

буде, тобто на прогалинні елементи форми не потраплятимуть компоненти фарбової композиції. Результати, подані на рис. 6 свідчать, що для фарб Diamond час розшарування емульсії становить 2–4 секунди, а для фарб Excel — 5–7 секунд. Такі показники забезпечують стабільність під час друкування, однак, потрібно зазначити, що характеристики фарб Diamond є вищими.

Отже, в результаті проведених експериментальних досліджень доведено переваги застосування у виробничих процесах офсетного друку фарб Diamond порівняно з фарбами Excel, зокрема за значеннями оптичної щільності, показниками розтискування та стабільності емульсії зі зволожувальним розчином.

СРАВНЕНИЕ ПЕЧАТНО-ТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОФСЕТНЫХ КРАСОК ДВУХ ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

Предоставлены результаты исследований печатных свойств офсетных красок разных производителей.

COMPARISON OF PRINTING AND TECHNICAL PROPERTIES OF OFFSET INKS OF TWO PRODUCERS

The results of researches of printing properties of offset inks of different producers are presented.

Стаття надійшла 27.03.2012

УДК 539.3: 539.4: 539.5

О. А. Кузін

Національний університет «Львівська політехніка»

Т. М. Меццякова, М. О. Кузін

Львівська філія Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна

ВИБІР ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЧНОЇ ОБРОБКИ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ ПІДХОДІВ МЕХАНІКИ

Аналізується сучасний стан проблеми опису структурних змін у металічних системах під час силових навантажень. З використанням методу ЛМ-твердості встановлено рівень пошкодженості в матеріалах, що попередньо були піддані різним термічним обробкам.

Маловуглецева сталь, пошкоджуваність, знеміцнення, оптимальна технологічна обробка

Деформовані маловуглецеві сталі широко використовуються для виготовлення деталей обладнання, яке працює в умовах дії знакозмінних і динамічних навантажень.

Процес пластичної деформації супроводжується переміщенням дефектів трансляційного типу (дислокацій і дисклінацій), ротаційним складником, локальними порушеннями суцільності, при яких в матеріалі формуються магістральні тріщини і він руйнується. Слід зауважити, що для матеріалів з відмінною пластичністю реалізуються різні механізми деформації, відбувається зміцнення металу, яке приводить до зміни фізико-механічних властивостей. Проходження процесів, які супроводжують пластичну деформацію, залежить від ступеня попередньої деформації заготовки.

Моделі механіки, які описують еволюцію механічних і структурних параметрів матеріалів у процесі деформування, мають у своїй основі подання деформованого тіла як деякого однорідного середовища, що складається з двох взаємодіючих континуумів: матеріального і континуума дефектів. Матеріальний континуум визначається тензором ефективних напружень і деформацій, що виникають від зовнішньої дії і дії дефектів матеріалу. Континуум дефектів і тензор густини потоку відображає стан матеріалу.

Зміна структури сплавів в умовах дії зовнішніх навантажень являє собою складні процеси, в яких розглядаються такі рівні ієрархії [4]: а) механічний рівень, що відповідає пружній поведінці матеріалу; б) рівень дефектів трансляційного типу, при якому локальні структурні зміни визначаються густиною і потоками дислокацій; в) рівень дефектів ротаційного типу, що відповідають структурним параметрам, які визначають густину і потоки цих дефектів; г) рівень локального порушення суцільності, при якому в матеріалі виникають мікропори і мікротріщини; д) рівень глобального порушення суцільності, який характеризується формуванням магістральних тріщин і втратою фізичної суті механічних параметрів напружень (σ) і деформацій (ϵ).

Еволюція системи відбувається на рівні ієрархії, який відповідає найвищому, сформованому в процесі навантаження цієї системи. Нижні рівні ієрархії є акомодативними для вищих. Перехід до вищих рівнів приводить до зниження деформаційної здатності матеріалу.

Технологічна обробка, і зокрема, пластична деформація супроводжується утворенням дефектів, які сприяють формуванню пошкоджень при дії зовнішнього навантаження. Водночас вплив технологічної пошкоженості на їх утворення при експлуатації і функціональні властивості виробів визначені недостатньо.

Основною з вимог до сталей, які використовуються для холодної обробки тиском є висока здатність до штампування — властивість змінювати свою форму без утворення тріщин, розривів, розшарувань. На штампувальність впливає багато чинників, і на сьогодні немає показників, за якими можна оцінювати придатність сталі до операцій штампування. Переважно для

оцінювання здатності до штампування використовують дані, які характеризують хімічний склад і механічні властивості сплаву, а деяких випадках результати технологічних випробувань [1].

При обробці тиском маловуглецевих сталей суттєво змінюються як ефективні напруження, так і їх структурний стан — зростає густина дефектів кристалічної будови, витягуються зерна, відбувається орієнтування кристалічних осей, виникають залишкові напруження. Це призводить до зміни механічних властивостей. Причому зі збільшенням ступеня деформації границя текучості зростає швидше тимчасового опору, і коли обидві характеристики врівноважуються стан матеріалу стає граничним, і при спробі продовжити деформацію — він руйнується. У зв'язку з цим часто відбувається руйнування прокатаних заготовок в умовах технологічної обробки. Це пов'язано з тим, що значною мірою пластичність заготовок вичерпується ще на етапі їх виготовлення. Отож метою роботи є підвищення пластичності маловуглецевої сталі після прокатування.

Досліджувалися полосові заготовки товщиною $4 \cdot 10^{-3}$ м сталі типу 17Г1С (0,19% С, 0,55% Si, 1,4% Mn, 0,4% Cr, 0,035% P, 0,04 % S) після холодного прокатування. З представлених заготовок були виготовлені зразки для випробувань на розтяг (тип III ГОСТ 1497-99), вимірювань твердості і металографічних досліджень.

Дослідження шліфів показали, що структура сталі являє собою витягнуті зерна фериту і ділянки перліту, які утворюють стрічки. Кількість перліту відповідає вмісту вуглецю в сталі (0,19% С). Структура заготовок є типовою для деформованої маловуглецевої сталі. Слід зазначити, що напрям орієнтації структури збігається з напрямом максимальних напружень, які виникають при технологічних обробках, що відповідає вимогам технічних умов на холоднолистоє штампування.

Визначення механічних властивостей сталі показали відсутність площини текучості на кривих розтягу. Значення відносного видовження перебуває в межах 4,2...5,7% і є меншим, ніж наведено у вимогах до механічних властивостей прокату, де мінімальне значення видовження становить 8%.

Твердість на поверхні зразків досягає 229 НВ, а на глибині $0,1 \cdot 10^{-3}$ м зменшується до 187 НВ. При замірах твердості на поверхні полоси виявлено, що біля відбитка матеріал руйнується, що вказує на вичерпання пластичності поверхневого шару внаслідок холодного прокатування.

Проведені дослідження вказують, що руйнування заготовок під час листового штампування відбувається внаслідок вичерпання пластичності при прокатуванні. У зв'язку з цим ми розробили режими термічної обробки для підвищення технологічної пластичності заготовок. Для цього заготовки після холодного прокатування піддавали нагріванням протягом 60 хв у муфельній електричній печі до температур 400°C, 450°C, 500°C, 550°C. Після нагріву для усунення сегрегацій на внутрішніх поверхнях розділу заготовки охолоджували у воді.

Результати вимірювань твердості і механічних властивостей подані в табл. 1.

Таблиця 1

**Твердість і механічні властивості зразків
після дорекристалізаційного відпалу**

Номер зразка	Температура відпалу, °С	Твердість, НВ	Границя міцності σ_B , Н/мм ²	Відносне видовження δ , %	Відносне звуження Ψ , %
1	400	223	606	8,5	52,7
2	450	212	621	9,6	52,0
3	500	202	612	10,8	54,2
4	550	207	598	11,0	53,9

Аналіз кривих розтягу показав, що після відпуску при температурах 400°C і 450°C немає площини текучості, що свідчить про низьку пластичність сталі. Після дорекристалізаційного відпалу при температурах 500°C і 550°C на кривих розтягу з'являються площини текучості, що вказує на підвищення пластичності сталі.

Зміна твердості після дорекристалізаційного відпалу свідчить, що процеси, які відбуваються в поверхневому шарі після відпалу проходять на глибині, яка відповідає глибині відбитка. Тобто, процеси зміцнення при прокатуванні і знеміцнення при дорекристалізаційному відпалі відбуваються здебільшого в поверхневому шарі, що суттєво впливає на такі структурно чутливі характеристики як пластичність (δ , Ψ) і менше впливає на характеристики міцності і твердості. Твердість поверхні зразків після дорекристалізаційного відпалу при температурах 500°C і 550°C зменшилася до НВ 207, а відносне видовження зросло до 8,5...11,0 %. Зміна механічних властивостей сталі пов'язана з впливом внутрішньої будови матеріалу на його здатність до утворення пошкодженості в умовах технологічних обробок і випробувань на розтяг.

Для оцінки несучої здатності матеріалу широко використовуються показники в'язкості руйнування, які засновані на вимірах фізичних параметрів тріщини [3]. Оскільки в'язкість руйнування чутлива до структурного стану матеріалу, зокрема до однорідності структури, то для оцінки несучої здатності матеріалу як параметра, контролюючий розвиток тріщини, приймають стан пошкодженості матеріалу в області вершини тріщини [5], який досягається до моменту її старту.

Стан пошкодження матеріалу в межах шийки зразка, підданому одноосьовому розтягу, подібний стану пошкодження матеріалу у вершині тріщини, що досягається до моменту її старту. Цей факт було встановлено під час дослідження пористості в області вершини тріщини і на зламі в шийці зразка [5]. Виявлена адекватність станів матеріалу в зоні вершини тріщини й у

шийці одновісно розтягнутого зразка спричиняє можливість оцінення несучої здатності пластини без залучення критеріїв в'язкості руйнування [8].

Несуча здатність пружньо-пластичного матеріалу під навантаженням визначається поведінкою локальних областей поблизу концентраторів напружень. Будь-яке руйнування пов'язане з пластичною деформацією. Отож параметри твердості можна застосовувати для оцінки тріщиностійкості, оскільки вони також характеризують опір матеріалу місцевій пластичній деформації.

Для вивчення впливу локального порушення суцільності сталі, яке формується в умовах технологічних обробок на пошкодженість при дії зовнішніх навантажень, оцінювали опір сталі місцевій пластичній деформації при розклинюванні матеріалу індентором приладу для вимірювання твердості на зразках до і після розтягу. Згідно з методом LM-твердості параметром, який інтегрально характеризує структурний стан матеріалу під час обробки результатів масових вимірювань, є гомогенність [6–7]. Великим значенням коефіцієнта гомогенності Вейбула m , який відображає ступінь розсіяння характеристик твердості, відповідає краща організація структури, низький ступінь пошкодженості, меншим значенням навпаки — вищий ступінь пошкодженості.

Для оцінювання розсіяння твердості вимірювали твердість на головках зразків, які випробувалися на розтяг, а також у зонах рівномірного видовження і у місцях утворення шийки. Навантаження при цьому становило 2450 Н, а діаметр кульки $2,5 \cdot 10^{-3}$ м, кількість замірів твердості була не менше 30.

Результати визначення коефіцієнта гомогенності Вейбула (m) дослідженої сталі подані на рис. 1.

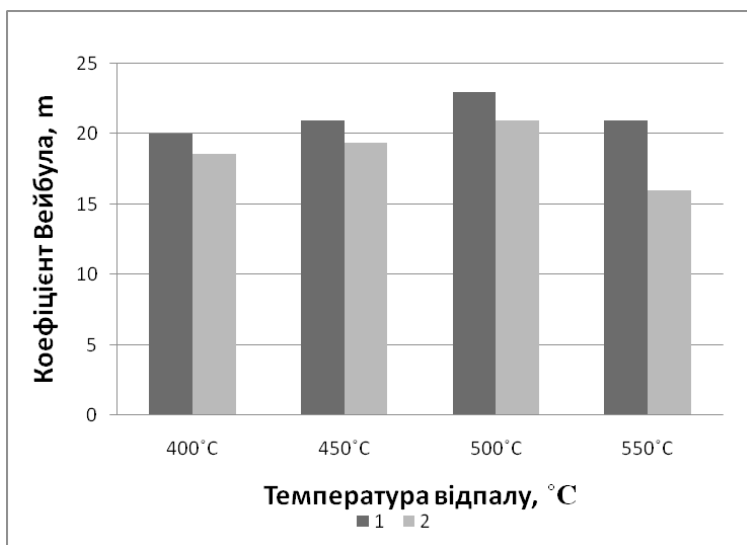


Рис. 1. Вплив технологічної і термічної обробок на коефіцієнт гомогенності Вейбула (m) дослідженої сталі: 1 — головка зразка; 2 — зона рівномірного видовження

Як видно, після прикладання навантаження коефіцієнт m зменшується. У зв'язку з тим, що при випробуваннях на розтягу на шийці утворюються криволінійні поверхні, заміряти твердість в області шийки складно, оскільки в деяких випадках відбувається проковзування кульки.

Аналіз розподілу твердості зразків показав збільшення коефіцієнта m , після відпуску при температурі 450°C. Відпуск при температурі 500°C приводить до подальшого зростання коефіцієнта гомогенності m зразків після прокатування (рис. 1). Це вказує на зменшення пошкодженості матеріалу і заліковування дефектів, що утворилися при прокатуванні, в умовах дорекристалізаційного відпалу. Така зміна структури може бути пов'язана з дифузією атомів домішок впровадження в зони локального порушення суцільності матеріалу. Після відпалу при 550°C коефіцієнт гомогенності m зменшується, що вказує на утворення в матеріалі областей здатних до формування пошкоджень при дії зовнішнього навантаження. Зменшення коефіцієнта гомогенності m пов'язано із міжкристалітною внутрішньою адсорбцією домішкових атомів, які утворюють тверді розчини заміщення в ґратці α -заліза за цієї температури на внутрішніх поверхнях розділу. Тобто при температурі 500°C атоми впровадження переміщуються в області утворення мікропор, на внутрішні поверхні розділу, а при температурі 550°C відбувається міжкристалітна внутрішня адсорбція домішок проникнення і заміщення на нерівноважних границях зерен, які мають більшу адсорбційну здатність.

При певних концентраціях домішок співвідношення поверхневих енергій вільних поверхонь і границь зерен змінюється так, що зародження тріщин відбувається на границях. Вирішальну роль в утворенні міжзеренних пошкоджень відіграє енергія міжзеренного зчеплення γ , яка визначається із

співвідношення $\gamma = \gamma_s - \left(\frac{1}{2}\right)\gamma_B$, де γ_s — істина поверхнева енергія, γ_B — поверхнева енергія границі зерна.

Вважаючи, що утворення міжзеренного пошкодження відбувається крихко, критичний розмір зародкової тріщини, визначений із співвідношення Гріффітса $\sigma_B = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}$, є меншим $1,4 \cdot 10^{-6}$ м. Отримане значення відповідає експериментально виявленому зернограничному зсуву, що спостерігається в поверхневих шарах заготовок після прокатування.

Розрахунок пошкодженості здійснювався за формулою:

$$\Delta W = 1 - \frac{m_p}{m_z}, \quad (1)$$

де m_p — коефіцієнт гомогенності в ділянці рівномірного видовження; m_z — коефіцієнт гомогенності на головці.

Результати подано в табл. 2 і на рис. 2.

Таблиця 2

Визначення пошкодженості технологічної і термічних обробок

Зразок	m_z	m_p	ΔW
Після прокатування	25	20,1	0,196
Після відпуску 400°C	20	18,6	0,070
Після відпуску 450°C	21	19,4	0,076
Після відпуску 500°C	23	21	0,087
Після відпуску 550°C	21	16	0,238

Дослідження розсіяння значень твердості в зоні рівномірного видовження зразків після розтягу показали зменшення коефіцієнта m , що вказує на формування додаткової пошкодженості при дії зовнішнього навантаження порівняно із пошкодженістю, яка була в результаті прокатування.

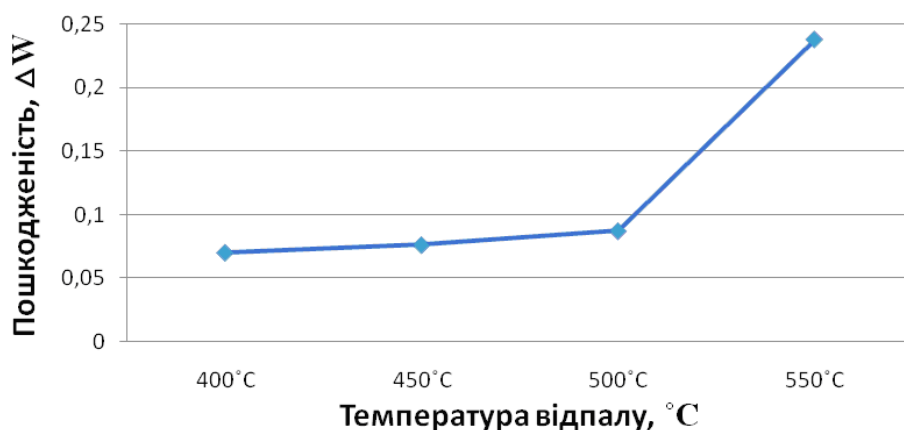


Рис. 2. Вплив температури дорекристалізаційного відпалу на пошкодженість при розтягу

Після відпалу при 550°C пошкодженість при випробовуваннях на розтяг суттєво зростає, що вказує на формування при нагріванні локальних мікроб'ємів матеріалу здатних до руйнування.

Так, зміна механічних властивостей досліджуваної сталі пов'язана із впливом внутрішньої будови матеріалу на його здатність до утворення пошкоджень в умовах технологічних обробок і зовнішніх навантажень. Після відпалу при 500°C коефіцієнт гомогенності Вейбула, який характеризує зниження пошкодженості є вищим як у вихідному стані, так і при прикладанні зовнішнього навантаження. Підвищення технологічної пластичності заготовок з маловуглецевої сталі досягається при використанні розробленого режиму

термічної обробки: нагрівання до температури 500°C протягом 60 хв з прискореним охолодженням.

На основі проведених досліджень були запропоновані режими технологічних обробок для підвищення функціональних властивостей деталей, які отримують із холоднокатаних заготовок маловуглецевої сталі.

1. Аверкиев Ю. А. Технология холодной штамповки / Ю. А. Аверкиев. — М.: Машиностроение, 1989. — 304 с. 2. Албаут Г. Н. Определение формы и размеров пластических зон у вершин острых надрезов интерференционно-оптическим методом / Г. Н. Албаут // Заводская лаборатория. — 1992. — Т. 58. — №10. — с. 41–45. 3. Кишкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов / С. И. Кишкина. — М.: Металлургия, 1981. — 280 с. 4. Панин В. Е. Физическая мезомеханика: достижение за два десятилетия, проблемы и перспективы / В. Е. Панин, В. Е. Гриняев, С. П. Псахье // Физическая мезомеханика. — 2004. — №7. — с. 1–25. 5. Панасюк В. В. Про вплив структури матеріалу на поширення тріщин у процесі розтягу тіла / В. В. Панасюк // ДАН УРСР. Серія А. — 1976. — №9. — с.811–816. — (Сер. А). 6. Лебедев А. А. Метод оценки вязкости разрушение материала по рассеянию характеристик твердости / А. А. Лебедев, Н. Р. Музыка, В. П. Швец // Проблемы прочности. — 2007. — №6. — с. 5–12. 7. Пат. 4406 Україна. МКІ 7 G 01 № 3/00. Спосіб оцінки деградації матеріалу / А. О. Лебедев, М. Р. Музыка // Промислова властивість. — опубл. 15.01.2005., Бюл. №1. 8. Чаусов Н. Г. Моделирование кинетики деформирования материала в зоне предразрушения / Н. Г. Чаусов // Проблемы прочности. — 2003. — №2. — с. 54–56.

ВЫБОР ПАРАМЕТРОВ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОДХОДОВ МЕХАНИКИ

Проанализировано современное состояние проблемы анализа и описания структурных изменений в металлических системах при силовых нагрузках. С использованием метода LM-твердости установленный уровень поврежденности в материалах, которые были предварительно подвержены различным термическим обработкам.

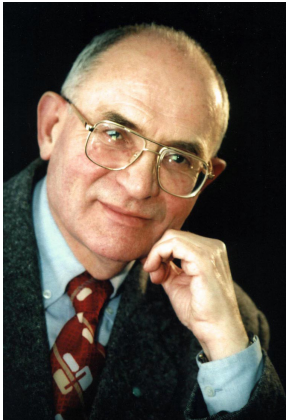
THE CHOICE OF PARAMETERS OF TECHNOLOGICAL PROCESS OF MILD STEEL USING MECHANICAL APPROACHES

The current state of problem analysis and description of structural changes in metallic systems with dynamic power loads. Using the LM-hardness method prescribed level of damage in materials that are subject to various pre-boule thermal treatments.

Стаття надійшла 25.03.2012

З сумом повідомляємо, що 22 квітня 2012 року відійшов у вічність відомий вчений, науковець, педагог, Велика Людина —

ЕДУАРД ТИМОФІЙОВИЧ ЛАЗАРЕНКО



Едуард Тимофійович Лазаренко народився 22 липня 1935 р. у місті Суми в сім'ї робітника, а з 1945 р. проживав у Львові.

У 1953 р. після закінчення середньої школи вступив на інженерно-технологічний факультет Українського поліграфічного інституту ім. Івана Федорова (УПІ), який закінчив 1958 року з відзнакою. Після закінчення інституту за розподілом працював у Дніпропетровську. Згодом повернувся в УПІ, де обіймав посади завідувача лабораторії, асистента кафедри технології поліграфічного виробництва УПІ.

З 1965 до 1968 рр. навчався в аспірантурі при УПІ. У 1970 р. у Московському поліграфічному інституті захистив дисертаційну роботу «Исследование особенностей растворения неосвященных участков фотополимерных копий в процессе изготовления гибких фотополимерных печатных форм» на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук.

У 1970 – 1971 рр. працював старшим викладачем, з 1973 р. — доцентом.

З 1980 до 1981 рр. — науковий керівник галузевої НДЛ фотополімерних друкарських форм Держкомвидаву СРСР.

У 1990 – 2001 рр. завідував кафедрою технології друкарсько-обробних процесів та поліграфічних матеріалів УПІ (з 1998 р. — кафедра технології друкарсько-обробних процесів (ТДОП).

У 1991 р. у Московському поліграфічному інституті захистив дисертаційну роботу «Фотополімерные печатные формы из олигоэфиракрилатов» на здобуття наукового ступеня доктора технічних, того ж року ВАК затвердив його у вченому званні професора на кафедрі технології друкарсько-обробних процесів та поліграфічних матеріалів.

З 2001 до 2012 рр. — професор кафедри технології друкованих видань та паковань.

За наукову та педагогічну діяльність, значний внесок у створення поліграфічних матеріалів, ефективну роботу з підготовки висококваліфікованих науковців та кадрів для видавничо-поліграфічної галузі Едуарду Тимофійовичу Лазаренку було присвоєно звання Заслуженого діяча науки і техніки України та обрано дійсним членом Академії інженерних наук України.