

Вплив попередньої магнітно-абразивної обробки на склад дифузійних покриттів на сплаві VT8

О. М. Соловар

М. М. Бобіна, кандидат технічних наук

В. С. Майборода, доктор технічних наук

Національний технічний університет України «КПІ», Київ

Досліджено вплив активації поверхні магнітно-абразивною обробкою лопаток ГТД зі сплаву VT8 на структуру поверхневих шарів, хімічний та фазовий склади дифузійного покриття, отриманого при азотуванні. Покриття не відрізняється за фазовим складом від отриманого на неактивованій поверхні, але перевищує його за товщиною в 1,5 рази та за мікротвердістю твердого розчину – на 25 %. Товщина нітридної фази при однаковій мікротвердості в 2,0 – 2,5 рази більша.

Інтенсифікація робочих процесів, збільшення інтенсивності і масштабів використання авіаційної техніки, зростання конструктивної складності і вартості авіаційних двигунів вимагає високої надійності і довговічності їх деталей та вузлів. Значна увага приділяється питанням підвищення експлуатаційних характеристик деталей і вузлів авіаційних двигунів технологічними методами, оскільки підвищення життєвого циклу деталей безпосередньо залежить від їх експлуатаційних характеристик і можливості їх поліпшення. Основні показники експлуатаційних характеристик залежать від застосовуваних технологій виготовлення виробів, попередньої і фінішної обробки деталей. Підвищення експлуатаційних характеристик деталей і вузлів авіаційних двигунів можна домогтися нанесенням спеціальних покриттів. Експлуатаційні характеристики деталей і вузлів авіаційних двигунів істотно залежать від характеристик якості поверхні і приповерхневого шару.

У зв'язку з цим виникає необхідність не тільки вдосконалення існуючих методів обробки, але й розробки нових перспективних методів отримання покриттів.

Відомо, що структурний фактор впливає на процес дифузійного насичення елементами втілення, хоча думки про характер цього впливу не однозначні. Вважається, що з одного боку, оскільки поверхні розділу в кристалах (границі зерен і субграниці, границі фаз, зовнішня поверхня), котрі є скупченням структурних дефектів (дислокацій, вакансій), створюють шляхи полегшеної дифузії, то аналогічними повинні бути і наслідки впливу на структуру пластичної деформації, фазового перетворення тощо. З іншого боку, стверджується, що збільшення густоти дефектів структури, спричинене тими чи іншими факторами, повинно зменшувати дифузійну рухливість елементів втілення через взаємодію атомів цих елементів (азоту) з дислокаціями, в результаті чого час “осілого життя” атома біля дислокації більший, ніж в недеформованій ґратці. Легування металу елементами заміщення зменшує схильність атомів азоту адсорбуватися на дислокаціях внаслідок утворення рівноважної сегрегації цих елементів на дислокаціях, що сприяє релаксації поля пружних напружень поблизу

дислокацій. Крім цих діаметрально протилежних тверджень, допускається і рівність коефіцієнтів дифузії азоту і кисню в структурах різної дефектності [1, 2].

Як показали дослідження, вихідна структура може виступати фактором інтенсифікації процесу насичення при азотуванні титанових сплавів.

В роботі досліджено вплив попередньої активації магнітно-абразивною обробкою поверхні лопаток компресорів ГДТ з титанового сплаву ВТ8 на структуру поверхневих шарів, хімічний та фазовий склад дифузійного покриття, отриманого при азотуванні. Висота пера лопатки складає 16 мм, хорда 12 мм. Дослідження проводили на повністю готових деталях, які пройшли операції остаточного формування профілю, прикомлевої зони, заокруглення і полірування вхідних і вихідних кромки лопаток (ручна обробка) і віброабразивної обробки в ультразвукових установках (ультразвукове зміцнення).

Магнітно-абразивна обробка (МАО) деталей за оптимальним режимом – швидкість обертання деталей навколо осі кільцевої ванни $V = 3,5$ м/с, магнітна індукція у робочих щілинах магнітних зазорів $B = 0,2$ Тл, час обробки 300 с (обробка з реверсом обертання 200 с на вхідну кромку та 100 с на вихідну), магнітно-абразивний порошок, що використовується, це суміш ПОЛІМАМ-Т з розміром частинок 200/100 мкм у кількості 80 – 90 % і сферичного порошку ПР Р6М5 з розміром частинок 100/63 мкм у кількості 10 – 20 %, забезпечила одержання лопаток з шорсткістю поверхні $Ra (0,20 - 0,25)$ мкм.

За характером впливу магнітно-абразивна обробка містить у собі дію змінного магнітного поля на виріб, що їй піддається, та процеси, які виникають при зіткненні поверхні інструменту з порошком – мікрорізання, мікроудари абразивних частинок, пластична деформація поверхневої зони. Сукупність дії цих факторів веде до певного ступеня зміцнення поверхневих шарів деталей.

Мікроструктурним аналізом встановлено, що в результаті магнітно-абразивної обробки за прийнятим режимом в поверхневих шарах формується структура, типова для пластичної деформації (рис. 1). Зерна як α - так і β -титану витягуються в напрямку дії магнітно-абразивного інструменту (МАІ). Середній розмір зерен зменшується від (5 – 6) мкм до (3 – 4) мкм.

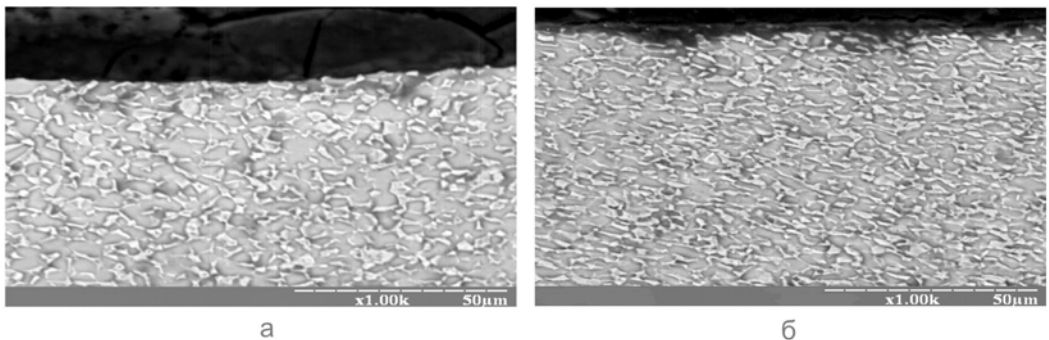


Рис. 1. Мікроструктура поверхневого шару лопаток після віброабразивної обробки (а) і після МАО (б). $\times 500$.

Хімічний склад поверхні сплаву, що визначали на експрес аналізаторі елементного складу "Експерт 3L" ІНАМ, після магнітно-абразивної обробки не змінився.

Дюрометричним аналізом показано зміцнення поверхневого шару на товщину до (100 – 120) мкм (рис. 2). На кривій мікротвердості виявлено підшаровий максимум. Найбільша мікротвердість 8,4 – 8,6 ГПа. Глибина розташування максимуму 9 – 12 мкм. Наявність піка пов'язана з ударним впливом частинок порошкового інструменту на

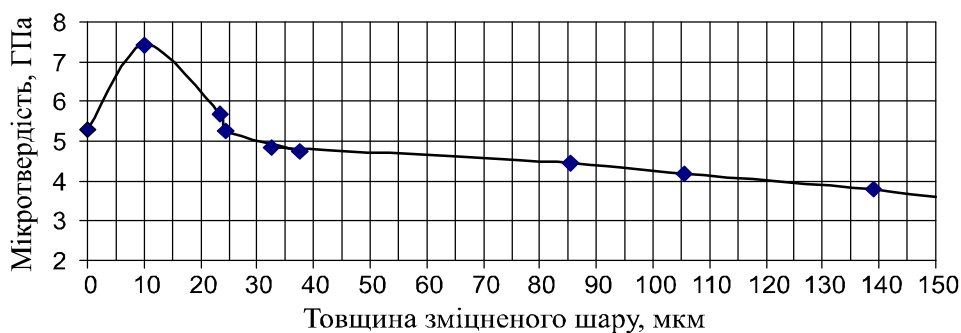


Рис. 2. Розподіл мікротвердості за товщиною зміцненої зони після магнітно-абразивної обробки лопаток з ВТ8.

поверхню. Подібна дія частинок МАІ ідентична дії мікрокульок або часток абразиву при струменевих видах обробки. Аналогічне поводження матеріалу описане в [3] при гідроабразивній обробці, у [4] в процесі тертя матеріалів.

Виходячи з того, що зміни хімічного складу не було, то з даних мікроструктурного аналізу можна говорити про зміцнення поверхневого шару за рахунок пластичної деформації.

Одним з методів зміцнюючої поверхневої обробки титанових сплавів є формування на поверхні титанового сплаву зносостійкого і корозійностійкого градієнтного шару термодифузійним насиченням азотом з газового середовища. Такий вид обробки забезпечує контрольоване формування покриттів заданого хімічного і фазового складу, а відповідно, і властивостей.

Азотування лопаток зі сплаву ВТ8 як після МАО, так і в вихідному стані, проводили при температурі 900 °С впродовж 2 годин в замкненому реакційному просторі з витратою азоту (0,3 – 0,5) л на 1 м² поверхні, що насичується.

Рентгеноструктурно визначено, що на поверхні обох зразків утворився нітрид титану TiN з майже однаковим періодом кристалічної ґратки. Під шаром нітриду титану знаходиться зона твердого розчину азоту в α -Ti та β -Ti. Параметри ґратки α - та β -твердих розчинів також слабо залежать від стану поверхні перед насиченням.

Таким чином, за фазовим і хімічним складом покриття, отримані в обох випадках, майже не відрізняються.

Вплив попередньої активації поверхні впливає на такі характеристики азотованого шару, як його товщина та мікротвердість зони твердого розчину (рис. 3, 4). Так, товщина нітридної зони на поверхні лопаток зі сплаву ВТ8 після попередньої активації поверхні магнітно-абразивною обробкою збільшилася до (5 – 6) мкм. Без активації товщина нітридного шару складала (1,5 – 2,0) мкм. Збільшилась і мікротвердість ($\alpha + \beta$) твердого розчину азоту в титані від 8,43 ГПа одразу під нітридним шаром на неактивованих поверхнях, до 10,10 ГПа після азотування лопаток, підданих МАО. Відповідно збільшилась товщина зони твердого розчину з 35 – 40 мкм до 55 – 60 мкм (рис. 4).

Відомо [5], що дефекти кристалічної структури, які рухаються, зокрема дислокації і вакансії, є полегшеними каналами для наступної дифузії атомів насичуючих елементів і прискорюють їх дифузійний переніс на значну глибину. Дислокації впливають на дифузію, що проходить на великі відстані, вакансії прискорюють дифузію на малі відстані.

Так як джерелами утворення дислокацій на поверхні кристала можуть стати оксидні плівки, подряпини, мікротріщини, частки надлишкових фаз, інші дефекти,

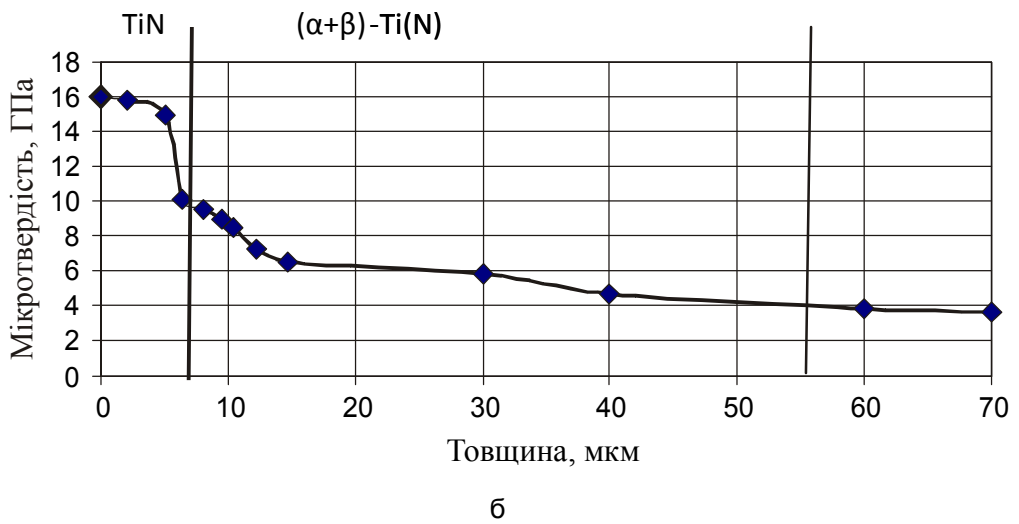
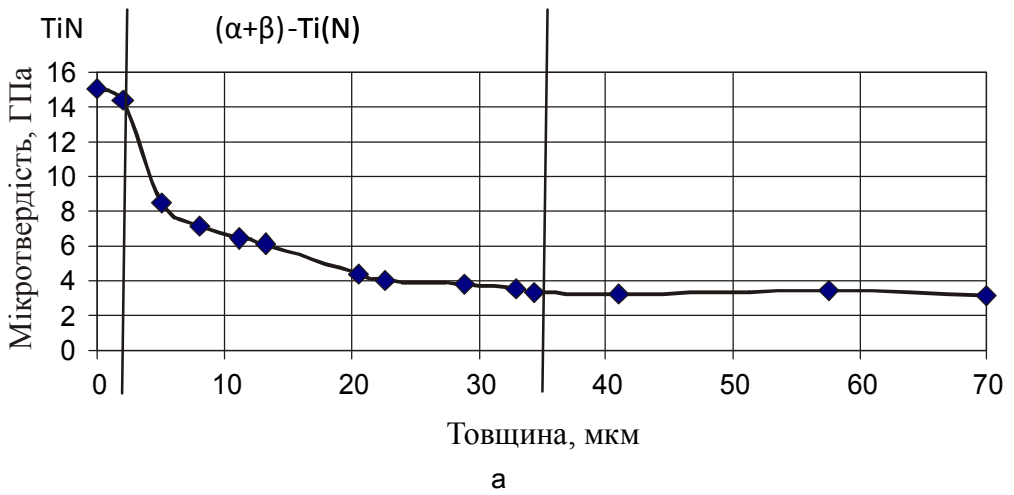


Рис. 3. Розподіл мікротвердості в дифузійному покритті на поверхні VT8, отриманого після азотування при $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ впродовж 2 годин (а – без MAO, б – після MAO).

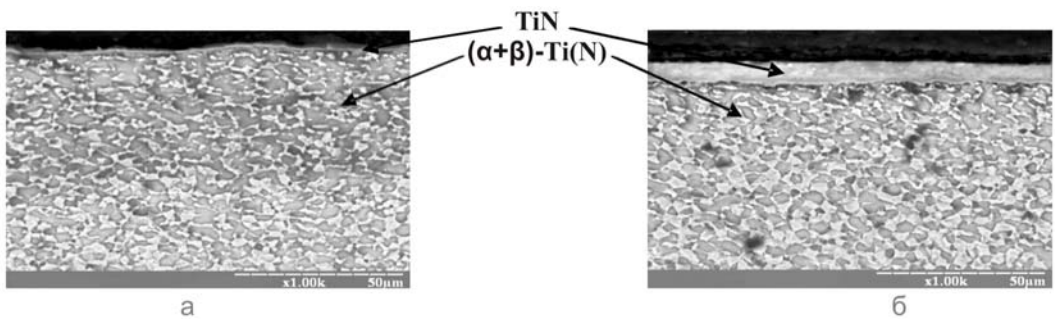


Рис. 4. Дифузійний шар, отриманий на сплаві VT8 після азотування при $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ впродовж 2 годин (а – без MAO, б – після MAO).

то тут завжди знаходиться значно більша кількість легко рухомих дислокацій, ніж в об'ємі. Швидкість пластичної деформації визначається як щільністю рухливих дислокацій, так і швидкістю їх руху. Енергія активації початку руху дислокації в поверхневих областях при пластичній деформації, як відомо, в 2,0 – 2,5 рази нижче енергії активації в об'ємі, тобто роль поверхневого прошарку в процесі пластичній деформації обумовлена більшою щільністю рухливих дислокацій і більш високою швидкістю їх руху. Таким чином, попередня пластична деформація, як частина MAO, призводить поверхневі прошарки металу в активний стан, що грає істотну роль в процесах адсорбції, поверхневої дифузії, хімічних реакціях на поверхні і дифузійних процесах в поверхневих шарах, збагачених структурними дефектами.

В процесі нагрівання до температур азотування рухливість дислокацій зростає, що полегшує дифузю насичуючих атомів азоту і дозволяє значно збільшити глибину дифузійного шару.

Перерозподіл легуючих елементів при азотуванні сплаву VT8 відбувається у відповідності до їх взаємодії з азотом та титаном. Алюміній створює зону з підвищеним вмістом в тонкому шарі товщиною не більше 5 мкм на границі шару з нітриду титану та твердого розчину азоту в α - та β -Ti. Треба відзначити, що в нітридному шарі, отриманому на неактивованій поверхні, вміст алюмінію в значно більший, ніж після активації MAO – (1,2 – 1,3) % по масі проти (0,5 – 0,7) % по масі. В той же час в приграничній зоні з нітридним шаром в твердому розчині концентрація алюмінію в покритті, отриманому на активованій поверхні майже в 5 разів більша за характерну для даного сплаву, що пояснюється його великою термодинамічною активністю до азоту. Знижений вміст алюмінію спостерігається по глибині (150 – 200) мкм в середину зразків, поступово підвищуючись до нормального. В цьому ж покритті спостерігається знижений вміст і всіх інших легуючих елементів (рис.5, 6). Цирконій – один з легуючих

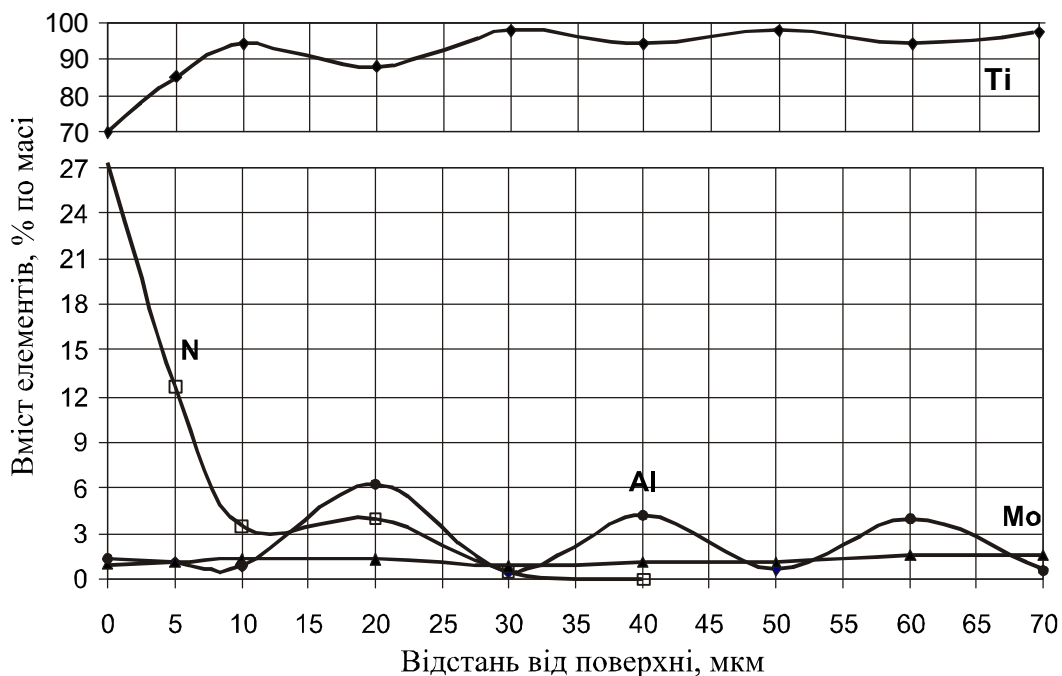


Рис. 5. Розподіл титану, молібдену, алюмінію, азоту за товщиною дифузійної зони при азотуванні титанового сплаву VT8 при $T = 900$ °C впродовж 2 годин. \blacklozenge – Ti, \blacktriangle – Mo, \bullet – Al, \square – N.

Термічна і хіміко-термічна обробка

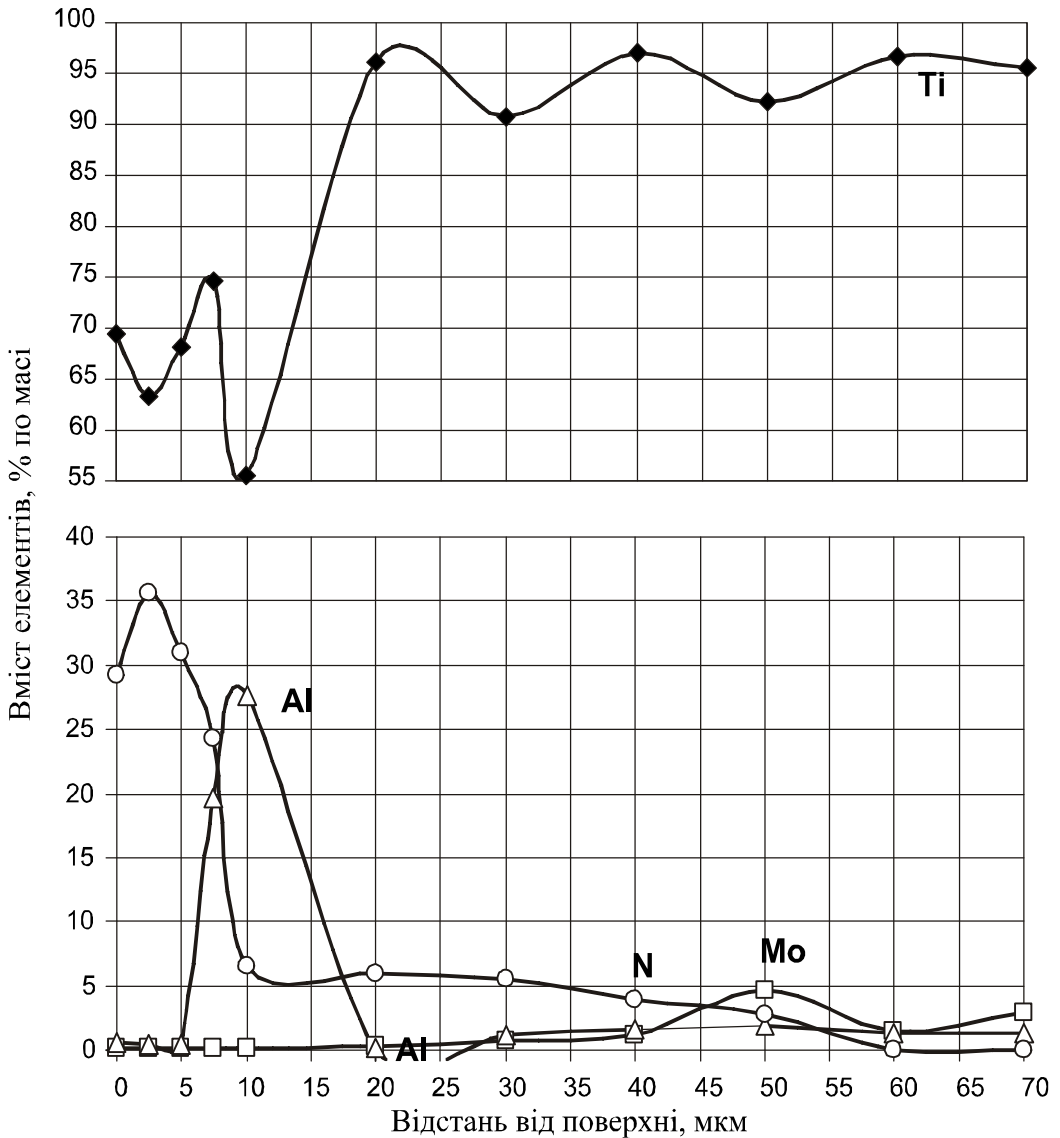


Рис. 6. Розподіл титану, молібдену, алюмінію, азоту за товщиною дифузійної зони при азотуванні титанового сплаву VT8 при $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ впродовж 2 годин після MAO. \blacklozenge – Ti, \square – Mo, \triangle – Al, \circ – N.

елементів сплаву – необмежено розчинний як в α -, так і в β -фазі титану. Тому його перерозподілу між фазами не спостерігається. Молібден має обмежену розчинність в α -Ti та необмежену в β -Ti. Тому в обох розглянутих випадках він концентрується саме в зернах β -фази титану.

Таким чином, завдяки активації поверхні магнітно-абразивною обробкою отримано азотоване покриття на сплаві VT8, що не відрізняється за фазовим складом від покриття, отриманого на неактивованій поверхні, але перевищує його за товщиною в 1,5 рази та за мікротвердістю твердого розчину на 25%. При цьому товщина нітридної фази при однаковій мікротвердості в 2,0 – 2,5 рази більша. Це, в свою чергу, має привести до підвищення абразивної стійкості титанових сплавів.

Література

1. Федірко В.М., Погрелюк І.М. Азотування титану та його сплавів. –Київ: Наук.думка, 1995. – 226 с.
2. Бабад-Захряпин А.А. Высокотемпературные процессы в материалах, поврежденных низкоэнергетическими ионами. –М.: Энергоатомиздат, 1982. – 12 с.
3. Проволоцкий А.Е. Струйно-абразивная обработка деталей машин. – Киев: Техника, 1989. – 177 с.
4. Кащеев В.Н. Процессы в зоне фрикционного контакта металлов. – М.: Машиностроение, 1978. – 213 с.
5. Баллуфи Р. Об ускорении скорости самодиффузии вдоль дислокаций в ГЦК металлах. // Новости физики твердого тела. – М.: Мир, 1973. – Вып. 3. – С. 42 – 74.

Одержано 09.04.12

А. Н. Соловар, М. Н. Бобина, В. С. Майборода

Влияние предварительной магнитно-абразивной обработки на состав диффузионных покрытий на сплаве ВТ8

Резюме

Исследовано влияние активации поверхности магнитно-абразивной обработкой лопаток ГТД из сплава ВТ8 на структуру поверхностных слоев, химический и фазовый составы диффузионного покрытия, полученного при азотировании. После активации получено покрытие, которое не отличается по фазовому составу от полученного на неактивированной поверхности, но превышает его по толщине в 1,5 раза и по микротвердости твердого раствора – на 25 %. Толщина нитридной фазы при одинаковой микротвердости в 2,0 – 2,5 раза больше.

A. N. Solovar, M. N. Bobina, V. S. Mayboroda

Effect of pre-magnetic-abrasive treatment on the composition diffusion coatings on VT8 alloy

Summary

The effect of surface activation with magneto-abrasive treatment of GTE blade of VT8 alloy on the structure of surface layers, chemical and phase composition of diffusion coatings obtained by nitriding. After activation the coating is obtained, which is not different from the phase composition of the non activated surface, but exceeds its thickness by 1.5 times and by micro hardness of the solid solution on 25 %. The thickness of nitride phases at the same micro hardness is 2.0 – 2.5 times higher.