

УДК 669.295:621.785.5

Плешаков Е.І.

ДУ “Львівська політехніка”, кафедра “Фізика металів та матеріалознавство”

**ВПЛИВ ЛАЗЕРНОГО ГАРТУВАННЯ Й НАВУГЛЕЦЮВАННЯ
НА СТРУКТУРУ Й ВЛАСТИВОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ
ТИТАНОВОГО СПЛАВУ BT3-1**

© Плешаков Е.І., 2000

Досліджено вплив лазерного легування й науглецювання на зміну структури, фазового складу й властивостей поверхневого шару титанового сплаву BT3-1. Запропоновано оптимальні режими лазерного зміцнення поверхні сплаву.

The effects of laser quenching and carburizing of titanium alloy BT3-1 are considered. Optimal conditions of laser treatment which ensures surface hardening of this alloy are determined.

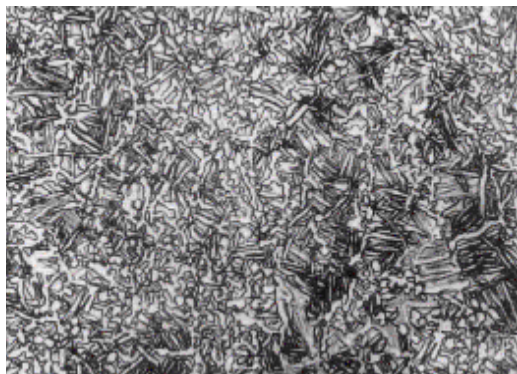
Для України, де є багато родовищ титанових руд, титанові сплави є перспективними конструкційними матеріалами. Унікальне поєднання високої питомої міцності і корозійної стійкості в багатьох агресивних середовищах зумовлює їх широке використання в різних галузях промислового виробництва. Проте, титанові сплави володіють низьким опором зношуванню, що обмежує їх застосування для виготовлення вузлів тертя. Традиційна хіміко-термічна обробка титанових сплавів для забезпечення потрібного рівня зносотривкості внаслідок тривалих високотемпературних витримок вимагає значних енергетичних затрат, зумовлює окрихчення внутрішніх зон виробів внаслідок інтенсивного росту зерна й втрати металу на газову корозію.

Перспективним напрямком у сучасному розвитку нових технологічних процесів термічної обробки титанових сплавів є використання надвисоких швидкостей нагрівання та охолодження, яких можна досягти, зокрема, під час поверхневої лазерної обробки. Перспективність лазерного нагрівання під час термічної чи хіміко-термічної обробки обумовлена економією електроенергії, підвищенням продуктивності праці й покращанням якості виробів. Методи зміцнення з використанням лазерного нагрівання ефективні під час обробки поверхні виробів малих розмірів чи складної конфігурації, деформація яких повинна бути мінімальною.

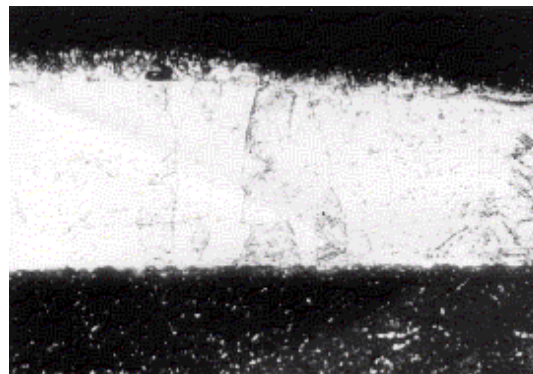
Головною особливістю надшвидкого нагрівання та охолодження під час лазерної обробки поверхні є можливість одержання високотемпературної фази β високої хімічної неоднорідності [1]. Оскільки чинник хімічного складу визначає механізм формування та тип метастабільних фаз під час гартування титанових сплавів, тому лазерне гартування їх, особливо поєднане з легуванням, дозволяє отримувати різноманітні метастабільні структури, співвідношення об'ємних часток яких може істотно впливати на властивості сплавів. Сприятливий вплив швидкісного нагрівання полягає в диспергації метастабільних фаз у загартованих сплавах, подальший розпад яких під час старіння дає змогу покращити експлуатаційні властивості термозміцнених сплавів.

Якщо механізм та кінетика фазових перетворень у титанових сплавах при традиційних методах термічної обробки вивчені достатньо добре, то вірогідне трактування фазових перетворень під час лазерної обробки вимагає ретельних та всебічних досліджень.

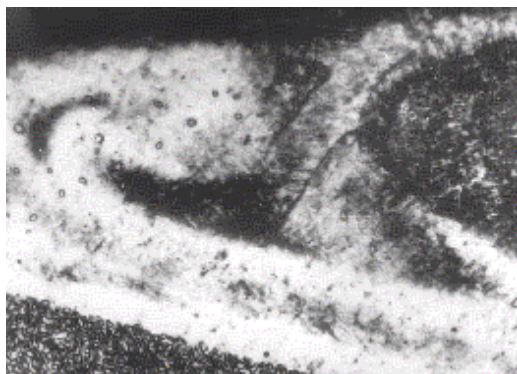
У цій роботі досліджувався вплив лазерного гартування й науглецювання на структуру й властивості поверхневого шару титанового сплаву ВТЗ-1. Цей сплав з коефіцієнтом стабілізації β -фази $K_\beta=0,6$ належить до групи двофазних $(\alpha+\beta)$ -сплавів мартенситного класу. Для дослідження було використано сплав такого хімічного складу: 6,3% Al; 2,6% Mo; 2,1% Cr; 0,4% Fe; 0,25% Si. З метою одержання в зразках вихідної дрібнозернистої структури зливки виплавленого у вакуумі сплаву були прокатані в прутки діаметром 20 мм у температурному інтервалі $(\alpha+\beta) \leftrightarrow \beta$ перетворення. Подальший відпал прутків також був проведений у цьому температурному інтервалі (з витримкою 30 хв при температурі 1120 К), оскільки нагрівання сплаву в зоні існування β -фази зумовлює інтенсивний ріст зерна. Мікроструктура сплаву після відпалу глобулярно-пластинчаста з нечітко вираженими прошарками світлої α -фази на границях зерен первинної β -фази (рис.1, а).



а



б



в



г

Рис.1. Мікроструктура сплаву ВТЗ-1: а – у вихідному стані після прокатування та відпалу; б – після лазерного гартування; в, г – після лазерного науглецювання.

Лазерну обробку сплаву проводили на технологічній лазерній установці імпульсної дії “Квант-16” [2] за такими режимами:

- лазерне гартування з оплавленням поверхні при густині потужності лазерного випромінювання близько $1,6 \cdot 10^9$ Вт/м²;

- лазерне науглецювання через просушене покриття з аквадагу – водної суспензії дисперсного графіту – при густині потужності лазерного випромінювання близько $2,5 \cdot 10^9 \text{ Вт/м}^2$.

Під час лазерного гартування з оплавленням на поверхні сплаву формується шар (рис.1, б), що складається з двох зон різної товщини, будови та властивостей: зони оплавлення (ЗО) та зони термічного впливу (ЗТВ).

У верхній частині ЗО розташований тонкий (до 10 –15 мкм завтовшки) шар з мікротвердістю приблизно 4,0 ГПа. Він збагачений оксидами та нітридами титану, що утворилися внаслідок насичення розплаву киснем і азотом з повітря [3]. За даними інших дослідників [4] не виключається насичення розплаву з повітря і вуглецем з подальшим утворенням у приповерхневому шарі карбідів титану. Основу ЗО становить світлий шар товщиною, що на відміну від верхнього шару та ЗТВ слабко протравлюється універсальним травником для титанових сплавів – водним розчином плавикової та нітратної кислот [5]. У його структурі виявляються стовпчасті кристаліти первинної β -фази, орієнтовані перпендикулярно до поверхні (рис.1, б). У межах декотрих з них утворюються колонії паралельно орієнтованих пластин мартенситної фази. На інших ділянках такі колонії металографічно не виявляються. Світлий шар ЗО містить також розпорошені й такі, що декорують границі первинної β -фази, глобулярні часточки діаметром до 1 мкм. Густина цих часточок тут набагато менша, ніж у приповерхневому шарі. Мікротвердість різних за структурою ділянок світлого шару відрізняється незначно в межах від 2,7 до 2,9 ГПа.

За даними рентгеноструктурного аналізу в роботі [4] стверджується утворення в ЗО після імпульсного лазерного гартування сплаву ВТЗ-1 двох мартенситних фаз α' і α'' . Хоча вміст β -стабілізаторів у цьому сплаві не перевищує критичного значення авторами [1,6] допускається присутність у його структурі після гартування неперетвореної метастабільної β -фази внаслідок концентраційної неоднорідності високотемпературної β -фази. В умовах лазерного надшвидкого нагрівання й кристалізації треба очікувати підсилення такої неоднорідності. Спад мікротвердості в світлому шарі ЗО до найнижчих значень (рис. 2) вказує на присутність у ньому маломіцних пластичних фаз, якими й можуть бути метастабільні β і α'' фази. Додатковою причиною стабілізації β -фази може стати зменшення вмісту в твердому розчині стабілізуючого α -фазу Al за рахунок його випаровування з розплаву, а також переходу в неметалеві сполуки.

Перехідний шар між ЗО й ЗТВ характеризується підвищеною мікротвердістю (близько 3,4 ГПа). Структура ЗТВ сильно розтравлюється й набуває ознак глобулярної двофазної структури (рис. 1, б,г). Її усереднена мікротвердість становить 2,9 ГПа (рис. 2). Переходячи до основи, мікротвердість зростає до 3,2 ГПа.

Лазерне науглецювання збільшує неоднорідність структури в ЗО за рахунок масоперенесення під впливом інтенсивних термоконвекційних потоків у ванні розплавленого металу. Приповерхневий шар, насичений часточками оксидів, нітридів та карбідів, металографічно майже непомітно переходить в основу ЗО. Глибину його залягання можна визначити лише за зміною мікротвердості під час переходу від нього (4,2 ГПа) до основи ЗО, мікротвердість якої становить 3,6 ГПа (рис. 2).

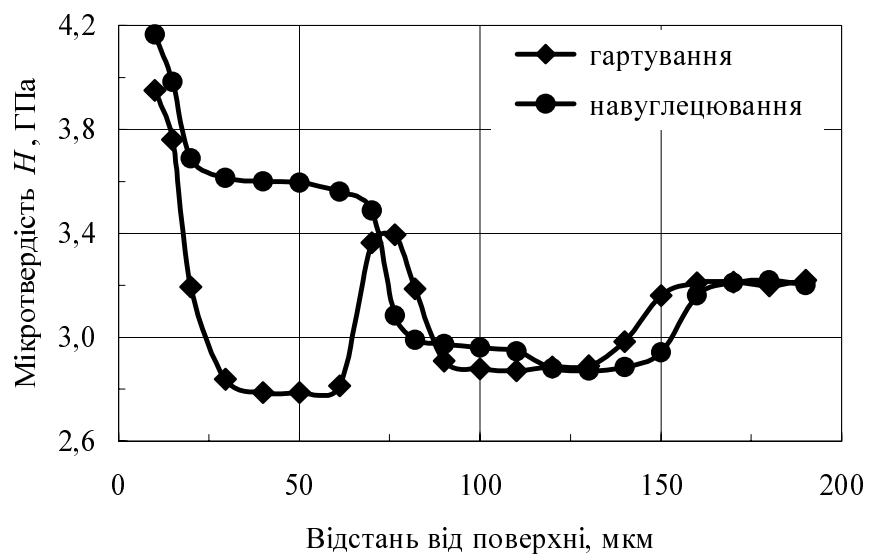


Рис. 2. Зміна мікротвердості сплаву ВТЗ-1 в зоні лазерної дії після лазерного гартування та науглецювання.

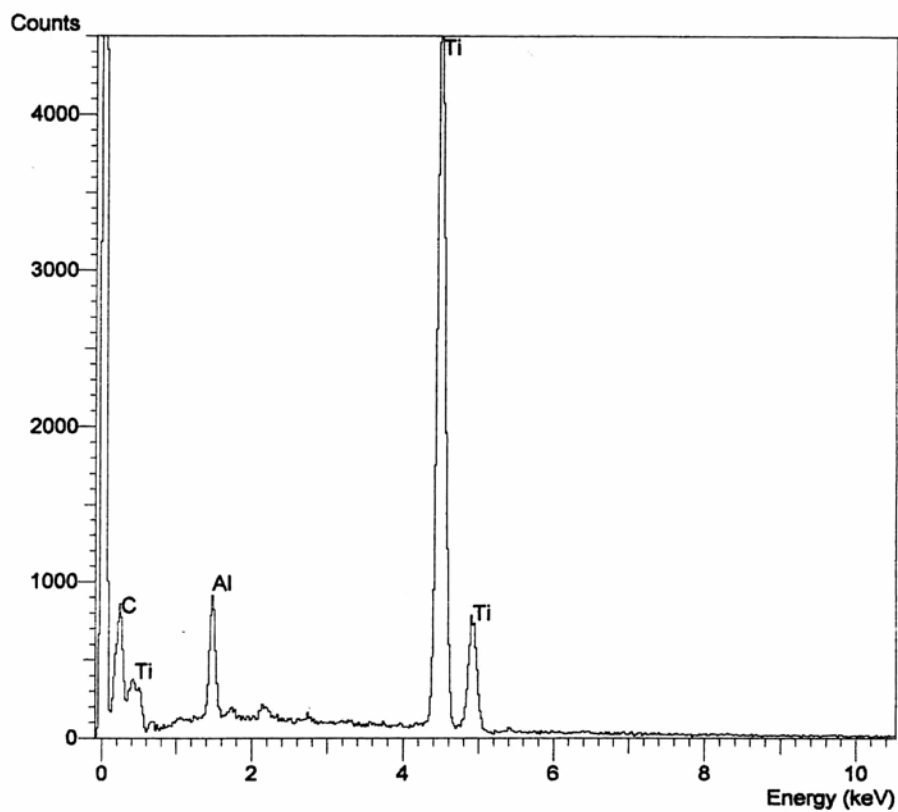


Рис. 3. Спектрограма ділянки зони оплавлення з карбідами титану дендритної будови після лазерного науглецювання сплаву ВТЗ-1.

Структура в основі ЗО відтворює характер масоперенесення вуглецю під впливом термокапілярних конвективних потоків (рис.1, в, г). Ділянки з підвищеним вмістом вуглецю інтенсивно травляться і при збільшеннях оптичного мікроскопу мають темне забарвлення внаслідок утворення там карбідів титану глобулярної (рис. 1, в) або дендритної будови (рис. 1, г). Присутність карбідів титану у місцях скупчення вуглецю підтверджується результатами мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 3), виконаного на рентгенівському мікроаналізаторі системи LINK ISIS, поєднаному з растровим електронним мікроскопом NOVASCAN-30.

Світлі ділянки на дні й периферії ЗО від одиничного лазерного імпульсу характеризуються незначною густиною часточок вторинних фаз, слабо розтравлюваною пластинчастою структурою і меншою мікротвердістю – до 3 ГПа. Це дає змогу припускати, що основу їх структури складають мартенситні фази α' і α'' , додатково зміцнені вуглецем як елементом проникнення. Його ж впливом, але вже як α -стабілізатора можна пояснювати відсутність у цій структурі метастабільної β -фази. Перехід від ЗО до ЗТВ здійснюється з незначним зниженням мікротвердості до 2,9 ГПа і зміною структури до глобулярно-пластинчастої.

Отже, лазерне науглецювання забезпечує відчутне поверхневе зміцнення сплаву ВТЗ-1 за рахунок присутності в мартенситній структурі зони оплавлення дисперсних карбідів титану.

1. Гриднев В.Н., Ивасишин О.М., Ошкадерева С.П. *Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов*. К., 1986. 2. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов*. М., 1985. 3. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. *Лазерная техника и технология*. Кн.3. *Методы поверхностной лазерной обработки*. М., 1987. 4. Любченко А.П., Сатановский Е.А., Пустовойт В.Н. и др. *Некоторые особенности импульсного лазерного упрочнения титановых сплавов // Физика и химия обработки материалов*. 1991. № 6.-С. 130-134. 5. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Браун М.Я. и др. *Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов*. М., 1980. 6. Sieniawski J. *Przemiany fazowe i ocena możliwości kształtowania struktury w wieloskładnikowych stopach tytanu z zawartością Al, Mo, V i Cr*// *Zeszyty naukowe Politechniki Rzeszowskiej*. 1985. № 17. 145 s.