

УДК 621.78.019.8:669.14.018.29

**В.Я.Прохоренко, С.В.Прохоренко\***, М.І.Бужанський, О.М.Іванов, Чайка В,  
Національний університет “Львівська політехніка”  
кафедра фізики металів та матеріалознавства  
\*Політехніка Жешувська

## **СТРУКТУРНИЙ ТА ТЕПЛОВИЙ КОНТРОЛЬ ЯКОСТІ СТАЛЬНОЇ АРМАТУРИ ДЛЯ БУДІВЕЛЬНИХ КОНСТРУКЦІЙ**

*© Прохоренко В.Я., Прохоренко С.В., Бужанський М.І., Іванов О.М., Чайка В, 2001*

**Запропоновано результати структурних і теплових досліджень арматурної сталі з метою створення сучасних засобів контролю процесів термомеханічного зміцнення безпосередньо на заводах залізобетонних конструкцій, що має на меті підвищення якості будівельних конструкцій.**

**The results of structural and thermal building steel are offered with the purpose of creation of modern methods of the control of processes of term--mechanical hardening at factories of term-concrete designs, that has for an object - increase of quality of building designs.**

На металургійних комбінатах контроль відповідності комплексу механічних властивостей арматурної сталі заданому класу міцності здійснюється вибірково після прокатки партії металу, коли вже пізно коректувати режим термозміцнення. Крім того арматурні прутки піддаються додатковій витяжці та електронатягу під час виробництва залізобетонних конструкцій. Саме тому важливе завдання стабілізації механічних властивостей полягає у створенні сучасних засобів контролю процесів термомеханічного зміцнення безпосередньо на заводах залізобетонних конструкцій. Як показують наші попередні дослідження [1], задача діагностування металопрокату може бути успішно вирішена використанням теплових та акустичних методів.

Залізобетонні перекриття будівельних конструкцій під час експлуатації піддаються дії згинаючих навантажень, завдяки чому частина перерізів працює на згин, а частина – на розтяг. Оскільки міцність бетону на розтяг незрівнянно менша, ніж на стискання, то виникає потреба максимально зняти напруження розтягу. Цим визначається необхідність наведення напружень стискання під час виготовлення залізобетонних конструкцій. Останнє досягається заливанням бетону на сталі арматурні стрижні періодичного профілю, котрі перебувають у пружно-розтягнутому напруженому стані. Після застигання бетону зовнішні сили, що задавали натяг арматури, знімаються (відрізаються анкерні головки). Проте напруження розтягу сталюго стрижня залишаються, бо чисельні нерівності, створені періодичною прокаткою, не дають змоги стрижню скоротитися у масі застиглого бетону. Саме таким чином арматура створює в бетоні напруження стиску.

У розглянутих конструкціях, що називаються попередньо напруженими, створюються сприятливі умови для роботи обох матеріалів : сталь працює на розтяг, а бетон – на стиск. Завдання полягає в забезпеченні напруженого стану сталюї арматури. Зрозуміло, що методи і параметри приведення арматури в оптимальний напружений стан будуть визначатись як складом, технологічними і механічними властивостями сталі, з одного боку, так і конструкцією, технологією виготовлення залізобетонних виробів – з іншого боку.

Первинне зміцнення арматурної сталі в сучасних умовах проводиться ще з етапу прокатного нагрівання на металургійному комбінаті [2, 3]. По суті ця технологія полягає у термозміцненні за схемою перерваного гартування з самовідпуском. Після термічного зміцнення вуглецева сталь звичайної якості за міцністними характеристиками може бути доведена до рівня низьколегованих сталей.

Проте не до кінця виясненими залишаються питання рівномірності властивостей вздовж прута арматури. Наявність такої нерівномірності може збільшитись під час витяжки та електротермічного натягу, котрі проводяться вже безпосередньо при виготовленні залізобетонних конструкцій. Саме вияснення ступеня рівномірності структури і властивостей сталі по довжині арматурного прута у стані поставки, а також на різних етапах електрозміцнення і розглядає ця робота. Досвід показує, що методом електрозміцнення гарячекатану сталь класу А-Шв за міцністними характеристиками можна довести до рівня Ат-V або навіть Ат-VI.

Арматурна сталь класу А-Шв досліджувалася по довжині прутків методом розподілу теплового поля та акустичної емісії під час електротермічного натягу. На наступному етапі ділянки попередніх замірів були вирізані з прутка, а одержані зразки підлягали механічним випробуванням на розрив з наступним фрактографічним та металографічним аналізами. Принципове значення має вивчення спектра акустичної емісії при випробуваннях на розрив.

Міцнісні характеристики і структура сталі арматурних прутків класу А-Шв вивчались попередньо в стані поставки відповідної партії. Циліндричні зразки, вирізані з прутка через кожен метр довжини, випробовувались на розтяг на розривній машині Р-50. Отримані в результаті випробувань границя міцності і границя текучості подані в табл.1:

Таблиця 1

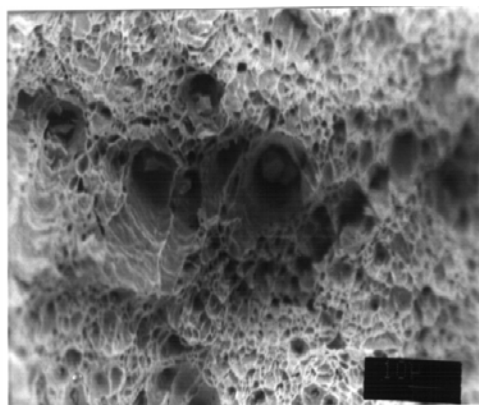
### Границі текучості і міцності

№ п/п	Марка арматури	Діаметр прутків, мм	Границя текучості, мПа	Границя міцності, мПа
1 зразок	А-Шв	14	541,4	675,2
2 зразок	А-Шв	14	554,1	656,1
3 зразок	А-Шв	12	458,6	624,2
4 зразок	А-Шв	14	573,2	681,5

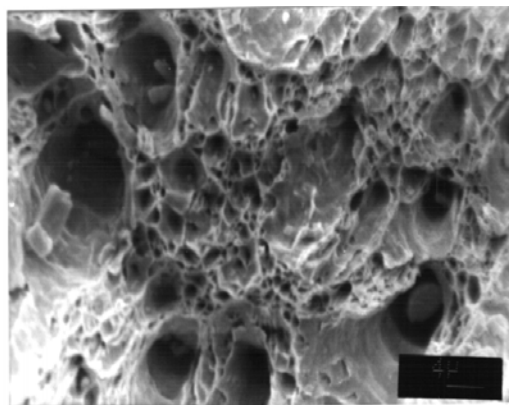
Дослідження зламів проводилось на скануючому електронному мікроскопі Nowascan – 30 з прискорювальною напругою 15 кіловольтів. Попередньо місця зламів напилювали сріблом у вакуумі – з метою збільшення контрасту зображення фотографії

На рис. 1 наведені фотографії зламів зразків; злами складаються з двох областей (зон) :

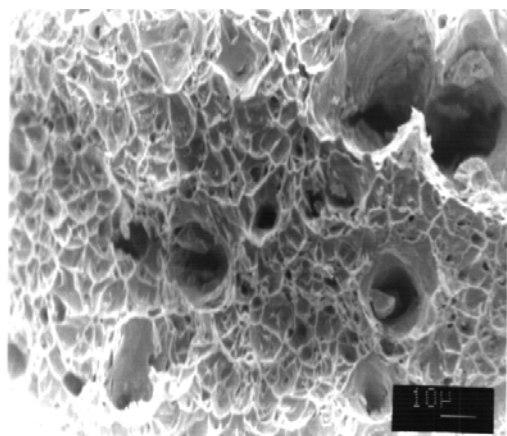
- гладкий дрібнозернистий злам розтягу від периферії зовнішньої поверхні в напрямку центра зразка поверхня якого нахилена під кутом  $45^\circ$  до осі зразка. Ця область фотографувалась зі збільшенням у 2500 разів ;
- дрібнозернистий і нерегулярний злам в центральній частині зразка зорієнтований більш перпендикулярно до осі зразка. Ця область фотографувалась зі збільшенням у 1000 разів.



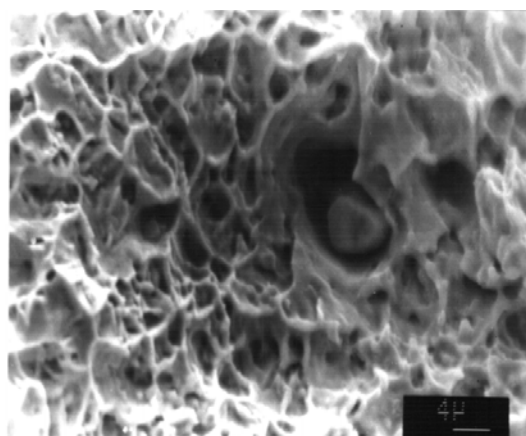
1a



1б



2a



2б

*Рис. 1. Структура зламу :*

*1a, 1б – зразок 1 : відповідно центральна частина та периферійна частина зламу;  
2a, 2б – зразок 2 : відповідно центральна частина та периферійна частина зламу*

Як видно з наведених фотографій, обидва типи зламів є в основному в'язкими, але з великою кількістю включень. Ці включення слабо зв'язані з основою і досить крихкі. Тому вони за певних умов можуть стати осередками руйнування. Цей гіпотетичний висновок фрактографії вирішено перевірити мікροструктурним аналізом.

На травленому шліфі неозброєним оком можна спостерігати зміну структури у напрямі від зовнішньої поверхні до серцевини прутка. Хоча шліфи і розташовані недалеко від шийки розриву, та все ж характер радіальної зміни структури не свідчить про його деформаційне походження. Такий висновок підтверджують металографічні дослідження, проведені на скануючому мікроскопі: у приповерхневих шарах має місце бейнітна структура (рис. 3 а, б), котра переходить у бейнітно-феритну в осередку прутка (рис. 3, г). Мікрофотографії засвідчили також наявність у поперечному перерізі значного розміру овальних виділень, слабо зв'язаних з основою.

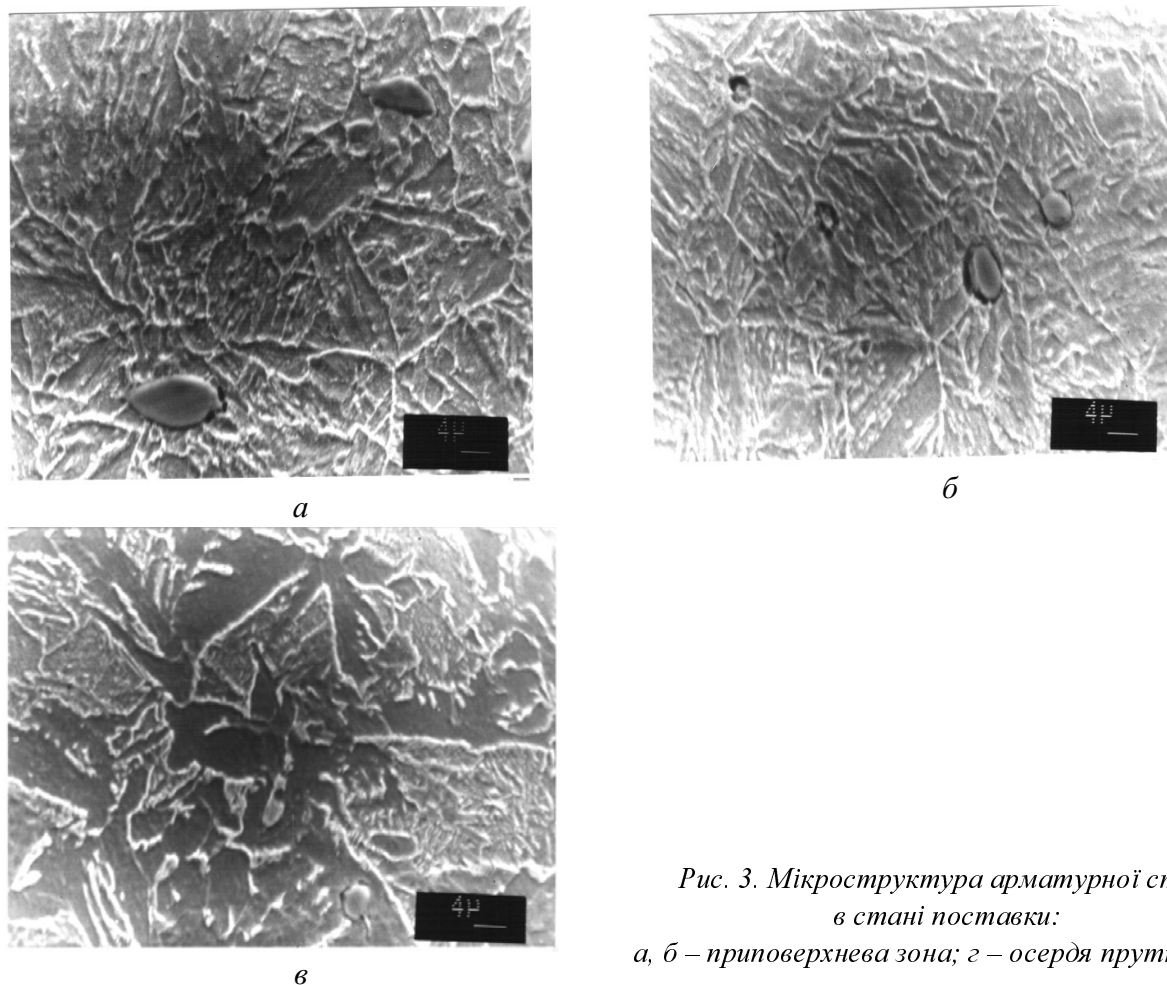


Рис. 3. Мікроструктура арматурної сталі в стані поставки:  
а, б – приповерхнева зона; в – осердя прутка

З огляду на неоднорідність структури та наявність значних включень було вирішено провести рентгеноспектральний аналіз на мікроаналізаторі моделі Oxford 5444 з розрахунковим програматором Link ISIS. Дослідження проводились методом усередненого сканування поверхні (близько 2500  $\mu\text{m}^2$ ), а також методом точкового аналізу.

Сканування поверхні показало :

- вміст фосфору вище від допустимої норми. Спостерігається його сегрегація ;
- вміст сірки у основі не перевищує допустимого ;
- вміст кремнію та марганцю дещо нижче від норми для низьколегованої сталі 35ГС [4].

Результати аналізу, виконані в місцях локалізації виділень, дають склад, наведений в табл. 2.

Таблиця 2

#### Хімічний склад структурних виділень (локальний мікроаналіз)

Зразок	Si	P	S	Cr	Mn	Fe
1	0,15	0,22	34,21		52,89	12,54
2	0,20	0,09	36,75		57,25	5,71
3	0,24	0,08	33,71		57,34	8,63
4	0,20		28,02		44,18	27,62

З табл. 2 випливає, що виділення є багатими на сірку, марганець і залізо. Логічно допустити, що вони є сульфідами  $MnS$  та  $FeS$ . Зважаючи на мікрорентгеноспектральний аналіз, сполук першого типу більше, що послаблює сумарний негативний ефект дії сульфідів [5]. Свідченням цього є також видовженість ліній виділень, котра могла утворитись під час гарячої прокатки арматури в результаті пластичності сульфиду марганцю при високих температурах. Наявність видовжених сульфідних включень  $MnS$  майже не впливає на механічні властивості сталі вздовж прокатки, але суттєво збільшує анізотропію механічних властивостей [5], що може негативно проявитись при складному розподілі навантажень у залізобетонних перекриттях. Крім того, велика кількість заліза у включеннях свідчить про те, що воно не повністю відновилось із сульфиду  $FeS$  (швидше, через занижений вміст марганцю в сталі).

Отже, комплексний металографічний, фрактографічний та рентгеноспектральний аналіз дали змогу зафіксувати суттєвій недоліки арматурної сталі у стані поставки – завищений вміст фосфору, наявність значної кількості сульфідних виділень і недостатнє відновлення заліза в сульфідах. Навіть після першого зіставлення результатів усередненого по поверхні шліфів та локального мікрорентгеноспектральних аналізів напрошується висновок про недостатнє легування рідкої сталі марганцем і відсутність модифікування силікокальцієм або церієм (модифікування сприяє подрібненню та округленню включень, що дало б змогу зняти явища анізотропії).

Розподіл температури вздовж прутка арматури вимірювали впродовж електро-термічного натягу (на другому етапі технологічного процесу, під час охолодження в опалубці зафіксованого прутка, попередньо нагрітого, пропусканням через нього електричного струму).

Гарячі спаї термопар закарбовувались у пруті арматури на відстанях 0,5; 1,5; 2,5; 3,5; 4,5; 5,5 м від нерухомого затискача. Повний цикл опитування з шести термопар проводився протягом 30 с. З метою зменшення похибки вимірювань, котра виникає внаслідок дрейфу температури за час повного циклу опитування термопар, вимірювання проводились у прямому (від 1 до 6 точки) та у зворотному напрямках, а результати вимірювань усереднювались.

Як видно з рис. 3, температурна неоднорідність по довжині зменшується в міру охолодження прутка. Це явище є закономірним результатом теплопровідності вздовж арматури. Тому теплову діагностику слід проводити під час нагрівання або у перші хвилини охолодження.

Розподіл температур по довжині прута, особливо на початкових етапах охолодження, – далекий від рівномірного. При цьому, якщо заниження температури на кінцях прутка можна пояснити тепловідводом, та цим фактором аж ніяк не можна пояснити причин провалу температурного поля в області точки  $P_5$ .

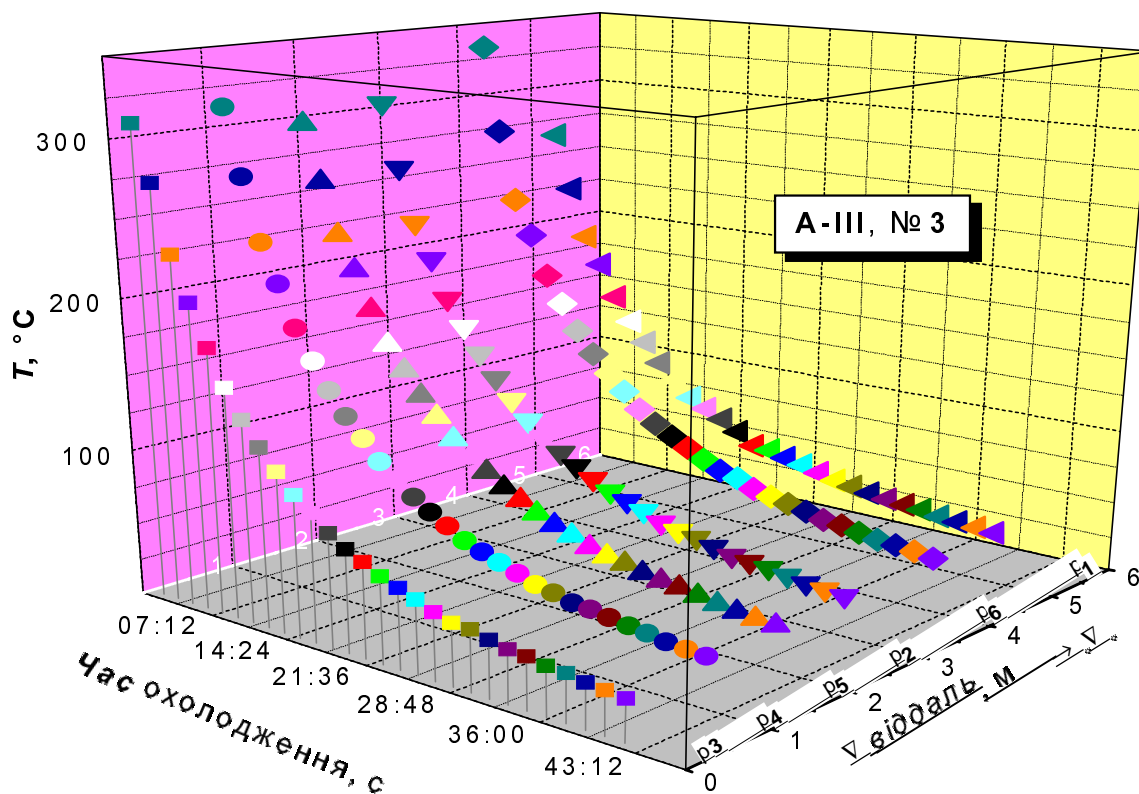


Рис. 3. Розподіл температурного поля по довжині прутка арматури під час її охолодження.

Причини нерівномірного прогріву прутка арматури пропусканням через нього електричного струму можна шукати або в нерівномірному випромінюванні з поверхні або у нестабільності питомого опору по довжині. Перша причина навряд чи буде суттєвою в умовах невисокого значення максимальної температури ( $< 400^\circ$ ). Що ж стосується другої причини, то вона може мати істотне значення як внаслідок структурної, так і особливо фазової неоднорідності по довжині, наявність котрої суттєво погіршує експлуатаційні властивості арматури, а отже, і залізобетона. Саме тому питання структурно-фазової неоднорідності по довжині прутка буде вивчати спеціальне дослідження методами рентгеноструктурного та акустоемісійного аналізів.

1. Прохоренко С.В., Філоненко С.В., Коваль П.М., Бужанський М.І. Особливості спектрів акустичної емісії у напружених елементах конструкцій // "Леотест - 99". Львів, 1999. С. 45–46. 2. Большаков В.И. Перспективи підвищення потребительських свойств проката путём термического и термомеханического упрочнения // *Металознавство та термічна обробка металів*. 1997. №1. С. 12–17. 3. Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н. *Термическая обработка проката*. К., 1981. 4. Сорокин В.Г. *Марочник сталей и сплавов* // М., 1989. 5. Гуляев А.П. *Металловедение*. М., 1986.