



Title	複合拡散法による鉄合金の耐摩耗表面処理
Author(s)	香川, 明男
Citation	長崎大学工学部研究報告 Vol.28(50) p.117-125, 1998
Issue Date	1998-01
URL	http://hdl.handle.net/10069/5029
Right	

This document is downloaded at: 2020-10-28T17:59:19Z

複合拡散法による鉄合金の耐摩耗表面処理

香川明男

Hard-facing of Iron Alloys by Coupled Diffusion Method

by

Akio KAGAWA

[概要]

鋼材表面に耐摩耗性に優れた TiC や VC を接合あるいはコーティングする際に、界面に発生する応力を分散させる効果が期待される傾斜組成を鋼材表面近傍に形成させる方法として複合拡散法を適用した。中間層に純鉄を用い、その表・裏面からチタンあるいはバナジウムと炭素を順次拡散させたときの炭化物の形成条件とその分布の制御条件について調べた。拡散能の大きな炭素の拡散処理に先立ってチタンやバナジウムを拡散させ、逆方向から炭素を拡散させることによって、表面から内部へ向かうなだらかな炭化物分布が得られることが知られた。またチタンの拡散において拡散層内に形成される金属間化合物、TiFe 及び TiFe₂ あるいはバナジウムの拡散処理時に形成される σ 相はその後の炭素の拡散処理時に分解して TiC あるいは VC を形成し、炭素拡散後の炭化物分布はチタンやバナジウム拡散時のそれらの濃度分布に依存することが知られた。最適条件下で複合拡散処理を施した試料の表面近傍には TiC あるいは VC 炭化物単層が形成され、内部に向かって緩やかに減少する炭化物分布が得られた。残留応力のシミュレーションから、そのような傾斜組成を有する材料においてはクラックの発生を抑制する応力分散効果が期待できることを示した。

1. 緒言

近年、材料に対する要求が高まる中で、金属とセラミックスとの接合、複合やコーティングが重要な課題となってきたが、多くの場合、これらの材料間の比較的大きな熱膨張差により生じる熱応力によって界面強度の低下や界面剥離が生じ、そのような接合不良が接合体の強度や信頼性の低下の一因となっている。このような熱応力の緩和策として、これまでインサートメタル法や傾斜組成法などの対策が採られて来ている¹⁾。これらの方法の内、傾斜組成法は応力分散効果が期待され、温度上昇を伴う複合、接合材料などの界面において発生する熱応力の緩和策として幅広い応用が期待されている。

他方、耐摩耗表面処理については、鋼材表面からクロムやチタン、バナジウムなどの炭化物形成元素を拡散させると同時に鋼材中の炭素と反応させて、これら

の元素の炭化物を表面に形成させる研究が数多く報告されている²⁾。しかし、例えばチタンを工具鋼や鋳鉄に直接拡散させると、チタンに比べて炭素は拡散係数が大きいためにチタン/基材界面においてチタンと基材中の炭素との反応により TiC が形成され、TiC と基材との間には明瞭な界面が形成される。その際、両者の熱膨張係数が大きく異なるために、高温で拡散処理を行った試料の TiC と基材との界面には室温への冷却過程で非常に大きな熱応力が発生し、界面剥離を生じ易い。このような界面への応力集中を避ける対策として、予めチタンなどの炭化物形成元素を適当な拡散媒体中に拡散させた後に、炭素を拡散させれば、炭化物形成元素と炭素の反応により形成される炭化物の割合が表面から内部に向かってなだらかに減少していく傾斜組成が得られることが予想される。

本研究では工具鋼や鋳鉄の表面に優れた耐摩耗性を

有する炭化物を形成させると同時に、内部へ向かってなだらかに減少する炭化物分布をもつ傾斜組成を材料表面近傍に形成させる2段拡散処理法（複合拡散法と呼ぶ）の開発を目的として、鉄を中間層として用い、その表・裏面からチタンあるいはバナジウムと炭素を順次拡散させたときの炭化物の形成条件と炭化物分布の制御条件ならびにこのような表面改質処理による応力分散効果について調べた。

2. 実験方法

2.1 TiC 表面処理

Fig. 1 a に示すように Fe-Ti系³⁾ においては、 α Fe へのチタンの固溶限は非常に小さく、約30wt%と50 wt%TiにおいてTiFe₂やTiFeなどの金属間化合物が生じる。また、さらに高チタン濃度側においては約1358K以上で液相が生じる。そこで本研究では、以下に示す実験により、これらの金属間化合物と液相の存在がチタンの濃度分布にどのような影響を及ぼすかについて調べ、さらに、これらの化合物と炭素との反応によりTiCを形成する条件について調べた。

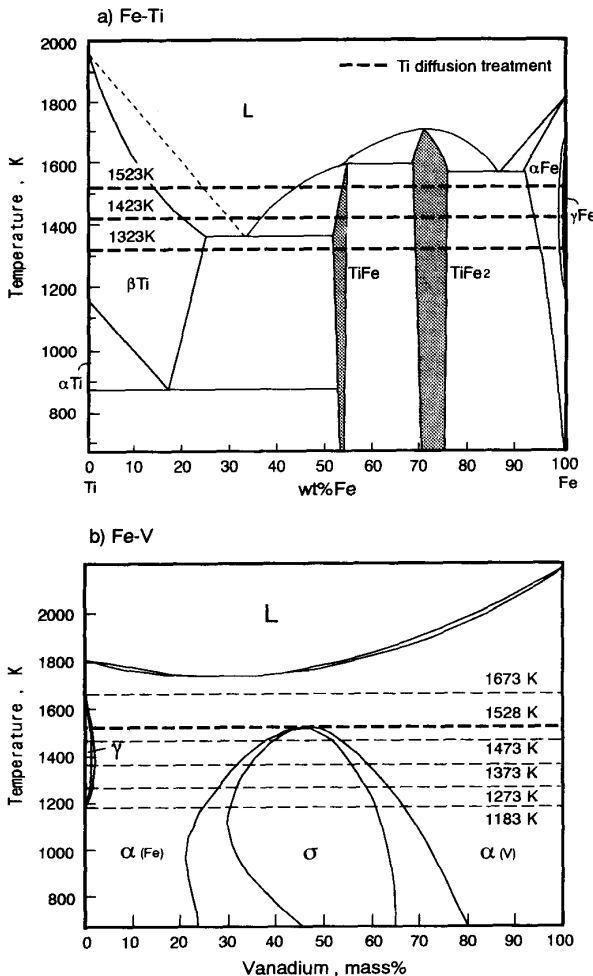


Fig. 1 Fe-Ti and Fe-V phase diagrams³⁾.

2.1.1 チタンの拡散条件

中間層としての純鉄へのチタンの拡散条件とチタンの濃度分布ならびに拡散距離の関係を調べるために、Fig. 2 に示すチタン拡散処理用および接合用真空加熱炉を用いて、厚さ100 μ mのチタン箔を直径25mm、厚さ3mmの純鉄の円板で上下から挟み、炉内の工具鋼製の支柱の間に装着した。この際、鉄/チタン/鉄サンドイッチ試料には上部の支柱と重りの重さの計3kgの荷重を負荷した。炉内を1x10⁻⁵ Torrに減圧したのち、アルゴンガス雰囲気下で、1323K、1423Kあるいは1523Kの所定の温度まで20K/分の速度で昇温し、その温度に30分~5時間保持してチタンを拡散させた。拡散処理後、炉冷した試料の断面において組織観察ならびにEPMAによるチタンの濃度分布の測定を行った。

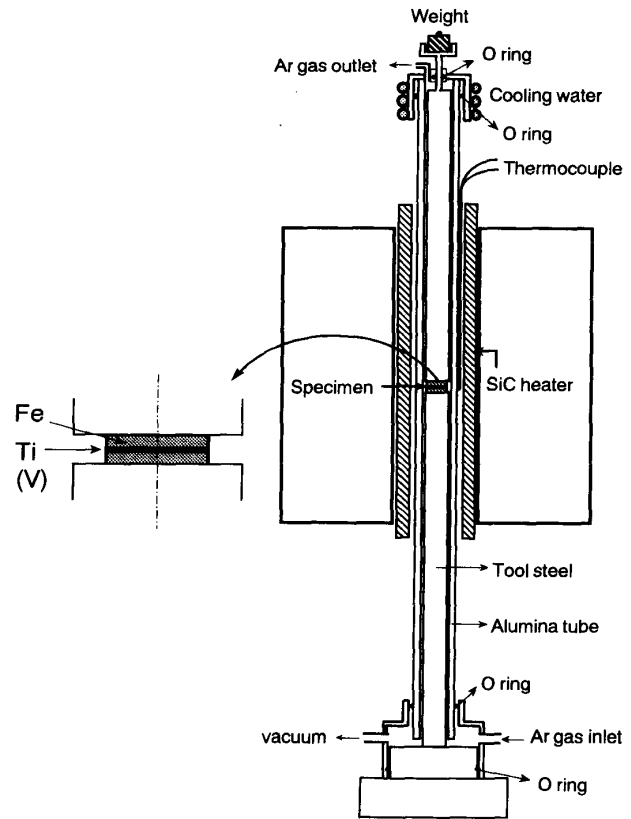


Fig. 2 Schematic drawing of vacuum furnace for diffusion heat-treatment.

2.1.2 チタンの拡散および浸炭条件

純鉄へのチタンの拡散により形成されるTiFe及びTiFe₂と炭素との反応によるTiCの形成条件ならびにTiC分布の制御条件を検討するために、厚さ300 μ mの純鉄箔と厚さ100 μ mのチタン箔を重ねてFig. 2の炉内に装着し、所定の温度ならびに保持時間でチタンを拡散させた試料に固体浸炭処理を施した。固体浸炭

は、黒鉛粉末と炭酸バリウムの混合粉中に試料を埋込み、 10^{-3} Torr の減圧下で行った。この際、チタンを拡散させた表面と同一表面から浸炭した場合と裏面から浸炭した場合について TiC の生成・分布状態を調べた。

2.1.3 チタン拡散試料と工具鋼および鋳鉄との接合
上記の純鉄へのチタンの拡散処理(第1段拡散処理)においてなだらかな濃度分布が形成される条件でチタンを拡散させた厚さ $250\mu\text{m}$ の純鉄箔の裏面に、直径 25mm 、厚さ約 3mm の工具鋼(SKD11)、片状黒鉛鋳鉄(FC200)あるいは球状黒鉛鋳鉄(FCD450)の円板を重ね、 1323K で種々の時間保持して接合すると同時に基材中の炭素をチタンの拡散とは逆方向に拡散させた(第2段拡散処理)。第2段拡散処理後の試料の断面における表層近傍の溶質元素の濃度分布をEPMAにより測定し、TiCの面積分率分布をTiC/鉄中間層の界面に平行に $10\mu\text{m}$ 間隔で点算法により測定した。また硬さ測定はアカシ製マイクロヴィッカーズ硬度計により荷重 10g 、負荷時間 20秒 の条件で行った。

2.2 VC表面処理

複合拡散処理における第1段の純鉄へのバナジウムの拡散条件については、Fig. 1 bに示すFe-V状態図³⁾で σ 相と α 相が共存する温度(1183K)から σ 相、 γ 相と α 相の3相が現れる温度域($1273\sim 1473\text{K}$)、 α 相と γ 相が現れる温度(1528K)および α 単相の温度(1673K)について調べた。直径 20mm 、厚さ $100\mu\text{m}$ のバナジウム箔を直径 20mm 、厚さ 2mm の純鉄板の間に挟み込んだサンドイッチ試料を、Fig. 2の上下の工具鋼製の支柱の間に固定して炉内の均熱帯の中央部にセットした。炉内をアルゴンガスで置換し、 5K/分 あるいは 15K/分 の加熱速度で所定の温度に昇温保持したのち、同一速度で室温まで冷却した。拡散処理試料の中心を通る断面において組織観察ならびにEPMAによるバナジウムの濃度分布の測定を行い、バナジウム濃度分布ならびに拡散距離と拡散処理条件との関係について調べた。第2段の工具鋼(SK3)との拡散接合条件においては、直径 20mm 、厚さ $100\mu\text{m}$ のバナジウム箔と直径 20mm 、厚さ $200\mu\text{m}$ の純鉄箔を重ねたものを第1段処理と同様にして所定の温度で拡散接合させた。ひき続いて、このバナジウム拡散試料の裏面をSK3と 1273K 、 $1\sim 10\text{hr}$ の条件で拡散接合し、断面におけるバナジウムと炭素の濃度分布、VC炭化物の面積分率分布と硬さ分布をチタン拡散処理(前項2.1.3)と同様の方法で測定した。

3. 結果と考察

3.1 チタンおよびバナジウムの第1段拡散処理

Fig. 3に一例として、 1423K でチタンを拡散させた純鉄試料ならびに種々の条件でバナジウムを拡散させた純鉄試料の断面におけるチタンおよびバナジウムの濃度分布を示す。チタン拡散試料においては、液相を生じない 1323K の拡散処理温度では、チタン/拡散層界面のチタン濃度は、ほぼ 100% であったが、界面から内部に $10\sim 20\mu\text{m}$ 入った領域で急激に減少し、その後、曲線の勾配は幾分緩やかになり、 $\alpha\text{-Fe}$ 領域と $\alpha\text{-Fe} + \text{TiFe}_2$ 相共存域の境界近傍で顕著な折れ曲がりが見られた。このような急峻な濃度変化は、 TiFe_2 や TiFe 中のチタンの拡散能が非常に小さいことを示唆している。一方、液相を生じる 1423K では、Fig. 3 aにみられるように、チタン/拡散層界面のチタン濃度はFig. 1の状態図に対応した液相濃度になり、また

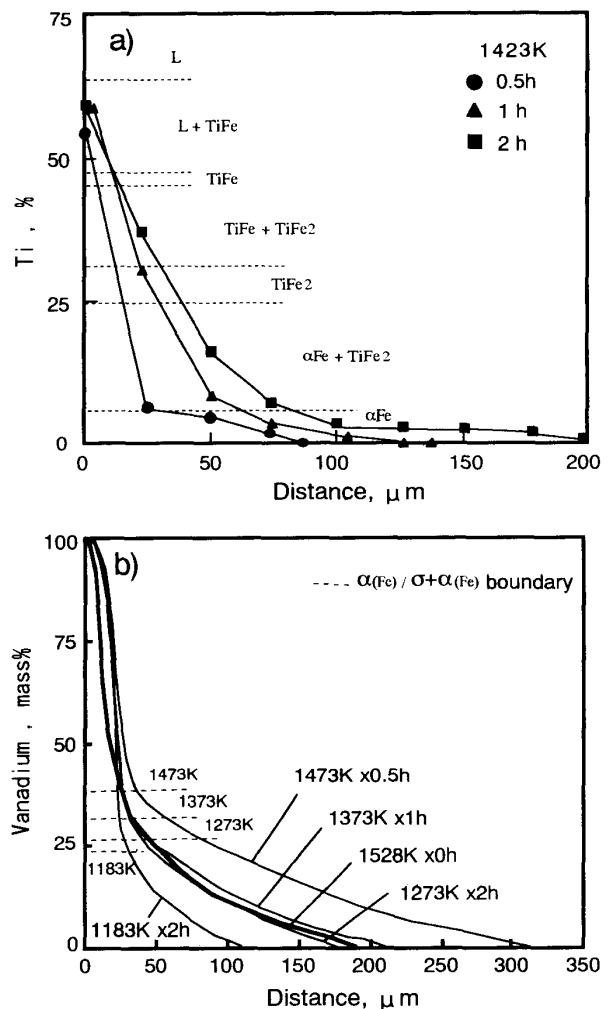


Fig. 3 a) Titanium and b) vanadium concentration profiles on the section of Fe/Ti and Fe/V diffusion couples subjected to the 1st stage heat-treatment.

金属間化合物中のチタンの拡散能も大きくなるため、それらの化合物を生じるチタン濃度域においても比較的緩やかな減少を示したが、この場合にも α -Fe 領域での折れ曲がりが見られた。このような α -Fe 領域での拡散距離は、1523K ではさらに長くなり、また保持時間の増加によっても増大した。Fig. 3 b のバナジウム拡散試料において、 σ 相を生じる1473K 以下の拡散処理温度では、Fe/V 界面近傍でバナジウム濃度は急激に低下し、 $\alpha(\text{Fe})/\alpha(\text{Fe})+\sigma$ 相境界のバナジウム濃度を境に低濃度域では緩やかに減少している。 σ 相を生じない1528K で保持時間ゼロの拡散処理を行った試料のバナジウム濃度分布は、図のように表面から内部へ向かって比較的なだらかに減少する濃度分布を示した。しかし1528K および1673K ではバナジウムの拡散能は大きいため、1528K では30分保持で、1673K では加熱中に拡散層の厚さは数百マイクロンに達した。Fig. 4 にチタンおよびバナジウムの拡散層厚さ(L)と保持時間(t)の関係を示す。両者の間には各温度において $L^2 \propto t$ で表わされる直線関係がみられた。拡散距離 L は拡散係数(D)と保持時間の関数

として、 $L \propto \sqrt{Dt}$ で与えられ、拡散係数は $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ で与えられるから、 $L^2 \propto D_0 t \exp(-Q/RT)$ 。すなわち、Fig. 4 の直線の勾配の2乗の対数と温度の逆数との間には直線関係がみられ、この傾きより求めたみかけの活性化エネルギー(Q)は、チタンとバナジウムに対して、それぞれ、248kJ/mol および180kJ/mol となった。前者の値は γ -Fe 中のチタンの拡散の活性化エネルギー、251 kJ/mol⁴⁾ にほぼ等しいが、後者では γ -Fe や α -Fe 中のバナジウムの拡散の活性化エネルギー、それぞれ264, 239kJ/mol⁴⁾ に比べてかなり小さな値であった。

3.2 チタン複合拡散処理

チタン拡散処理後の純鉄試料に浸炭処理を施すとき、試料中のチタンは、 β -Ti、 α -Fe 及び γ -Fe に固溶した状態あるいは TiFe や TiFe₂ のような金属間化合物の状態が存在する。 β -Ti と炭素は容易に反応して TiC を形成する。 γ -Fe 固溶体中の TiC の溶解度積は次式で与えられる⁵⁾。

$$\log [\% \text{Ti}][\% \text{C}] = 5.13 - 10780/T \quad (1)$$

いま、浸炭温度を1323K とし、[%C]を0.1wt% とすると、[%Ti] > 0.001wt% の γ -Fe 中では TiC が生成することが知られる⁶⁾。他方、TiFe と炭素との反応により TiC を生成する条件は、以下の式で与えられる⁷⁾。



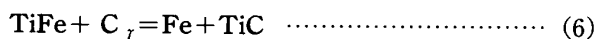
$$\Delta G = -34200 + 6.8 T \text{ (cal/mol)} \quad (3)$$

ここで、[%C]=0.1wt% で、炭素活量を $a_c \approx [\% \text{C}]$ とすると、

$$C_g = C_\gamma(0.1\%) \quad (4)$$

$$\Delta G = 10800 - 14.8 T \text{ (cal/mol)} \quad (5)$$

これより、



$$\Delta G = -45000 + 21.6 T \text{ (cal/mol)} \quad (7)$$

(6)式の反応は1323K においては、 $\Delta G \ll 0$ で TiFe と炭素との反応により TiC が形成されることが知られる。文献7には TiFe₂ の標準生成自由エネルギーが与えられていないが、TiFe₂ と炭素との反応により TiC が生成することも同様に予想される。Fig. 5 に厚さ250 μm の純鉄箔に1423K で2時間チタンを拡散させた表面と同一表面から、1323K で2時間の条件で

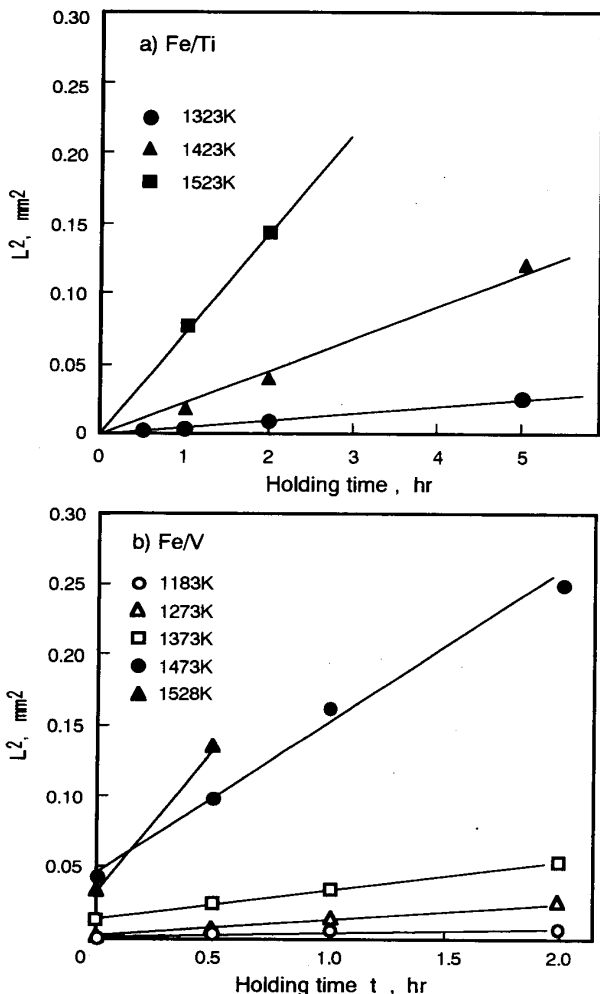


Fig. 4 L^2 -t plot (L: thickness of diffusion layer)

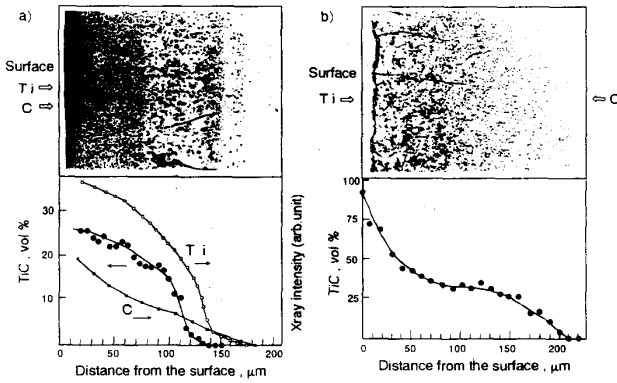


Fig. 5 Microstructure and TiC distribution of the specimens subjected to the coupled diffusion treatment with different scheme of the 2nd stage diffusion heat-treatment. Ti and C were successively diffused from a) the same surface of iron interlayer, and b) from the opposite surface of iron interlayer.

浸炭した場合と裏面から浸炭した場合の、断面における組織とチタンおよび炭素の濃度分布ならびに TiC の分布状態を示した。チタンと炭素を同一表面から拡散させた試料では表面に TiC が生成し、内部への炭素の拡散はみられなかった。そこで高チタン濃度の表層を削り落とした表面から浸炭させた場合には、Fig. 5 a にみられるように炭素は内部へ拡散し、TiC の形成がみられたが、表面の TiC 面積分率は低いものしか得られなかった。一方、チタンと炭素を表・裏面から拡散させた試料では、チタンを拡散させた表面 (Fig. 5 b の左側) 近くに黒い帯状の TiC 層が形成され、内部に向かってなだらかに減少していく TiC 分布が得られた。

Fig. 6 にチタン拡散処理 (1423K, 2 時間) 後、SKD と 1323K で 2 h 拡散接合した試料の断面組織、TiC の面積分率 (近似的に体積分率に等しいと考えられる) 分布と硬さ分布を示した。チタン/鉄中間層界面近傍には厚さ約 10~20 μm の TiC 層が形成されており、内部に向かってなだらかに減少する TiC 分布がみられ、基底は少量のパーライトを含むフェライトであった。また、TiC 層、傾斜複合層と基材の間にはクラックはみられなかった。Fig. 6 b にみられるように、TiC 分布はチタン拡散処理後のチタン濃度分布に対応している。このことは 1323K での拡散接合処理においてはチタンは拡散する間もなく炭素と反応して TiC を形成したことを示している。 Fig. 6 c にみられるように、TiC 層 (Fig. 6 a の黒い帯状) の硬さは約 3200Hv で、その内部の数 10 μm の領域において硬さは急減し、その後は比較的緩やかに減少してい

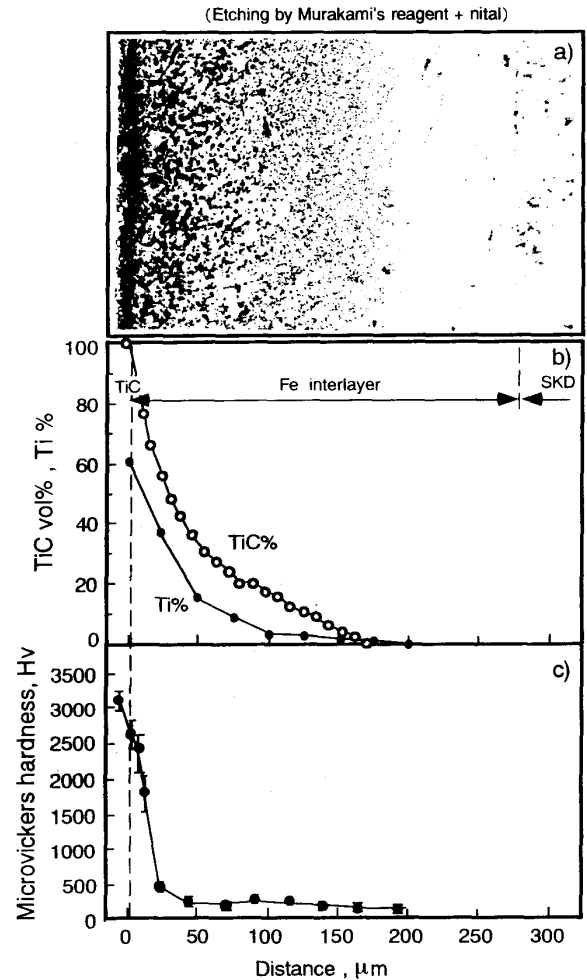


Fig. 6 a) Microstructure, b) TiC vol% and c) hardness distribution on the section of the specimen subjected to the coupled diffusion treatment. (the 1st stage Ti diffusion at 1423 K for 2h and the 2nd stage diffusion bonding with SKD at 1323K for 2h)

る。硬さが急減する位置は TiC 分率が 50% の位置にはほぼ対応している。一般に複合材料の硬さは複合則から大きく負に変位する。これは、TiC 間に連がりが見られる高 TiC 分率の領域においては比較的高い硬さが得られるが、TiC 間の連がりが見られない低 TiC 分率の領域においては $\alpha\text{-Fe}$ マトリックスの硬さを反映したものと考えられる。

複合拡散処理の第 2 段炭素拡散処理においては、基材に炭素を含む铸铁を用いることができる。厚さ 150 μm のチタン箔と厚さ 250 μm の純鉄箔を 1423K で 2 時間拡散接合させた試料の純鉄側の表面に片状黒鉛铸铁 (FC) あるいは球状黒鉛铸铁 (FCD) を 1323K で 2 時間拡散接合した試料の断面組織を Fig. 7 に示した。これらの試料のチタン/鉄中間層界面には黒い帯状の TiC 層がみられ、内部に向かってなだらかに減少す

る TiC 分布が界面から約150 μm にわたって得られた。この帯状の TiC 層は鉄中間層/基材界面から250~270 μm の位置にあることから、Fig. 3 a に示したチタン/鉄中間層界面より幾分チタン側に入った位置に形成されることが知られた。また、ここでは Fig. 3 a から知られるチタンの拡散層厚さより少し厚めの鉄中間層を用いたが、鉄中間層内には TiC の未生成域が約100 μm あることから、Fig. 7 の条件では、鉄中間層の厚さは150 μm が適当であると考えられる。

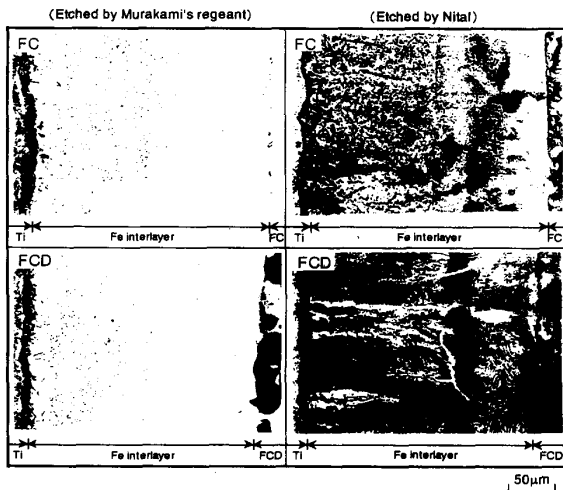


Fig. 7 Microstructure of the FC and FCD specimens subjected to the coupled diffusion treatment. (the 1st stage Ti diffusion at 1423K for 2h and the 2nd stage diffusion bonding with FC and FCD castirons at 1323K for 2h)

3.3 バナジウム複合拡散処理

バナジウム複合拡散試料における第2段炭素拡散処理時の VC 炭化物の形成条件は $\alpha\text{-Fe}$ および $\gamma\text{-Fe}$ における VC 炭化物の溶解度積から知られる。

$$\log(\%V)(\%C) = 2.72 - 6080/T(\alpha\text{-Fe}^{\delta}) \quad \dots (8)$$

$$\log(\%V)(\%C) = 6.72 - 9500/T(\gamma\text{-Fe}^{\delta}) \quad \dots (9)$$

いま、1273K において、 $(\%C) = 0.5\text{mass}\%$ とすると、 $\alpha\text{-Fe}$ においては $(\%V) > 0.018\text{mass}\%$ 、 $\gamma\text{-Fe}$ においては $(\%V) > 0.36\text{mass}\%$ の領域で VC 炭化物が生成する。1173K では $\gamma\text{-Fe}$ においても $(\%V) > 0.084\text{mass}\%$ で VC 炭化物が生成することから、第2段拡散処理後の冷却時には α 、 $\gamma\text{-Fe}$ 中のバナジウムはほぼ VC 炭化物に変わるものと考えられる。Fig. 1 b より、1273K の炭素拡散処理温度においては、27~63 mass% のバナジウム濃度域に σ 相が存在するが、後述するように σ 相は第2段拡散処理時には消失していることから、第2段拡散処理時に拡散してきた炭素

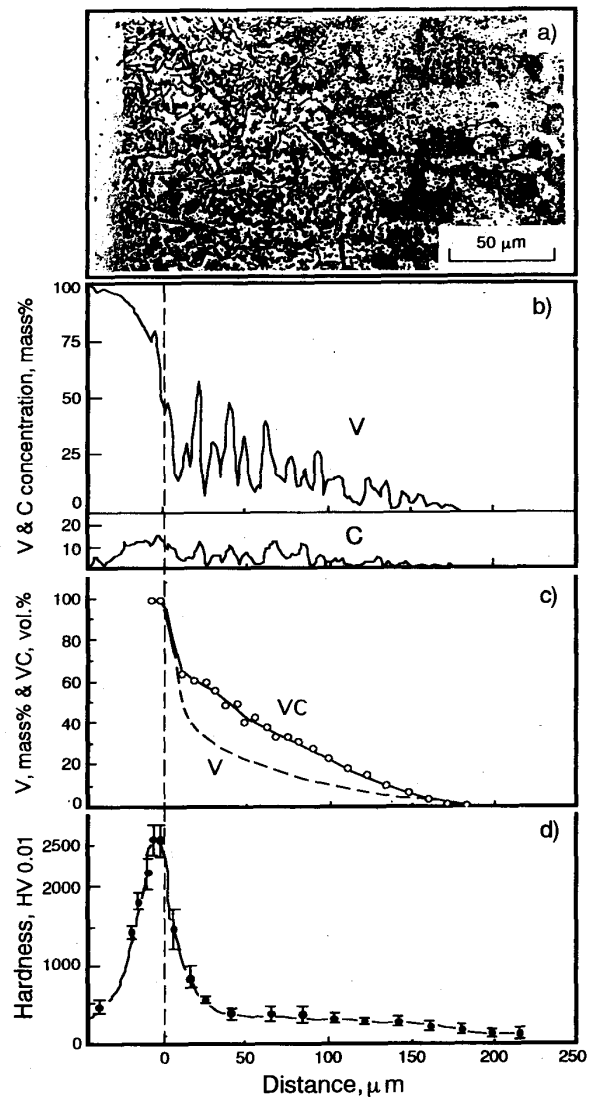


Fig. 8 a) Microstructure, b) solute distribution profiles, c) distribution of VC vol% and d) hardness distribution on the section of the specimen subjected to the coupled diffusion treatment. (the 1st stage V diffusion at 1528 K without holding and the 2nd stage diffusion bonding with SK3 steel at 1273K for 3h)

と反応して VC 炭化物を形成するものと考えられる。また、1273K でのバナジウムと炭素の拡散能の違いから、炭素拡散処理時にはバナジウムはほとんど拡散することなく VC 炭化物に変わると考えられる。

鉄中へのバナジウムの拡散条件として比較的なだらかな濃度分布が得られた1528K で保持時間ゼロの条件を採用し、この拡散条件で予めバナジウムを拡散させた鉄箔試料の裏面を SK3 と拡散接合した。Fig. 8 に1273K で3時間の炭素拡散処理を行った試料の断面組織と溶質濃度分布、VC 炭化物の面積分率分布お

よび硬さ分布を示した。バナジウム／鉄中間層界面には、バナジウムと基材のSK3から拡散してきた炭素との反応により形成された厚さ約20 μm のVC炭化物層が認められる。VC層は約2600Hvの高硬度を示し、VC層の厚さは拡散接合時間とともに増大した。Fig. 8cにみられるように、VC層と複合層（VC+基地）の界面近傍においてはVC分率は幾分急激に低下するが、その内部ではなだらかなVC分布がみられ、基地はフェライトとパーライトの混合組織であった。VC分布は図中に破線で示した第1段の拡散処理後のバナジウム濃度分布に対応している。これはSK3との拡散接合温度（1273K）における炭素の拡散係数がバナジウムの約100倍大きい⁴⁾ため、バナジウムが拡散する前に炭素との反応によりVC炭化物が形成されたものと考えられる。Fig. 8dの硬さ分布は、Fig. 6cのチタン複合拡散試料と同様に、VC／鉄中間層界面から約5 μm の領域で急激に減少したのち緩やかに低下している。

以上のことから、第2段の拡散処理時間が長くなると、複合層の基地中の炭素濃度は基材のSK3のそれに近づくが、VC炭化物分布は第1段処理時のバナジウムの濃度分布に強く依存することが知られた。また、第2段の炭素拡散処理の保持時間が長くなると、表面近傍のVC炭化物層の厚さは増大するが、複合層の組織には顕著な違いはみられなかった。

3.4 複合拡散処理試料における応力分散効果

Fig. 9はチタン箔を直接工具鋼で挟んだサンドイッチ試料を1323Kで2時間拡散接合させた試料の断面組織で、約20 μm 厚さのTiCが界面に形成されているが、基材との界面には明瞭な界面剥離が見られる。界面近傍に形成されるTiCの熱膨張係数 ($\alpha=7.6 \times 10^{-6}$

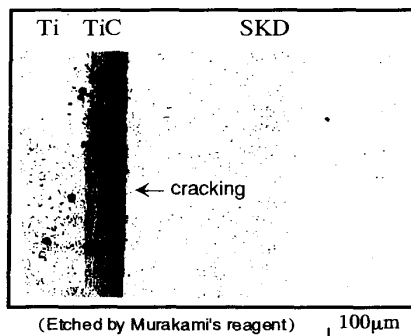


Fig. 9 Microstructure on the section of Ti foil / tool steel (SKD11) sandwich specimen subjected to the direct diffusion-bonding without iron interlayer at 1423K for 2h.

K^{-1})⁹⁾は基材のそれ ($\alpha \sim 16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$)⁴⁾の約1/2であり、1323Kで拡散接合させた試料においては、冷却中に塑性変形が生じないとすると、室温では1500MPaを超える大きな熱応力が界面に生じることになる。Fig.10は表面に厚さ20 μm のTiCを生成する条件 (Fig. 6に対応)で反応拡散処理を行った厚さ2mmの工具鋼SKD(A)と工具鋼表面に直接厚さ20 μm のTiCを同一温度で接合した場合(C)に、室温において両試料の表層近傍に生じる応力分布を平板積層モデル¹⁰⁾を使って計算した結果である。図には傾斜複合層(Comp.)中のTiC分布が直線的である場合(B)についての計算結果を併せて示した。シミュレーションにおいては、厚さ20 μm のTiC層、厚さ180 μm のComp層と界面近傍のSKDを10 μm 間隔で分割し、各層の熱膨張係数ならびに弾性定数は、TiCと工具鋼の文献値^{4,9,11)}を使い、TiC分率の一次関数として与えた。TiCを直接SKDに接合したCモデルには1323Kから室温まで冷却したときに約1700MPaの大きな残留応力がTiC/基材界面に生じ、Fig. 9にみられるような界面剥離が生じることが予想される。他方、複合拡散処理を行ったAモデルでは、このような応力集中は軽減されており、Comp層中のTiC分布が直線的である場合(Bモデル)には、さらに顕著な応力集中の軽減効果が期待できることを示している。

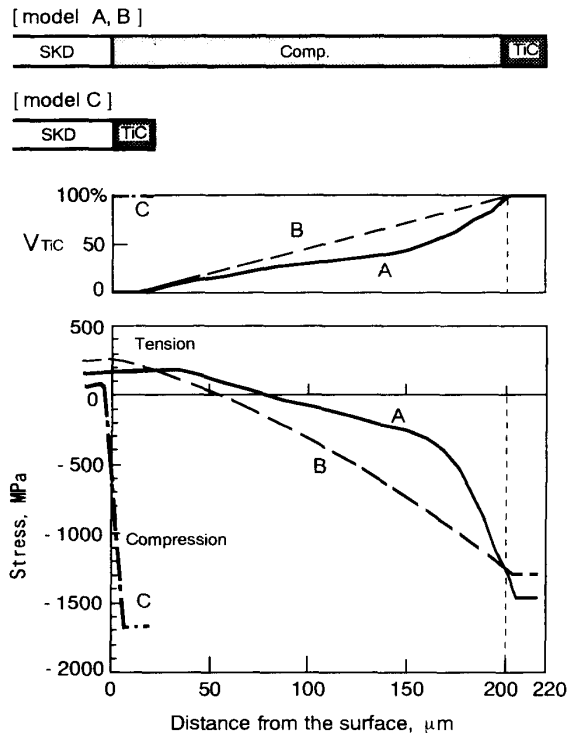


Fig.10 a) Sandwich models for TiC hardfacing specimen and b) residual stress distribution at room temperature.

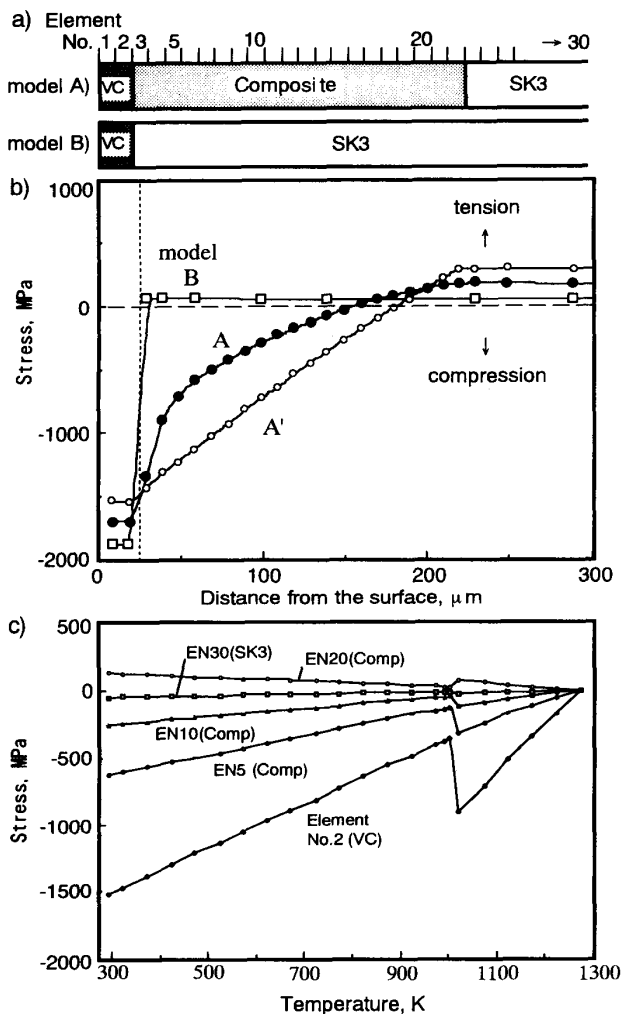


Fig.11 a) Sandwich models for VC hardfacing specimen, b) residual stress distribution at room temperature and c) variation of stress generated on cooling from the 2nd stage diffusion-bonding temperature.

Fig. 8 のバナジウム複合拡散試料についても同様の応力集中の軽減効果を示すシミュレーション結果が得られた (Fig.11)。これらのシミュレーション結果は Fig. 6 と Fig. 9 の実験結果の相違を良く説明しており、複合拡散処理を行った試料において傾斜複合層による応力分散効果が働いていることを裏付けている。

4. 結 論

鉄箔をチタンあるいはバナジウムの拡散媒体としての中層として用い、予めその表面からそれらの元素を拡散させたのちに裏面を工具鋼あるいは鋳鉄と接合すると同時に炭素を、チタンやバナジウムとは逆に、表面に向かって拡散させる複合拡散処理によって表層近傍に形成される炭化物の生成条件とその分布の制御

条件ならびにそのような炭化物の傾斜分布をもつ試料の応力分散効果について調べ、以下の結論を得た。

- 1) 純鉄にチタンやバナジウムを拡散させた試料の溶質濃度分布においては、 $TiFe$ 及び $TiFe_2$ あるいは σ 相を生じる濃度近傍において折れ曲がりが見られたが、チタン及びバナジウムの拡散距離の二乗と時間の間には直線関係が見られた。それより得られた見かけの活性化エネルギーは、チタンの場合は γ -Fe 中のチタン拡散の活性化エネルギーに等しかったが、バナジウムの場合はフェライトおよびオーステナイト中のバナジウム拡散の活性化エネルギーよりかなり小さい値となった。
- 2) TiC 及び VC 面積分率の分布は第 1 段のチタンやバナジウムの拡散処理の条件に左右されるが、それより低温で行う炭素拡散の条件にはほとんど影響されない。
- 3) チタンと炭素を同一表面から拡散させた試料では表面の TiC 分率が低いものしか得られなかったが、チタンと炭素を表・裏面から拡散させた試料では表面近傍に TiC 層が生成し、内部へ向かってなだらかな分布をもった組織が得られた。後者の方法でバナジウムの複合拡散処理を行った試料の表面には VC 炭化物層が生成し、内部へ向かってなだらかに減少する VC 体積分率分布をもった組織が得られた。このような TiC あるいは VC 分布をもった試料では残留応力の分散効果が期待されることを示した。

参 考 文 献

- 1) 岩本信也, 宗宮重行編: '金属とセラミックスの接合' 内田老鶴圃, p. 191, (1990).
- 2) ゲ・ヴェ・ゼムスコフ, エル・エリ・コーガン: '金属材料の複合拡散浸透法' 日ソ通信社, p.96, (1982).
- 3) T.B.Massalski: 'Binary Alloy Phase Diagrams', Vol.2, ASM, p.1118, p. 1122 (1986).
- 4) 日本金属学会編: '金属データブック' 丸善, p. 26, p. 116及び p. 137 (1984).
- 5) 成田貴一: 日本金属学会会報, 8, p. 49 (1969).
- 6) F.D.Richardson: J. Iron Steel Inst., 175, p.33 (1953).
- 7) O.Kubaschewski and C.B.Alcock: 'Metallurgical Thermochemistry' 5th edn. Pergamon Press, Oxford, p. 284 (1979).
- 8) 小山伸二, 石井照朗, 成田貴一: 日本金属学会誌 37 (1973) 191.

- 9) Y.S.Touloukian, R.K.Kirby, R.E.Taylor and P.D.Desai: 'Thermal Expansion', Thermophysical Properties of Matter, The JPRC Data Series, IFI/Plenum, p. 891 (1975).
- 10) 浅岡憲三: 金属, No.4, p. 47 (1985).
- 11) 日本機会学会: '金属材料の弾性係数', 丸善, p. 78, p. 90 (1991).