



# Ti-20mol%Al 合金／鉄系材料接合体における 界面分離現象

森園 靖浩\*・児玉 芳和\*<sup>2</sup>・山室 賢輝\*<sup>3</sup>・西田 稔\*<sup>4</sup>

Interface Separation Phenomenon in Ti-20mol%Al Alloy/Iron Material Joints

Yasuhiro MORIZONO, Yoshikazu KODAMA, Takateru YAMAMURO and Minoru NISHIDA

**Synopsis :** Ti-20mol%Al (Ti-20Al, *i.e.* Ti-12.3mass%Al) alloy was diffusion-bonded to eutectoid steel at 1273 K for 3.6 ks in a vacuum. The joint had a space of a few micrometers in thickness between the Ti-20Al alloy and the steel, and several specimens separated near the interface promptly after the bonding treatment. This phenomenon, which is referred to as “interface separation”, is known to depend on alloy composition, bonding temperature and holding time. This paper describes the influence of carbon content in iron materials on the interface separation. Four kinds of carbon steels, an alloy steel and a cast iron were used as a mating material for the Ti-20Al alloy. Diffusion bonding was carried out at 1273K for 3.6ks in a vacuum. The diffusion of constituent elements into each parent material and the formation of reaction phases were observed in the vicinity of the interface in all cases. The interface separation was clearly seen in the joints with the carbon steels and the cast iron containing more than 0.82 mass% C. It was also confirmed that the space formed near the interface spread to the iron material side. On the other hand, the bonding of the Ti-20Al alloy to the alloy steel with high carbon content was achieved without incident. In this joint, the diffusion of Fe into the Ti-20Al side was inhibited by TiC layer formed at the interface. The mechanism of the interface separation is discussed from the viewpoint of thermal stress, reaction phase and diffusion behavior.

**Key words :** Ti-Al alloy; steel; cast iron; C content; interfacial reaction; separation; diffusion.

## 1. 緒言

$\gamma$ -TiAl に代表される Ti-Al 系金属間化合物は、優れた高温強度を有することから、軽量耐熱構造材料としてエンジン部品等に利用されつつある。この実用に際しては同種または異種材料との接合技術の確立も重要な課題の一つであり、広範囲に使用されている鉄系材料、特に炭素鋼に着目して、Ti-Al 合金との接合界面組織や強度について調査してきた<sup>1,2)</sup>。Fig. 1 は、組成が異なる複数の Ti-Al 合金と共析鋼 (SK5 鋼, 0.82 mass% C) を 1073~1273K, 3.6 ks の条件で接合し、その接合状態を合金組成と処理温度に基づいて Ti-Al 2 元系状態図<sup>3)</sup>上に整理したものである。なお、純 Ti を用いた場合についても同様に記した<sup>4,5)</sup>。図中の白丸 (○) は、組織観察や強度試験を通して、接合が確認されたことを示す。一方、黒丸 (●) は 1273K で処理した Ti-20mol%Al 合金 (=Ti-12.3mass%Al。以下、本合金に関しては mol% 表示を用いて Ti-20Al と略記する) の場合だけに該当し、界面に沿って間隙が連続的に存在したため、健全な接合体が得られなかったことを意味する。この黒丸で示す試料では、電気炉から取り出した時点で接合体形状

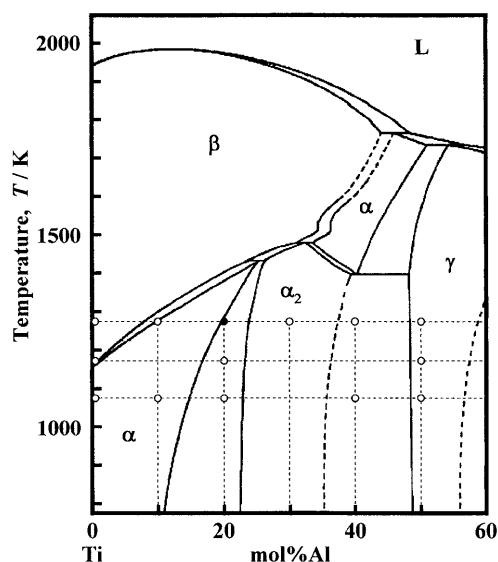


Fig. 1. Phase diagram of Ti-Al binary system. Open circle (○) represents bonding temperature and alloy composition of sound Ti-Al alloy/eutectoid steel joints. Solid circle (●) represents the joint showing interface separation. Holding time at bonding temperature was 3.6 ks.

平成 19 年 11 月 2 日受付 平成 20 年 3 月 12 日受理 (Received on Nov. 2, 2007; Accepted on Mar. 12, 2008)

\* 熊本大学大学院自然科学研究科マテリアル工学専攻 (Department of Materials Science and Engineering, Graduate School of Science and Technology, Kumamoto University, 2-39-1 Kurokami Kumamoto 860-8555)

\*<sup>2</sup> 熊本大学大学院生 (現: 京セラ) (Graduate Student, Kumamoto University, now Kyocera)

\*<sup>3</sup> 熊本大学工学部技術部 (Technical Division, Faculty of Engineering, Kumamoto University)

\*<sup>4</sup> 九州大学大学院総合理工学研究院融合創理工学部門 (Department of Applied Science for Electronics and Materials, Kyushu University)

Table 1. Chemical compositions of iron materials.

Materials	Chemical composition (mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Mg	Fe
Fe-0.09C (SS400)	0.09	0.04	0.68	0.017	0.017	0.02	0.03	...	...	...	...	Bal.
Fe-0.47C (S45C)	0.47	0.21	0.74	0.025	0.027	0.02	0.10	0.01	...	...	...	Bal.
Fe-0.82C (SK5)	0.82	0.18	0.40	0.013	0.021	0.08	0.10	...	...	...	...	Bal.
Fe-0.96C (SK3)	0.96	0.20	0.64	0.015	0.053	0.14	0.16	0.07	...	...	...	Bal.
Alloy steel (SKD11)	1.50	0.31	0.28	0.020	0.010	...	12.10	0.25	1.04	0.44	...	Bal.
Cast iron, Fe-3.71C	3.71	2.70	0.49	...	0.012	0.46	0.026	...	...	...	0.037	Bal.

が保持できずに破壊していたものもあり、接合体としての本来の目的が失われることになる。我々はこのような接合界面に空隙が形成され、破壊に至る現象を「界面分離」と呼んでおり、合金組成や処理温度のみならず、保持時間にも依存することを確認している<sup>2)</sup>。なお、これと同じ組合せで 1073K, 3.6 ks で接合した場合には 166 MPa の高い接合強度が得られている<sup>2)</sup>。

この界面分離現象は、接合・分離という逆の操作を温度や時間によって使い分けられるため、リサイクル型の複合材料の創製に利用できるものと期待されるが、その発現メカニズムについては未だ不明であり、原因解明を急がねばならない。そこで本研究では、現象発現に対する鉄系材料の役割を明かにするため、鋼材および鋳鉄の中に含まれる C 量に注目して界面分離との関連を調査した。

## 2. 実験方法

アーク溶解により作製した Ti-20mol%Al 組成の合金は、3 mPa 以下の真空中、1273K, 86.4 ks の条件で均質化した後、直径 5 mm, 厚さ 0.2 mm のディスク、または厚さ 0.7 mm の板材に加工した。この合金は、Fig. 1 の Ti-Al 系状態図より  $Ti_3Al(\alpha_2)$  を主体としたものと考えられ、実際の X 線回折 (XRD) でも得られたピークは  $\alpha_2$  で指数付けできた。Table 1 は、本研究で使用した炭素鋼 4, 合金鋼 1, 鋳鉄 1 の合計 6 種類の鉄系材料の化学組成をまとめたものであり、C 量を基準に並べて表示している。なお、本論文では、合金鋼を除く鉄系材料については JIS 記号の代わりに C 量によって Fe-0.09C のように表す。これらはいずれも 10 mm×10 mm×5 mm の形状であり、Fe-0.09C と Fe-0.82C に対しては 5 mm×5 mm×1.5 mm のものも準備した。さらに、直径 5 mm, 高さ 5 mm の円柱状の工業用純 Ti や厚さ 15  $\mu$ m の Ta 箔も用意した。Ti, Ti-20Al, 鉄系材料の各素材は、接合面を #1200 の研磨紙で整えた後、脱脂・乾燥を経て接合実験に供した。

拡散接合は、ステンレス鋼ブロックと Mo ロッドから成る手製ジグに Ti, Ti-20Al, 鉄系材料を Fig. 2(a) の順に積層して固定後、3 mPa 以下の真空中、1273K, 3.6 ks の条件で行った。また、分離挙動をより詳細に捉えるため、Fig.

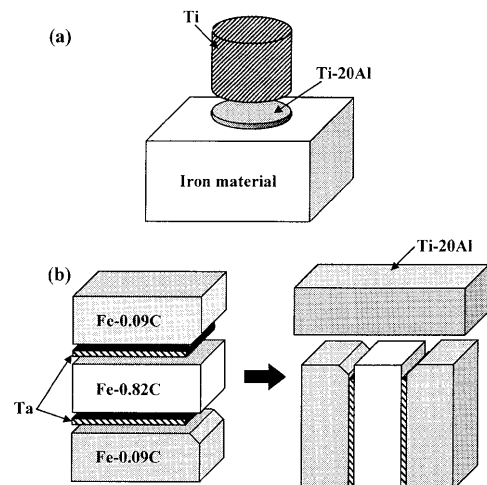


Fig. 2. Configurations of bonding couples. (a) Normal specimen. (b) Specimen for keeping position of interface separation.

2(b) に示すような接合体も作製した。これは、まず2つの Fe-0.09C の間に Fe-0.82C を挟み込んで 1173K, 0.9 ks の条件で接合した。この際、Fe-0.09C と Fe-0.82C の間には拡散バリアとしての役割を期待して Ta 箔を挿入した<sup>5)</sup>。続いて、この3層材の接合面となる部分を #1200 の研磨紙で整え、Ti-20Al と密着させた後、1273K に 3.6 ks 保持して一体化した。ここで、全ての接合処理における昇温速度は 0.17 K/s であり、保持終了後は室温まで炉冷した。

得られた試料をポリエステル系樹脂に埋め込み、その中央部付近を切断した後、観察面を粒径約 50 nm の  $Al_2O_3$  粉末を使って鏡面に仕上げ、光学顕微鏡観察、走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察に供した。SEM 使用時にはエネルギー分散型 X 線分光法 (EDX) による組成分析も行った。また、接合界面において分離現象が生じた場合には、分離面を光学顕微鏡及び SEM を使って観察するとともに、XRD や硬度試験にも供した。硬度試験は、Vickers 圧子を取り付けた微小硬度計を使って荷重 2.94 N, 負荷時間 15 s の条件で実施した。

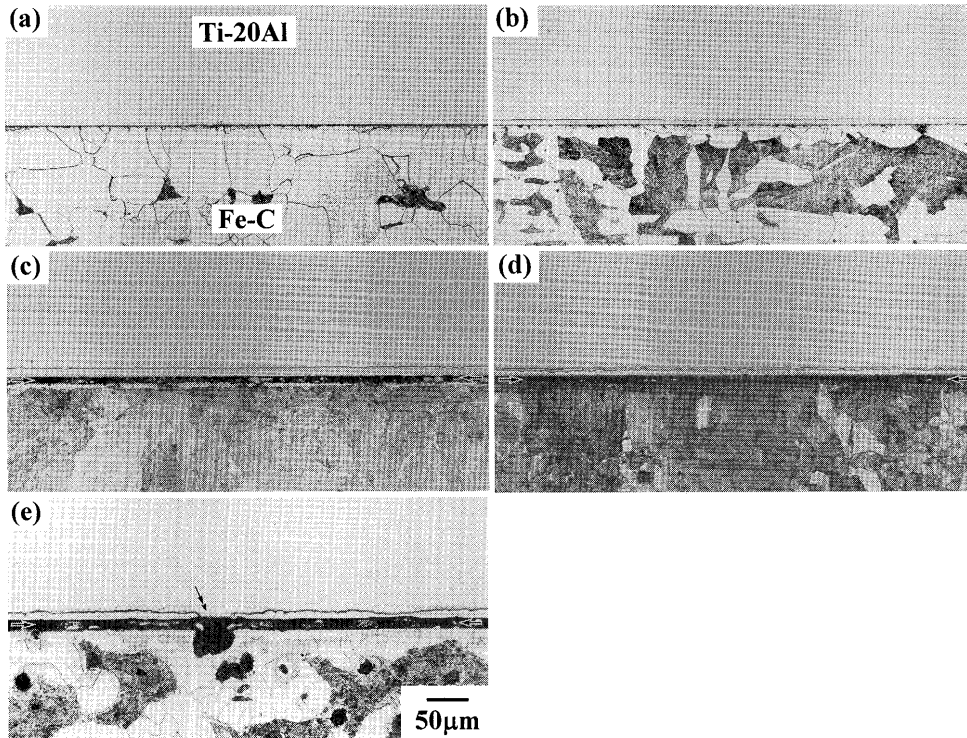


Fig. 3. Optical micrographs of the interface in various Ti-20Al/iron material (Fe-C) joints bonded at 1273K for 3.6 ks. Fe-C; (a) Fe-0.09C. (b) Fe-0.47C. (c) Fe-0.82C. (d) Fe-0.96C. (e) Fe-3.71C. There is a space between two single arrows. Double arrow in (e) indicates contact area of graphite and Ti-20Al.

### 3. 実験結果及び考察

#### 3・1 界面組織に及ぼす鉄系材料中のC量の影響

1273K, 3.6ks の条件で作製した Ti-20Al/鉄系材料接合体の界面組織の光学顕微鏡写真を Fig. 3 に示す。(a)~(e) で使用した鉄系材料はそれぞれ Fe-0.09C, Fe-0.47C, Fe-0.82C, Fe-0.96C, Fe-3.71C である。C量が低い Fe-0.09C や Fe-0.47C を用いた接合体では、界面全体にわたり密着されており、また (b) の接合界面には厚さ約  $7\mu\text{m}$  の反応層が認められる。しかしながら、Fe-0.82C, Fe-0.96C, Fe-3.71C の場合には、反応層が生じているにもかかわらず、それに接して矢印で示す間隙も見られる。同様に作製した複数の試料の中には、電気炉から取り出した段階で、すでに界面部で破壊していたものもあった。このような分離現象の発現場所は、試料端部における反応層と鉄系材料表面の位置関係から、初期界面と考えられた。なお、Fe-3.71C の場合、2重矢印で示す黒鉛に接した領域には反応層が形成されていないが、他の接合体との比較から、このことが界面分離現象の直接的な原因とは考えられない。

Fig. 4 は、Fig. 3 に示す各試料を SEM 観察した結果である。鉄系材料中のC量は (a)~(e) の順に増加し、接合界面における間隙の有無が一層はっきりと確認できる。特に、4種類の炭素鋼は 1273K の温度域でオーステナイト状態となることから、分離現象の発現には鉄系材料中のC量が関与している可能性が高い。界面付近には I~IV で示す特徴

的な反応相が認められる。I は Ti-20Al 中に位置し、針状を呈している。これを EDX により組成分析した結果を Fig. 5(a) に示す。この図の横軸は使用した鉄系材料のC量、縦軸は Ti, Al, Fe の3元素に着目した場合の分析値である。この結果、I は鉄系マトリックス側から拡散した Fe によって生じたもので、約 80mol% の Ti に対して Al よりも Fe が多く含まれていることがわかる。また、Ti, Al, Fe の組成比は鉄系材料の種類によらずほぼ一定である。II も Ti-20Al 中に存在するが、その細部は共析に似た組織を呈し、帯状の III に沿って連続的に形成されている。なお、III に相当するものが Fig. 3(b)~(e) の光顕写真に見られる反応層である。Fig. 5(b), (c) は II と III に対する分析結果である。II は Fe-0.09C の場合のみ Fig. 5(a) に示す組成と等しいが、それ以外では Ti:Al:Fe の組成比が 6:3:1 に近づいている。一方、III では Ti が主に検出され、後述する XRD の結果も考慮して、鉄系材料中のCとの反応によって生じた TiC と同定した。このように III が Ti-rich になったことが、結果的に II における Ti 濃度の低下と Al 濃度の上昇を招いたと推察される。Fig. 4(c) に示される IV については、Fe-0.82C を用いた場合により明瞭に観察されるものである。これは、TiC 層の形成に伴って Fe-0.82C 中の脱炭が促された結果、フェライト安定化元素として知られる Ti や Al がその部分に拡散し、フェライトを形成したと思われる。このような鉄系マトリックス側への Ti や Al の拡散は、他の接合体においても確認されている。

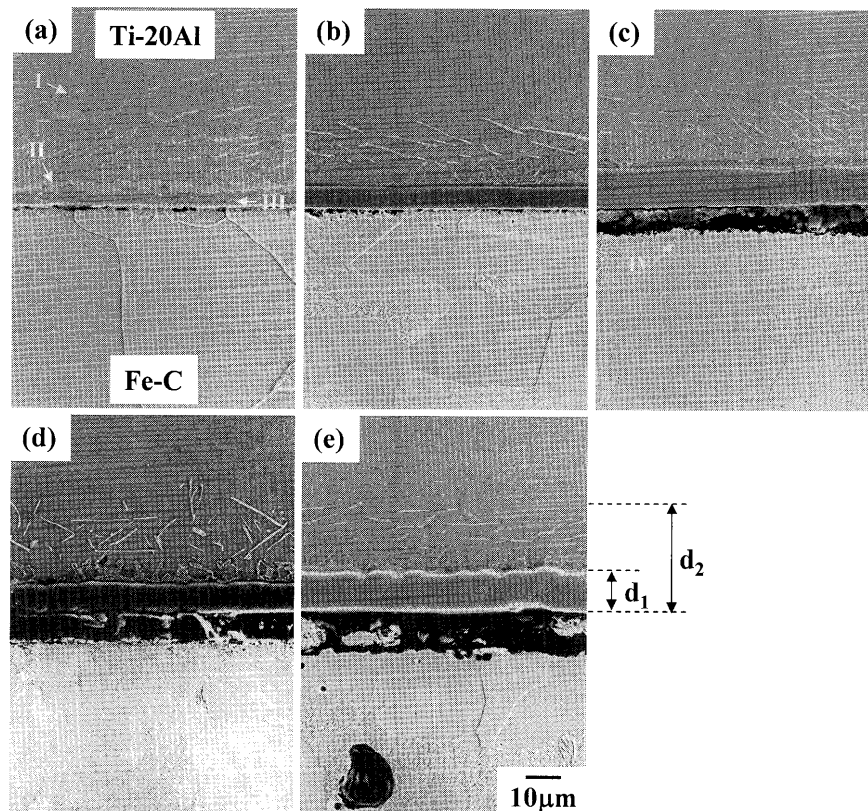


Fig. 4. SEM micrographs of the interface in various Ti-20Al/iron material (Fe-C) joints bonded at 1273K for 3.6 ks. Fe-C; (a) Fe-0.09C. (b) Fe-0.47C. (c) Fe-0.82C. (d) Fe-0.96C. (e) Fe-3.71C. Reaction products are indicated by I to IV, and their thickness is represented by ' $d_1$ ' and ' $d_2$ '.

Ti-20Al と鉄系材料の接合界面には、C量に依存することなく、Ti-20Al 中に Fe が拡散した領域 (I, II) と TiC 層 (III) が観察される。そこで、Fig. 4(e) に示すように、TiC 層の厚さを  $d_1$ 、初期界面と考えられる TiC 層と鉄系材料の境界から、針状の生成相 I が観察できる Ti-20Al 側の領域までの距離、すなわち Ti-20Al 中での Fe の拡散距離を  $d_2$  として、使用した鉄系材料の C 量との関係を調べた。その結果を Fig. 6 に示す。TiC の層厚  $d_1$  は、C 量とともに増加し、10  $\mu\text{m}$  付近でほぼ一定となる。この一定値に達した接合体、すなわち Fe-0.82C, Fe-0.96C, Fe-3.71C を用いた場合において界面分離を発現することが注目される。一方、 $d_2$  で示す Fe の拡散距離は、鉄系材料の種類に依らず 30  $\mu\text{m}$  前後の値をとる。Fig. 4(a)~(e) を比較する限り、Ti-20Al 中に生じた Fe を含む反応相は量的に大きな差異が認められないことから、Fe の拡散量は鉄系材料中の C 量や TiC 層の厚さに影響されないと言える。

### 3・2 合金鋼を用いた場合の界面組織

Ti-Al 合金と鉄系材料の接合界面における分離現象は、合金組成、処理温度、保持時間だけでなく、鉄系材料中の C 量にも影響されることを示した。しかしながら、それが本現象にどのように関与するかは依然不明である。そこで、炭化物形成能に優れた合金元素を含む高炭素鋼を Ti-20Al の相手材に用いた場合について調査した。

Fig. 7 は、1.50 mass% C を含む合金鋼と Ti-20Al を 1273K, 3.6 ks の条件で接合した場合の界面組織である。先に使用した Fe-0.82C, Fe-0.96C, Fe-3.71C と比べて十分な C 量であるにもかかわらず、界面分離は生じていない。接合界面には厚さ 3  $\mu\text{m}$  の反応層が見られ、TiC と同定した。また、接合界面より Ti-20Al 側へ約 15  $\mu\text{m}$  離れた位置にある反応相は、Fig. 5(a) に等しい組成をもち、Fe の拡散によって生じたことがわかった。注目すべきは、その生成量が極めて少ないことである。この合金鋼は 1273K ではオーステナイトと  $\text{M}_7\text{C}_3$  の 2 相状態と予想されるため<sup>6)</sup>、Ti-20Al との間では前述した炭素鋼の場合と同様な界面反応が生じるはずであるが、Fe の拡散が抑制されることになる。このことは、チタンクラッド鋼で報告されているように<sup>4,5,7)</sup>、接合界面に生じた TiC 層が拡散バリアとして作用したことが原因と考えられる。本研究のように TiC 層が拡散の抑制に寄与する場合とそうでない場合が存在する理由は現時点では明らかでない。しかしながら、界面分離を発現した際に観察される TiC は微細粒であり<sup>2)</sup>、チタンクラッド鋼において拡散バリアを構成する TiC<sup>7)</sup> とは形態が異なることから、このことが拡散バリアとしての作用に影響している可能性がある。

このように炭素量が多い鋼を使用しても、Ti-20Al 中への Fe の拡散が抑制された場合には界面付近に空隙は形成

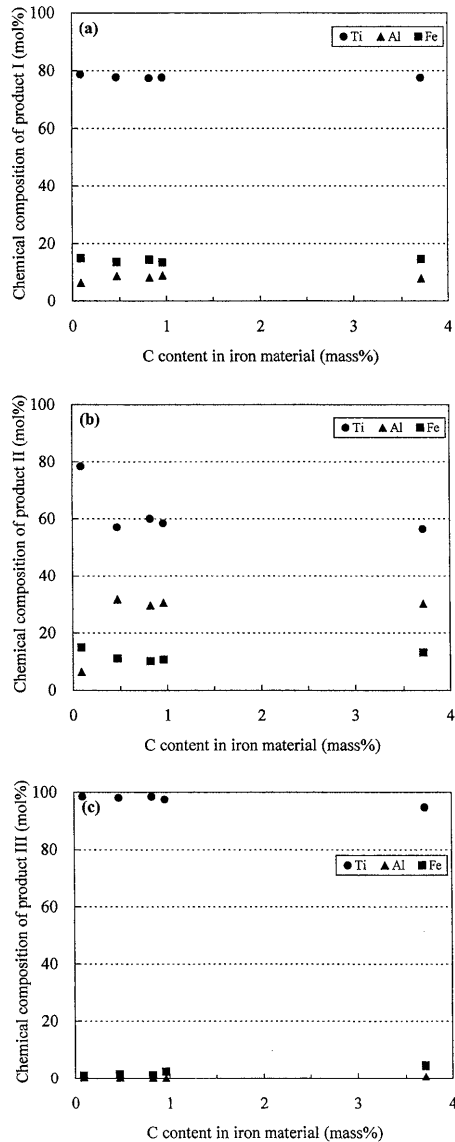


Fig. 5. Relationship between C content in iron material and chemical compositions for products I to III shown in Fig. 4. Ti-20Al/iron material joints were fabricated at 1273 K for 3.6 ks.

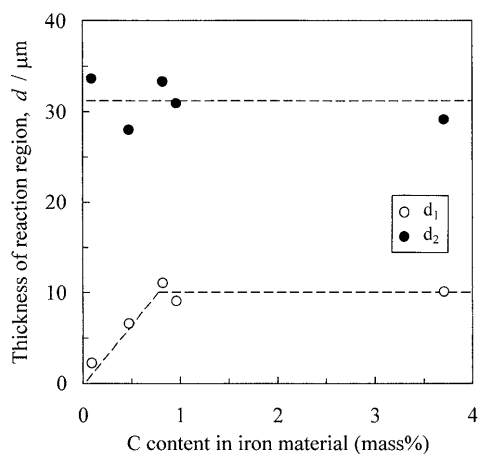


Fig. 6. Effect of C content in iron material on the thickness of TiC layer ( $d_1$ ) and the diffusion distance of Fe into Ti-20Al matrix ( $d_2$ ).

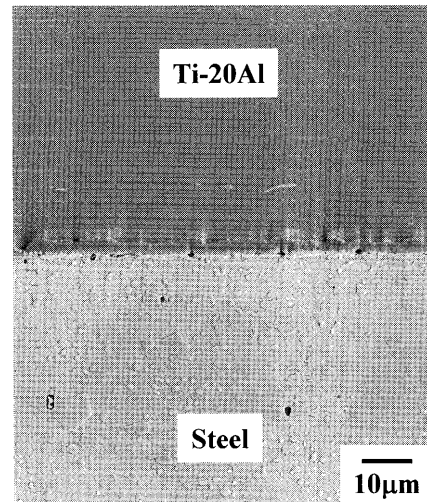


Fig. 7. SEM micrograph of the interface in Ti-20Al/alloy steel joint bonded at 1273 K for 3.6 ks.

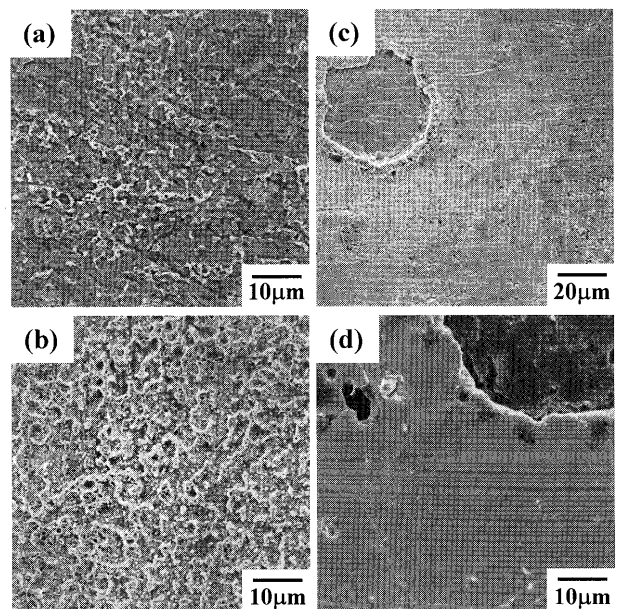


Fig. 8. SEM micrographs of the separated surfaces of (a), (b) Ti-20Al/Fe-0.96C joint and (c), (d) Ti-20Al/Fe-3.71C joint after bonding treatment at 1273 K for 3.6 ks. (a) and (c) are the Ti-20Al side, (b) and (d) are the Fe-0.96C and Fe-3.71C sides.

されず、接合状態が保たれることになる。

### 3・3 界面分離した Ti-20Al および鉄系材料の表面観察

Fig. 8 は、Ti-20Al と Fe-0.96C, Fe-3.71C を 1273K, 3.6 ks で接合した後、界面付近で分離した表面を SEM 観察した結果である。(a), (b) は Fe-0.96C を、(c), (d) は Fe-3.71C を用いた場合であり、図中の上 2 つの写真が Ti-20Al 側、下 2 つが Fe-0.96C および Fe-3.71C 側に相当する。なお、Fe-0.82C を用いた試料では Fe-0.96C の場合と同様な組織が得られている<sup>2)</sup>。いずれの表面でも、反応相によって脆性的に破壊したようには考えられない。特に鉄系マトリックス側では、接合処理前の研磨痕が消え、Fe-0.96C ではデンプルに似た組織が認められる一方で、Fe-3.71C で

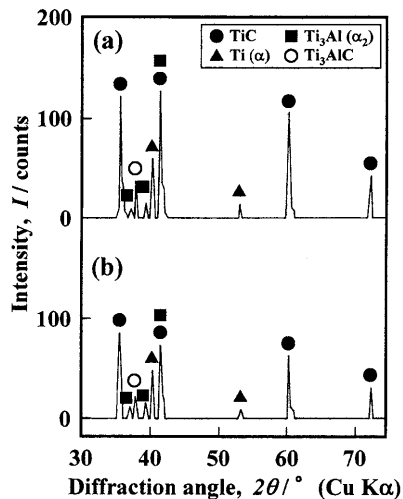


Fig. 9. XRD patterns of the surface of Ti-20Al side in the joints of (a) Ti-20Al/Fe-0.96C and (b) Ti-20Al/Fe-3.71C after bonding treatment at 1273 K for 3.6 ks.

は結晶粒界が現れるほど滑らかな領域も存在する。なお、(d)の右上のコントラストが暗い領域は黒鉛であり、これと接した Ti-20Al 側には (c)の左上のように異なるコントラストをもつ領域が観察される。

Fig. 8 の Ti-20Al 側表面に対して XRD を行った結果を Fig. 9 に示す。Fe-0.96C, Fe-3.71C の場合とも Ti-20Al の構成相である Ti( $\alpha$ ) や  $\alpha_2$ 、界面反応によって生じた  $\text{Ti}_3\text{AlC}$  や TiC の回折ピークが認められる。これらの中で主たるピークは TiC であり、Fig. 4 に見られる界面分離の発現位置とも一致する。なお、Fe-0.82C の場合にも TiC が主たる回折ピークであることを確認している<sup>2)</sup>。

1273K, 3.6ks の接合処理後に分離した Ti-20Al 表面は TiC で覆われていることから、その Vickers 硬さは Fe-0.82C, Fe-0.96C, Fe-3.71C を使用した場合とも約 1200 に達した。この値は処理前の Ti-20Al の表面硬さの約 4 倍に相当する。一般に Ti やその合金は耐摩耗性に乏しいため、様々な表面処理が行われている。したがって、本研究結果は、真空炉を使った比較的短時間の熱処理だけで表面硬化可能な、新しい表面改質法としての応用が期待できる。

### 3・4 界面分離メカニズムの検討

これまでの結果を踏まえ、界面分離現象の発現メカニズムについて考察する。外力の負荷なしに接合体を界面部で破壊するためには熱応力、界面反応相、拡散の3つの影響を考える必要がある。

本研究で使用した4つの炭素鋼の熱膨張係数は  $14.7 \sim 15.0 \times 10^{-6} / \text{K}$  ( $0 \sim 973\text{K}$ ) であると思われる<sup>9)</sup>。このことは、炭素鋼の種類によって Ti-20Al との熱膨張係数差に著しい違いは生じないことを意味する。このため、それに起因した熱応力が界面分離の主たる原因とは考えにくく、先に述べた本現象の処理温度・保持時間への依存性からも支持さ

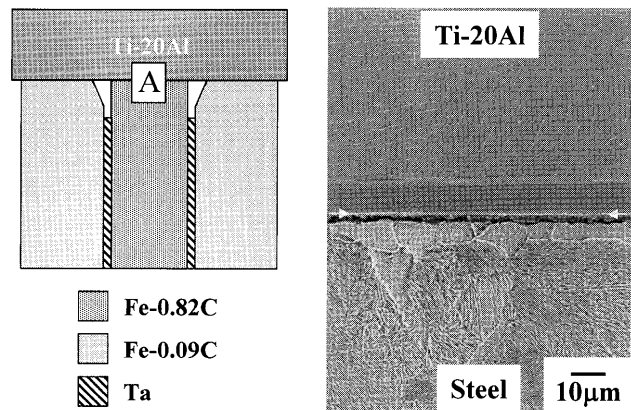


Fig. 10. SEM micrograph of the Ti-20Al/Fe-0.82C interface indicated by A in schematic illustration. The joint was fabricated at 1273 K for 3.6 ks.

れる。

炭素鋼の熱膨張係数がほぼ等しいことを利用して、Fig. 2(b)のような接合体を作製した。界面分離を起こさない Fe-0.09C で Fe-0.82C を両側から支えることで、分離位置を保ち続けることができる。Fig.10 は、模式図に示す A の部分を SEM により観察した結果である。Ti-20Al/Fe-0.82C 界面には全体に渡って厚さ約  $2 \mu\text{m}$  の間隙が存在しており、熱応力や反応相生成などによりクラックが発生・伝播した様子は認められなかった。また、脆弱な反応相が欠落したことも考えられるが、Fig. 8 の分離後の表面を見る限り、その可能性は小さい。炭素鋼と接触していない Ti-20Al の位置関係から、写真中の矢印が初期界面であり、間隙は Fe-0.82C 側に広がっていると判断した。

Fig. 1 に示すように、状態図上における Ti-20Al の特徴は、室温では  $\alpha + \alpha_2$  の2相組織であるが、1273K 付近では  $\alpha$  単相になることである。 $\alpha$ ,  $\alpha_2$  共に Fe が高速拡散し、また  $\alpha$  への Fe の拡散係数は  $\alpha_2$  のそれより大きいことが知られている<sup>9)</sup>。したがって、Ti-20Al への Fe の拡散量は接合温度の上昇とともに著しく増加することになる<sup>2)</sup>。一方、 $\alpha$ -Fe 中への Ti や Al の拡散係数は 1273K においてそれぞれ  $13 \times 10^{-14} \text{m}^2/\text{s}$ ,  $4.2 \times 10^{-14} \text{m}^2/\text{s}$  である<sup>10)</sup>。Fig. 4 や Fig. 6 に示すように、鉄系材料中の C 量が多いほど、Ti-20Al 中の Ti は熱力学的に安定な TiC の形成に費やされるので、鉄系マトリックス側へは拡散係数の小さい Al が主体的に拡散すると思われる。結果として、C 量が多い鉄系材料を用いた場合、1273K において Ti-20Al 側への Fe や C の拡散が支配的となり、Ti や Al の拡散量との差が大きくなるため、これによりポイドが界面に形成・集積して分離に至ったと考えられる。Fe の高速拡散機構や間隙形成位置などを考慮する必要があるが、カーケンドールポイドの集積と捉えてもよいかもしれない。このような拡散現象に立脚すれば、分離後の滑らかな鑄鉄表面、間隙が鉄系マトリックス側に広がること、合金鋼を使用した場合の接合維持なども説明することができる。



そこで、Ti-20Al 中に生じた反応相をもとに、Fe の拡散に伴って形成される間隙の厚さを見積もった。この際、Fig. 4 に示す反応相 I, II の組成等の値には、Fig. 5 および Ti-20Al/Fe-0.82C 接合体における実測結果を用いた；[I] 組成：Ti-8mol%Al-12mol%Fe, 反応域の厚さ：16  $\mu\text{m}$ , 反応相の面積割合：13.5%, [II] 組成：Ti-30mol%Al-10mol%Fe, 反応域の厚さ：6.4  $\mu\text{m}$ , 反応相の面積割合：78.4%。これらの面積比は体積比に等しいとし、また密度には Ti の値 (4.5 Mg/m<sup>3</sup>) を代用して算出した結果、間隙の厚さとして 0.55  $\mu\text{m}$  が得られた。これは Fig.10 に見られる間隙よりも小さい値であるが、研磨やエッチングによる影響も加味すると、より近いものになると思われる。

Ti-Al 合金と鉄系材料の組合せにおいて発現する界面分離現象についてはこれまでに報告例が無く、今後の表面改質等への展開に向けて、そのメカニズムをさらに詳細に検討する必要がある。

#### 4. 結論

Ti-Al/鉄系材料界面で発現する分離現象のメカニズムを明かにするため、本現象に対する鋼材および铸铁中の C 量の影響について調査し、次の結果を得た。

(1) 1273K, 3.6ks の条件で接合処理した Ti-20Al/炭素鋼および Ti-20Al/铸铁界面では、C 量に依存することなく、全ての場合で Ti-20Al 中に Fe が拡散した領域と TiC 層が形成される。さらに、0.82 mass% C 以上を含む炭素鋼ならびに铸铁を用いた場合には界面分離現象の発現が認められる。

(2) Ti-20Al と 1.50 mass% C を含む合金鋼を 1273K,

3.6ks の条件で接合した場合、界面付近には間隙が形成されずに接合状態が保たれ、さらに Ti-20Al への Fe の拡散が抑制される。

(3) 上記(1), (2)の結果を考慮すると、鉄系材料中の C 量は界面分離現象に対して間接的に寄与するものと推察される。

(4) 界面分離の主たる要因として、Ti-20Al 中への Fe や C の拡散が支配的に起こったことが考えられる。これは、接合界面における間隙の鉄系マトリックス側への広がりや分離後の滑らかな铸铁表面などの観察結果によっても示唆されるが、今後さらなる調査が必要である。

铸铁試料をご提供くださいました(株)リケン 三戸和重氏に厚く御礼申し上げます。本研究は、(社)日本鉄鋼協会「第13回鉄鋼研究振興助成」により行われました。

#### 文 献

- 1) Y.Morizono, M.Nishida, A.Chiba, T.Yamamuro, Y.Kanamori and T.Terai: *Mater. Trans.*, **45** (2004), 527.
- 2) Y.Morizono, T.Yamamuro and M.Nishida: *Mater. Trans.*, **48** (2007), 1476.
- 3) R.Kainuma, M.Palm and G.Inden: *Intermetallics*, **2** (1994), 321.
- 4) A.Chiba, M.Nishida, Y.Morizono and K.Imamura: *J. Phase Equilibria*, **16** (1995), 411.
- 5) Y.Morizono, M.Nishida and A.Chiba: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 645.
- 6) G.V.Raynor and V.G.Rivlin: *Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys*, The Inst. Metals, (1988), 143.
- 7) Y.Morizono, M.Nishida, A.Chiba and K.Imamura: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 340.
- 8) *Metals Data Book*, ed. by Jpn. Inst. Metals, Maruzen Co., Ltd., (1993), 122.
- 9) J.Breuer, T.Wilger, M.Friesel and Chr.Herzig: *Intermetallics*, **7** (1999), 381.
- 10) *Metals Data Book*, ed. by Jpn. Inst. Metals, Maruzen Co., Ltd., (1993), 20.