一郎: 材料とプロセス, **4** (1991), p.1721
- 7) 本間禎一: 鋼材の表面分析と表面物性(日本鉄鋼協会特定基礎研究会鋼材の表面物性に関する基礎研究部会編), (1986), p.25
- 8) 荒木孝雄, 西田 稔: 鉄・チタン複合材料の製法と特性(鉄鋼基礎共同研究会鉄基複合材料部会編), (1993), p.118
- 9) 土佐正弘, 吉原一紘, 武井 厚, 斉藤一雄, 岩本正哉, 新居和嘉: 日本金属学会誌, **49** (1985), p.988
- 10) 山口正治, 乾 晴行: 鉄・チタン複合材料の製法と特性(鉄鋼基礎共同研究会鉄基複合材料部会編), (1993), p.160
- 11) H. J. Grabke, G. Tauber and H. Viefhaus: Scripta Met., **9** (1975), p.1181
- 12) D. McLean: Grain Boundaries in Metals, (1957), p.118 [Oxford University Press]
- 13) 金属データブック改訂2版(日本金属学会編), (1984), p.87 [丸善]
- 14) 同上, p.24
- 15) P. ギラルダンク著, 平野賢一, 岡田 健訳: 技術者の拡散入門, (1984), p.88 [共立出版]