

Таким чином, автором наведено основні варіанти структурних схем комбінованих кулачково-мальтійських механізмів зі змінними довжиною і частотою обертання водила та проведено кінематичний синтез таких механізмів; подано співвідношення між геометричними параметрами механізму, при яких для циклоїдних законів руху хреста синтез можливий; показано, що при числі пазів $z > 5$ для циклоїдних законів руху синтезувати профіль кулачка неможливо, а при $z = 3 \dots 4$ запропоновані комбіновані механізми мають кращі характеристики, ніж подані в роботі [3].

1. Артоболевский И.И., Левитский Н.И., Черкудинов С.А. Синтез плоских механизмов. М., 1959. 2. Кіницький Я.Т. Теорія механізмів і машин. К., 2002. 3. Пасіка В.Р. Регулювання часу повороту хреста в комбінованих мальтійських механізмах // Матеріали міжнар. наук.-техн. конф. «Надійшлисть і довговечність механізмів, елементів конструкцій і біомеханічних систем». Севастополь, 2005. 5 — 8 вер. 4. Полюдов О.М., Петрук А.І. Зрівноважувальні кулачкові механізми. К., 2005. 5. Фишин М.Е. Расчет механизмов транспортно-подающих систем полиграфических машин. М., 1979.

УДК 620.178.167.+ 621.785

О. В. Манько, В. А. Сторощук, Ю. Б. Стецько

ОСОБЛИВОСТІ УТВОРЕННЯ БІЛИХ ШАРІВ НА ТОНКИХ ПЛАСТИНАХ

У статті розглянуто можливість розширення міжзаточного періоду паперорізальних поліграфічних ножів як ймовірного ресурсу підвищення ефективності роботи різального обладнання. Розширити міжзаточний період можна, зміцнивши різальне лезо ножа методом фрикційно-зміцнювальної обробки (імпульсної технології). У результаті на поверхні формується так званий білий шар, який за своїми фізико-механічними характеристиками переважає гартовану сталь. Для отримання необхідних попередніх технологічних режимів зміцнення клинового інструмента авторами здійснено низку експериментів на тонких пластинах зі сталі У8.

In the article possibility of expansion of inter-sharpening period of paper-cuttings knives is considered as a credible resource of increase of efficiency of work of cutting equipment. Extending a inter-sharpening period is possible, fixing the cutting blade of knife by the use of method of friction-strengthening treatment (impulsive technology), as a result of which on a surface the so-called white layer which after the physical and mechanical descriptions prevails the tempered steel is formed. For the receipt of the necessary previous technological modes of strengthening a wedge instruments by authors the row of experiments was carried out on laminas permanent brands of У8-steel.

Специфіка роботи поліграфічних паперорізальних ножів полягає в достатньо частому переточуванні їх через затуплення целюлозними волокнами та різноманітними наповнювачами паперу. Вважається, що папір є найагресивнішим абразивом для сталі. Перезаточування паперорізальних

ножів довгої протяжності доволі кропіткий технологічний процес, який вимагає кваліфікованого фахівця та високоточних шліфувальних верстатів з великим вибігом столу. Залежно від виду, щільності паперу й тиражу перезаточування може здійснюватися з різною частотою — від одного разу на добу до одного разу на місяць. Тому привабливою виглядає можливість розширення міжзаточного періоду, що дозволяє економити час і ресурси підприємства.

Збільшити міжзаточний період можна, підвищивши стійкість різального краю леза ножа. Дослідження показали, що єдино перспективними тут є імпульсні технології зміцнення, за допомогою яких можна впливати на структуру металу в зонах різальних країв. Однією з таких технологій є фрикційно-зміцнювальна обробка (ФРЗО) [1], що дозволяє створювати на поверхні сталі так званий «білий шар» (БШ), якому властиві підвищена порівняно із загартованою сталлю твердість (на 20% [2]) і значна в'язкість. Такі ознаки БШ зумовлені його фазовим складом: це дрібнодисперсна суміш мартенситу, залишкового аустеніту та хімічних сполук.

Дослідження зі зміцнення різальних інструментів методом ФРЗО проводилися в Національному лісотехнічному університеті України професором М. Д. Кіриком. Зміцненню підлягали задні поверхні зубів дискових фрез для обробки деревини, що спрацьовувалися найактивніше. Вивчалися режими обробки, при яких отримували стабільні БШ. Режими було розділено на силові та швидкісні. У перших переважаючою складовою була глибина врізання диска, у других — частота його обертання.

Створення БШ на клиновій поверхні довгої протяжності (вістрі ножа) передбачає іншу схему контакту «інструмент — заготовка» і потребує додаткового дослідження в області режимів ФРЗО, зокрема, частоти n обертання сталюого диска діаметром 250 мм, натягу (глибини проникнення диска в поверхню металу) t , подачі s . Для попереднього виявлення ефективних елементів режимів ФРЗО дослідження проводили на пластинах зі сталі У8А завтовшки 0,75; 0,8; 1,0 мм. Довжина зразків — 100 мм. Термообробка: гартування + середній відпуск. Обробку проводили за схемою: твір на диска — торець пластини. Аналіз мікроструктури здійснювали на мікроскопі МИМ-8, мікротвердість визначали на мікротвердометрі ПМТ-3.

Для проведення експерименту було вибрано такі діапазони в режимах обробки: частота обертання диска $n = 2240$ та 3150 об/хв; натяг $t = 0,4$ та $0,6$ мм; подача $S = 60, 80$ та 100 мм/хв (див. табл. 1).

Розглянемо результати досліджень на пластинах завтовшки 0,75; 0,8; 1,0 мм (наведено мікрофотографії лише з найбільш вираженим ефектом, отриманим у вибраному діапазоні параметрів режимів).

Блок режимів I: $\Delta = 0,75$ мм; $t = 0,4$ та $0,6$ мм; $n = 2240$ та 3150 об/хв; S — змінне: 60, 80, 100 [мм/хв].

Т а б л и ц я 1

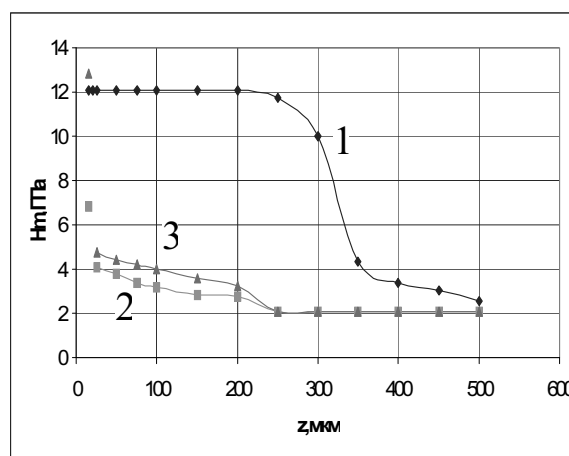
Режими зміцнення

Товщина зразка Δ , мм	Частота обертання диска, об/хв	Натяг, мм	Подача, мм/хв
0,75	2240	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100
	3150	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100
0,80	2240	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100
	3150	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100
1,0	2240	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100
	3150	0,4	60, 80, 100
		0,6	60, 80, 100

При даній тріаді значень подач, а саме при $S = 60$ об/хв, спостерігається утворення БШ (рис. 1а). У двох інших випадках наявні сильна пластична деформація торця та локальні ділянки БШ невеликої товщини на фізичній поверхні; на рис. 1б наведено локальні значення мікротвердостей для окремих ділянок БШ на фізичній поверхні. Із збільшенням значень подачі зростає текстуризація металу, що ілюструється як абсолютними величинами мікротвердості, так і градієнтом мікротвердості в глибину зразка.



а



б

Рис. 1. Режим зміцнення: а) $t = 0,4$ мм; $n = 2240$ об/хв; $S = 80$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подач $S = 60$ (1), 80 (2), 100 (3) мм/хв

Аналіз мікроструктури зразків (рис. 1а, 2а) показує, що жоден із елементів режимів ФРЗО кардинально не впливає на структуру металу. Показано, що при даних режимах відбувається інтенсивна пластична деформація (грибовидні завали і виразна текстура). На фізичній поверхні спостерігаються локальні ділянки нетравленого металу, які нами ідентифікуються як БШ. Ці ділянки вкраплені в темну смугу, котра має лінзоподібну форму, спрямовану всередину зразка. Ми навмисне звертаємо увагу на ділянку темної протравлюваності, бо ця складова завжди буде присутня, причому першою виникатиме саме вона, а потім уже БШ. Вимірювання мікроструктури (рис. 2б) підтвердили, що на поверхні сформовано ділянки БШ, мікротвердість яких коливається в діапазоні 9 — 17 ГПа.

При режимі зміцнення, наведеному на рис. 2а, максимальна мікротвердість наявна при подачі 60 мм/хв. Загалом мікротвердість зростає до $H_m = 4,2$ ГПа на поверхні, а далі спадає до значення серцевини. Текстурований метал можна вважати матрицею, в якій біля фізичної поверхні сформувалися зони підвищеної мікротвердості — дискретні ділянки БШ і темна смуга.

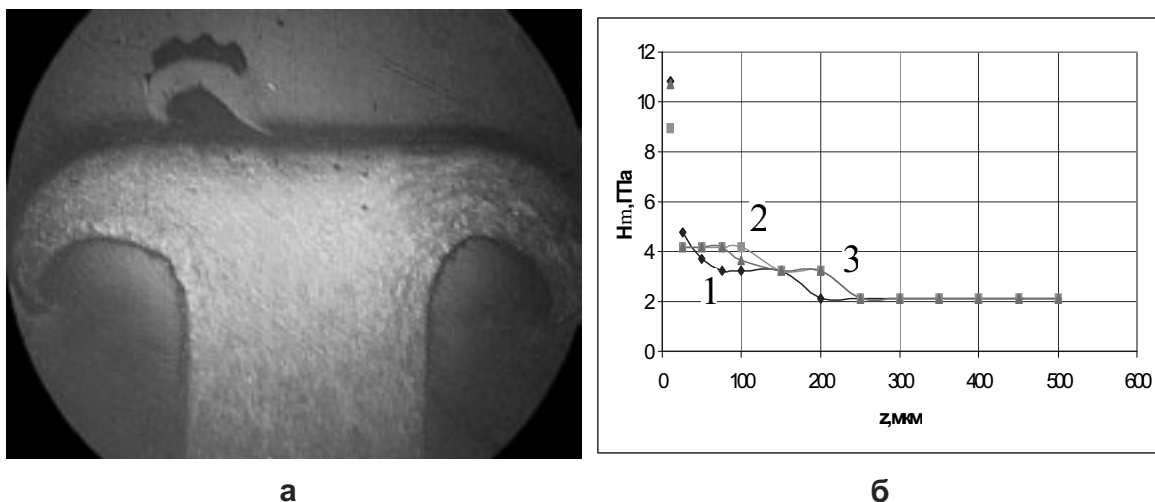


Рис. 2. Режим зміцнення: а) $t = 0,6$ мм; $n = 2240$ об/хв; $S = 100$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (1), 80 (2), 100 (3) мм/хв

Зі збільшенням частоти обертання зміцнювального круга з 2240 до 3150 об/хв зберігається стабільний ефект утворення темної смуги та локальних ділянок БШ. Проте при подачі 80 мм/хв на фізичній поверхні (рис. 3а) формується «лінза» дискретного БШ, що підтверджується значеннями мікротвердості. В цілому товщина шару, який зазнав технологічного впливу, тобто видимої трансформації, зросла до 200 мкм, а градієнту значень мікротвердості притаманний монотонно спадний характер.

Збільшення натягу з 0,4 до 0,6 мм погіршило результати технологічного впливу, за винятком спорадичних утворень локальних ділянок БШ при режимах обробки, указаних на рис. 4а. Мікротвердість матриці (тобто основного металу) не перевищує 5 ГПа, що свідчить про звичайне текстурування сталі (ефект нагартування). Характер зміни мікротвердості не пологий. Отримані

дані можна трактувати як вплив завеликого прогріву зразка на глибину, що унеможлиблює утворення БШ у приповерхневих шарах біля фізичної поверхні.

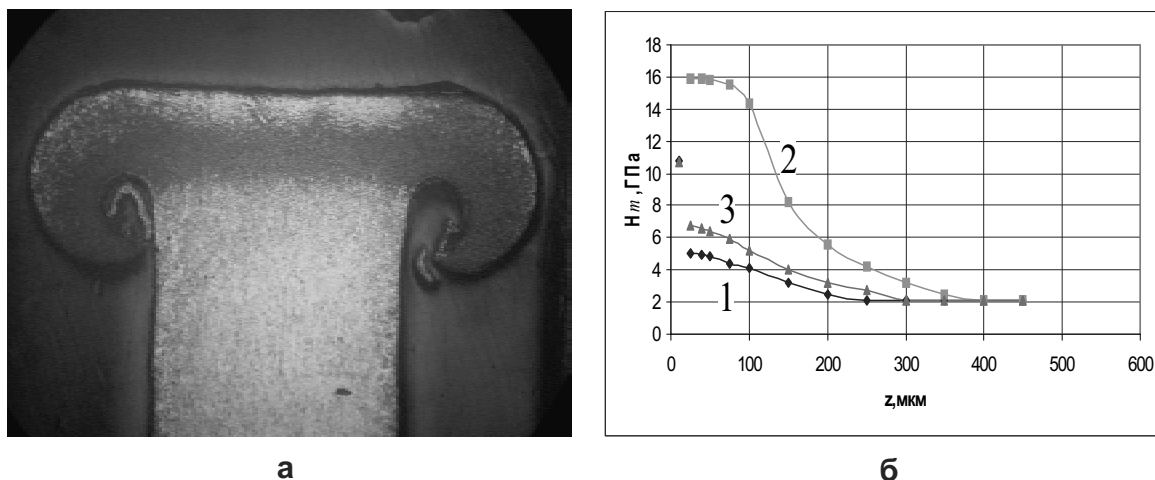


Рис. 3. Режим зміцнення: а) $t = 0,4$ мм; $n = 3150$ об/хв; $S = 80$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (1), 80 (2), 100 (3) мм/хв

Характер течії металу змінюється (рис. 3а, 4а), про що свідчить форма завалів металу. При $t = 0,4$ мм (рис. 3а) отримано виразний ефект формування БШ дискретної структури, мікротвердість якого становить 14—16 ГПа. Мікротвердість темної смуги складає 5,37 ГПа і надалі спадає до значення серцевини. Обриси внутрішньої границі БШ теж мають лінзоподібну форму, що може свідчити про розповсюдження теплових потоків у зразку й кінетику формування БШ.

Блок режимів II: $\Delta = 0,8$ мм; $t = 0,4$ та $0,6$ мм; $n = 2240$ та 3150 об/хв; S — змінне: 60, 80, 100 [мм/хв].

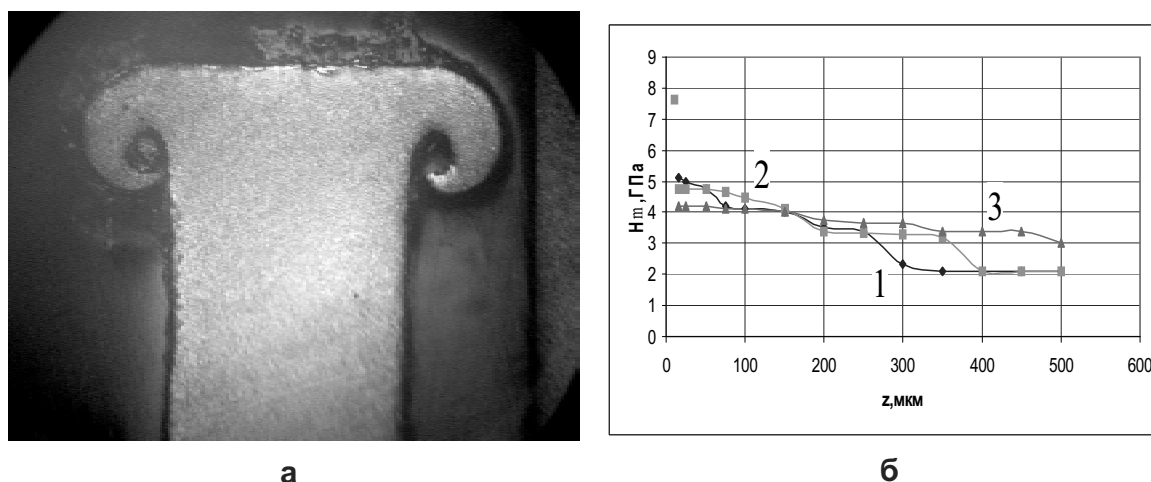


Рис. 4. Режим зміцнення: а) $t = 0,6$ мм; $n = 3150$ об/хв; $S = 80$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (1), 80 (2), 100 (3) мм/хв

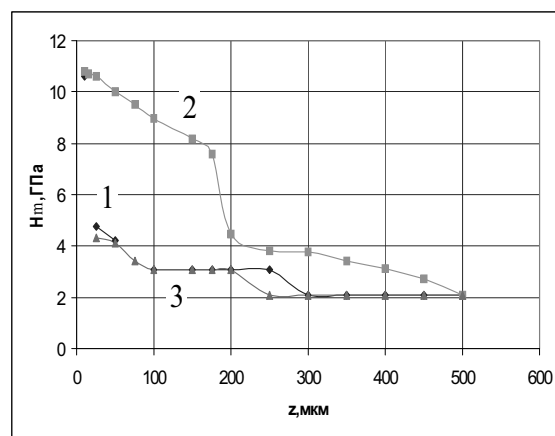
Збільшення товщини зразка з 0,75 до 0,8 мм при аналогічних режимах обробки не внесло суттєвих коректив у результати дослідів. Дещо зросла мікротвердість при подачі 100 мм/хв, а також глибина технологічного впливу на зразок (до 300 мкм). На поверхні спостерігаються невеликі ділянки БШ на рівні слідів.

Із збільшенням глибини врізання диска інтенсифікуються пластична деформація металу й процес утворення БШ. Можна стверджувати, що в окремих випадках, наприклад при подачі 100 мм/хв, судячи з мікротвердості металу в приповерхневих шарах ($H_m = 7,8$ ГПа), наявне утворення структур загартування. Вищевказані результати свідчать про те, що при цих режимах для даної товщини зразка технологія починає ставати імпульсною, тобто трансформація металу локалізується в приповерхневих шарах.

Зростання частоти обертання диска збільшує накачування фрикційної енергії в зразок, що при окремих режимах дозволяє отримувати стабільний ефект формування БШ (рис. 5а). Сама структура БШ — дискретна, а його глибина — до 100 мкм.



а



б

Рис. 5. Режим зміцнення: а) $t = 0,4$ мм; $n = 3150$ об/хв; $S = 80$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (1), 80 (2), 100 (3) мм/хв

Зміна глибини натягу до 0,6 мм, очевидно призводить до зміщення балансу «температура — деформація», у результаті чого матимемо швидке зминання металу з недостатнім розігрівом у приповерхневій зоні, тобто при даних режимах технологія втрачає свій імпульсний характер. Наслідком даних режимів обробки будуть доволі висока мікротвердість ($H_m = 5 — 7$ ГПа) біля поверхні, що, ймовірно, є результатом місцевого неповного загартування, і текстуризація металу на глибину до 400 мкм.

Блок режимів III: $\Delta = 1,0$ мм; $t = 0,4$ та $0,6$ мм; $n = 2240$ та 3150 об/хв; S — змінне: 60, 80, 100 [мм/хв].

При цих режимах обробки спостерігається стабільний ефект утворення білих шарів. Сама структура БШ носить характер дискретної і нещільної, градієнт мікротвердості відносно пологий. Найпологіший градієнт зафіксований при подачі 60 мм/хв. У даній структурі зміцненого шару видно, як БШ замінюється на глибині темною зоною (смугою), яка згодом плавно переходить у серцевину (рис. 6а). Показано однакову закономірність зміни мікротвердості на глибині зразків, що може свідчити про повторюваність, а отже, про стабільність утворення БШ при цих режимах обробки зразка. У всіх трьох випадках подач значення мікротвердості біля фізичної поверхні суттєво

переважають відомі з літературних джерел [2]. Плавність градієнтів мікротвердості є наслідком дискретної будови БШ, його нерізким переходом у темну смугу (ймовірно, у зону неповного загартування). Мікротвердість у цьому разі зростає в результаті сукупного температурно-деформаційного впливу, а не текстуризації зерен металу, як у попередніх випадках.

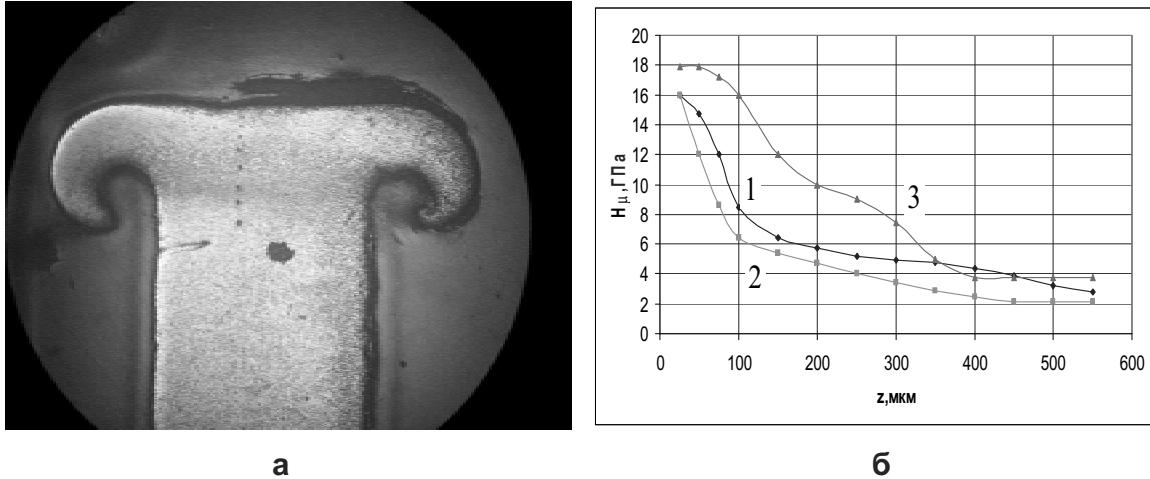


Рис. 6. Режим зміцнення: а) $t = 0,4$ мм; $n = 2240$ об/хв; $S = 100$ мм/хв; б) значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (3), 80 (2), 100 (1) мм/хв

В цілому збільшення натягу з $0,4$ до $0,6$ мм є збурювальним фактором, судячи з характеру розподілу значень мікротвердості (рис. 7б), хоча й надалі спостерігається сталий ефект формування товстих (до $150 - 200$ мкм) БШ. Загальна товщина зони технологічного впливу становить у середньому 400 мкм. Щодо формування в подальшому різального леза перспективнішими будуть БШ, отримані при подачах 60 і 80 мм/хв, оскільки забезпечують більші припуски на механічну обробку. Збурення градієнтів мікроструктури може бути наслідком нестабільності процесу структуроутворення вздовж торця зразка.

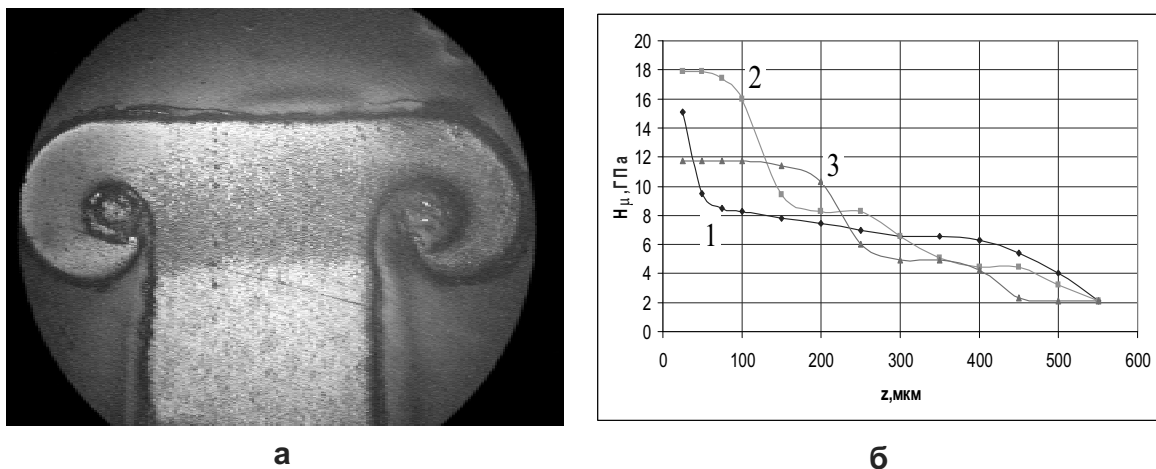


Рис. 7. Режим зміцнення: а) $t = 0,6$ мм; $n = 2240$ об/хв; $S = 100$ мм/хв; б) значення значення мікротвердості для подачі $S = 60$ (3), 80 (2), 100 (1) мм/хв

Комплекс усіх трьох режимів показує стабільні умови формування щільних і товстих БШ (товщина суто непротравленої зони становить у середньому 200 — 300 мкм). Загалом загальна товщина зони технологічного впливу складає 400 — 600 мкм, тобто дані режими зміцнювальної обробки показують найкращі результати. Структура БШ доволі щільна, ширина темної смуги невелика. Можна вважати, що для даного комплексу режимів різання і ширини зразка 1,0 мм імпульсна технологія реалізована в повному обсязі. Іншими словами, даний зразок має достатню жорсткість (матеріал не «просідає»), що забезпечує локалізацію процесів трансформації в приповерхневих шарах.

Отже, після проведення повної серії експериментів на зразках виявлено грибовидні завали, які виникають у результаті течії металу під тиском зміцнювального диска і мають різну конфігурацію, що свідчить про неоднакову піддатливість металу. Якщо взяти за критерій товщину зразків, то максимальна піддатливість властива зразкам завтовшки 0,75 та 0,8 мм. Саме на зразках цієї серії не вдалося отримати білий шар стабільної товщини. Тут можна говорити лише про локальні ділянки БШ невеликої товщини (від 5 до 20 мкм) на фізичній поверхні. Дана закономірність указує на декілька факторів. По-перше, причиною появи завалів може бути недостатня жорсткість зразків (а отже, обумовлена нею значна пластичність металу в зоні контакту) щодо вибраного натягу t , що виразно проявляється для зразків завтовшки 0,75 мм і 0,8 мм. На наш погляд, саме це викликало появу несформованого білого шару на торці зразків. Недостатня жорсткість або податливість металу в цьому випадку не дозволяє реалізуватися необхідним умовам, при яких формується БШ. За нашими спостереженнями, це повинен бути певний баланс поміж температурою від тертя та тиском на метал. Порушення балансу призводить, з одного боку, до «просідання» зразка через надто значну деформацію (яка, у свою чергу, може бути наслідком глибокого прогрівання), а значить, до недостатньо насиченого контакту і, відповідно, замалої температури для алотропних перетворень у приповерхневих шарах металу, а з другого, — до надмірного прогріву локального об'єму приповерхневого шару із-за тертя, що викликає різке зростання пластичності сталі в межах глибини натягу з падінням коефіцієнта тертя і подальшого просковзування зміцнювального диска.

Тільки при одному значенні режимів ФРЗО сформувався білий шар дискретної будови і невеликої товщини (режим: $t = 0,4$ мм; $n = 3150$ об/хв; $S = 80$ мм/хв). У той же час на зразках завтовшки 1,0 мм при аналогічних режимах обробки отримано високоякісні БШ значної товщини (до 300 — 400 мкм) при всіх діапазонах ФРЗО. Оскільки білий шар при технології ФРЗО формується в результаті одночасної дії температури і тиску, то тут слід вести мову про баланс цих двох факторів, враховуючи об'єм металу, який зазнає трансформації. Якщо порівняти результати, отримані на зразках завширшки 0,8 та 1,0 мм, то очевидно, що саме збільшення ширини зразка, тобто підвищення його жорсткості або зменшення піддатливості металу Δ , забезпечує ті умови, при яких формується БШ для даних режимів ФРЗО.

Виходячи з цих міркувань, можна стверджувати, що при вибраній схемі зміцнення методом ФРЗО отримати стабільні результати можливо за умови забезпечення імпульсного характеру технології, тобто локалізації температурно-деформаційних перетворень металу в приповерхневих шарах. Неприпустимим є глибоке прогрівання зразка з одного боку (це призводить до підвищення пластичності металу і «просідання» зразка), що в основному залежить від натягу та швидкості обертання диска та переважання деформаційної складової з другого. Останнє спричиняє розвальцювання торця і реалізацію ненасиченого трибоконтакту.

Таким чином, особливість ФРЗО на тонких пластинах полягає в доборі цілком точної комбінації елементів режиму зміцнення для конкретної товщини зразка, що дасть змогу забезпечити технологічні умови, при яких на поверхні сформується білий шар.

Ще однією особливістю формування БШ на тонких пластинах є його аномальна мікротвердість (у межах 15 — 20 ГПа). Враховуючи, що складові БШ, зокрема, мартенсит, залишковий аустеніт та ультрадисперсні включення карбідів, не дають сумарної мікротвердості подібних значень, можна припустити, що така мікротвердість є наслідком сильної деформації кристалічної решітки, причому даний феномен допустимий тільки в невеликих об'ємах металу, що якраз було присутнім у даній схемі експерименту.

З вищевикладеного можна зробити наступні висновки:

1. Попередні дослідження технології ФРЗО показали, що на тонких пластинах можливе отримання БШ, а це дозволить у подальшому перейти до зміцнення паперорізальних ножів.

2. Було виявлено два блоки режимів ФРЗО для тонких пластин вибраного діапазону товщин, зокрема:

режими, при яких виникають стабільні і прогнозовані умови (чи передумови) для утворення БШ або ефекту зміцнення (вторинне загартування поверхневих шарів);

режими, при яких утворюються БШ, але відсутня кореляція між значеннями подачі, мікротвердості та мікроструктури.

3. Зафіксовано аномальну мікротвердість білих шарів у межах 15 — 20 ГПа. Згідно з літературними джерелами [1, 2], мікротвердість БШ різної природи вища на 20% від мартенситу і коливається в межах 8 — 11 ГПа. Це явище потребує додаткового вивчення.

4. Аналіз умов утворення БШ на тонких пластинах з площинним контактом і протікання процесу ФРЗО на клиновій поверхні показав, що переносити виявлені оптимальні режими зміцнення на схему укріплення клинового інструменту неможливо.

1. Ю. И. Бабей. Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. К., 1988.
2. Formation of surface layer structure produced by electromechanical strengthening of carbon steels // *Mechanika. Kaunas*. 2005. №2 (52). P. 55 — 59.