

## ВПЛИВ ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СУБСТРУКТУРУ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕФОРМОВАНИХ СТАЛЕЙ 20 І 20Х13

*Досліджено вплив передрекристиалізаційної термічної обробки пластично деформованих металів на показники міцності, пластичності, коефіцієнт теплопровідності, електроопір, субструктуру на прикладі сталей 20 і 20Х13.*

*Ключові слова: пластична деформація, субструктура, фізико-механічні властивості, передрекристиалізаційна термічна обробка.*

### Вступ

Відомо, що найбільш ефективним способом підвищення фізико-механічних властивостей сталей є здрібнення їх субструктури. Особливо високих показників можливо досягти шляхом отримання наноструктурного стану. Однак сучасні методи формування наноструктури порошкові і плівкові технології, інтенсивна пластична деформація, кристалізація з аморфного стану через високу вартість, складність не набули ще широкого застосування у промисловості. Повсюдно застосовують сталі, метали і сплави та покриття із них зі здрібненою субструктурою, ультрадисперсними (нанокристалічними) елементами.

### Аналіз останніх досліджень і публікацій

У роботах [1–6] показано, що не вичерпані ще всі можливості деформаційно-термічної обробки металів і сплавів щодо підвищення їх фізико-механічних характеристик. Запропоновано спосіб підвищення показників твердості і зменшення коефіцієнту теплопровідності пластично деформованих металів і газотермічних покриттів за рахунок формування субструктурних (наноструктурних) елементів у процесі передрекристиалізаційної термічної обробки.

**Метою цієї роботи** є встановлення закономірності впливу передрекристиалізаційної термічної обробки на субструктуру та показники міцності і фізичні властивості сталей 20 та 20Х13.

### Матеріали та методика досліджень

Зразки сталі у відпаленому стані у вигляді пластин 155×15×5 мм деформували на пресі Р50. Ступінь деформації зразка визначали як відношення різниці висоти до та після деформації, до вихідного значення. Термічну обробку зразків здійснювали в електричній печі СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1 при температурі, яка відповідала або близька до температури первинної рекристиалізації матеріалу зразка. Твердість вимірювали на приладах типу Віккерс та Роквелл згідно з ДСТУ ISO 6507-4:2008. Підготовка і випробування зразків для визначення межі міцності проводилися згідно з ГОСТу 1497-84 на машині ИР-5057-50 з навантаженням до 5 т і швидкістю навантаження 0,5 мм/хв. Дослідження субструктури та визначення коефіцієнту поглинання рентгенівських променів проводили методами рентгеноструктурного аналізу за методиками [7], на рентгенівському дифрактомері ДРОН-3. Зміну розміру областей когерентного розсіювання (ОКР) рентгенівських променів визначали методом апроксимації. Метод апроксимації дозволяє при визначенні розмірів зон когерентного розсіювання розділити вплив внутрішніх напружень і змін розміру субзерна, при зміні яких відбувається розширення або звуження піків на дифрактограмах. Для розрахунків використовували пару чітко розрізнених ліній на дифрактограмі з малими та великими значеннями індексів *HKL*, головної фази – Fe, оскільки при великих значеннях *HKL* визначають величину внутрішніх напружень

найбільш точно, а розмір зон когерентного розсіювання визначають при малих *HKL* [7]. Це дозволило більш точно визначити розмір зон когерентного розсіювання, значно зменшивши похибку вимірювань. Дослідження структури здійснювали на просвічувальному електронному мікроскопі ПЕМ-100М методом реплік. Вимірювання електроопору здійснювали на постійному струмі за допомогою одинарного мосту Р316 згідно з ISO/IEC28. Демпферувальні властивості сталей визначали за методом вільних затухаючих коливань на дослідній установці [8]. Коефіцієнт теплопровідності вимірювали за допомогою вимірювача теплопровідності ИТ-λ-400.

**Теорія та аналіз отриманих результатів**

Авторами робіт [1–6] розроблено спосіб підвищення твердості металів і напилених покриттів, який полягає в тому, що пластично деформований метал або напилени покриття нагрівають до температури початку первинної рекристалізації матеріалу або основного з його компонентів в багатокомпонентних системах, короткочасно витримують (до 10 хвилин) з наступним охолодженням до температури навколишнього середовища зі швидкістю, яка унеможливує ріст нових рівновісних зерен. Враховуючи ці рекомендації, визначено дослідним шляхом оптимальні режими передрекристалізаційної термічної обробки низьковуглецевої конструкційної сталі 20 та корозійностійкої сталі 20X13, які були попередньо пластично деформовані на 48 та 61 %. Для сталі 20 передрекристалізаційна термічна обробка, яка забезпечує максимальну твердість порівняно з деформованим станом, відповідає температурі 500 °С з витримкою 1,5 хвилини. Температура передрекристалізаційної термічної обробки сталі 20X13 становить 600 °С, а час витримки – 2 хвилини [9].

Демпферувальні властивості прийнято вважати одними з найважливіших механічних властивостей матеріалу. Для визначення демпферувальних властивостей сталей 20 та 20X13 обраний метод вільних затухаючих коливань, котрий є найбільш простим і надійним. Віброграма затухаючих коливань дозволяє визначити відносне розсіювання енергії  $\psi$ , яке в свою чергу пов'язане з логарифмічним декрементом затухання залежністю [10–11]

$$\psi = 2\delta, \tag{1}$$

де  $\delta$  – логарифмічний декремент затухань вільних коливань

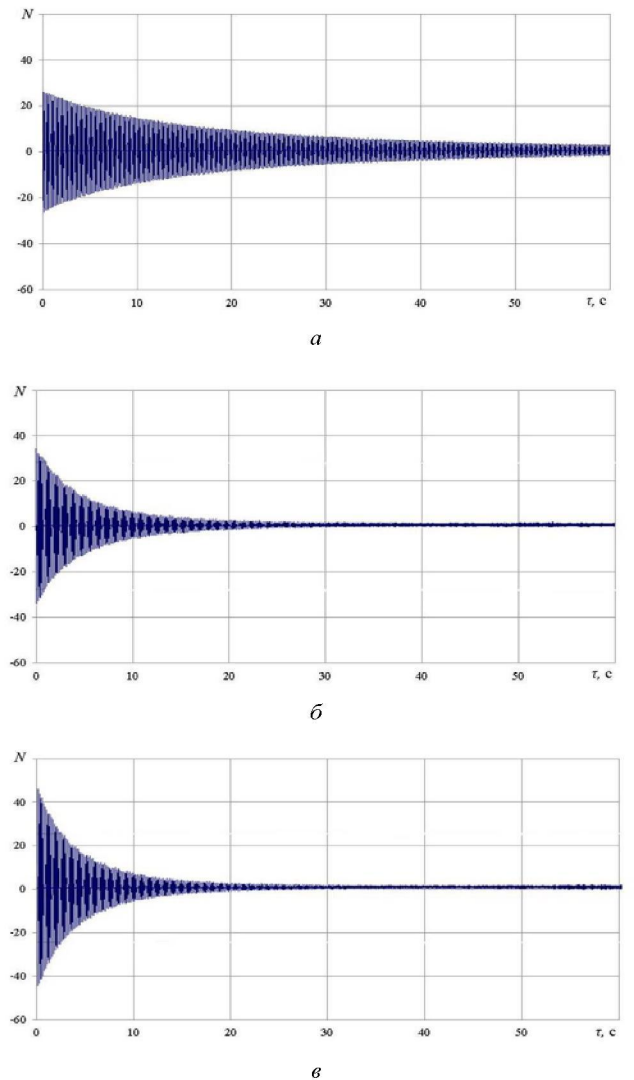
$$\delta = \frac{1}{z} \ln \frac{a_k}{a_{k+z}}. \tag{2}$$

де  $a_k$  і  $a_{k+z}$  – амплітуди коливань на початку і в кінці інтервалу, що складається з  $z$  коливань.

Величина максимальних напружень у зоні кріплення зразка при максимальному прогині становила 191 МПа, яка виявилась меншою від межі міцності при

стисканні сталі 20X13 – 490 МПа та сталі 20–380 МПа, що свідчить про те, що зразки навантажувались в зоні пружних коливань.

За віброграмами, приведеними на рис. 1, розраховано логарифмічний декремент затухання коливань і коефіцієнт розсіювання енергії перших двадцяти коливань зразків зі сталі 20X13 після відпалу (*a*), деформації на 61% (*б*) і наступної передрекристалізаційної термічної обробки при 600 °С з витримкою при цій температурі 2 хвилини (*в*).



**Рис. 1.** Віброграми затухаючих коливань зразків зі сталі 20X13:

*a* – у відпаленому стані; *б* – після деформації на 61 %; *в* – після передрекристалізаційної термічної обробки

Подібні віброграми (див. рис. 1) затухаючих коливань були отримані для сталі 20 у відпаленому стані, після деформації на 48 % та наступної передрекристалізаційної термічної обробки при 500 °С з витримкою 1,5 хв.

Результати розрахунків демпферувальних властивостей сталей 20 та 20X13 проілюстровано в табл. 1.

**Таблиця 1** – Середні значення логарифмічного декременту затухання коливань і коефіцієнту розсіювання енергії для сталей 20 та 20X13

Матеріал	Вид обробки	Логарифмічний декремент $\delta_{ep,2}$ %	Коефіцієнт розсіювання енергії $\psi_{ep,2}$ %
Сталь 20	Відпал	2,5	5,0
	Деформація на 48 % без термічної обробки	4,1	8,2
	Деформація на 48 % з наступною термічною обробкою при 500 °C і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	5,7	11,4
Сталь 20X13	Відпал	2,2	4,4
	Деформація на 61 % без термічної обробки	3,2	6,4
	Деформація на 61 % з наступною термічною обробкою при 600 °C і витримкою при цій температурі 2 хвилини	4,9	9,8

Передрекристалізаційна термічна обробка пластично деформованої сталі 20X13 приводить до підвищення демферувальних властивостей, а саме логарифмічний декремент затухання коливань підвищується на 58 % порівняно зі станом після деформації і, відповідно, в 1,2 рази порівняно з відпаленим станом. Для сталі 20 після передрекристалізаційної термічної обробки логарифмічний декремент затухання коливань підвищується на 39 % порівняно зі станом після деформації та в 1,3 рази в порівнянні з відпаленим станом.

Це явище можливо пояснити тим, що в результаті передрекристалізаційної термічної обробки відбувається зародження нових субзерен у структурі деформованого металу, які за розміром значно менші від вихідної субструктури, і як, наслідок, їх кількість значно більша на одиницю об'єму. Здрібнення структури сталі передрекристалізаційною термічною обробкою приводить до того, що хвиля пружних коливань, проходячи крізь зразок, зустрічає на своєму шляху більшу кількість перешкод у вигляді границь субзерен і витрачає більше енергії на їх подолання, в результаті чого час згасання хвилі пружних коливань у термічно оброблених зразках зменшується, про що і свідчить збільшення показників демферувальних властивостей.

Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на твердість пластично деформованих зразків сталі 20 і 20X13 наведено в табл. 2 (у дужках вказано приріс твердості у відсотках відносно відпаленого/деформованого стану).

Згідно з даними, наведеними в табл. 2, передрекристалізаційна термічна обробка пластично деформованих сталей приводить до підвищення показників твердості на 25–49 % за Віккерсом і 39–57 % за Роквеллом відносно відпаленого стану і на 5–8 % за Віккерсом і 12–29 % за Роквеллом порівняно з деформованим станом.

Зменшення значень приросту твердості для сталі 20X13 порівняно зі сталлю 20 (незважаючи на більший ступінь деформації) пов'язано з тим, що введення хрому в сталь сприяє утворенню карбідів, збільшуючи твердість, підвищує сили міжатомних зв'язків в кристалічних ґратках. Навкруги карбідів виникає локальне поле напружень, яке гальмує переміщення дислокацій, що

збільшує опір пластичній деформації. Тим самим карбіди хрому блокують дислокації при пластичній деформації і початковій стадії полігонізації. Зменшення кількості дислокацій у результаті пластичної деформації призводить до зменшення центрів зародження нових субзерен, в результаті чого утворюється субструктура з більшим розміром субзерен, що і призводить до зменшення приросту показників твердості після передрекристалізаційної термічної обробки.

Передрекристалізаційна термічна обробка пластично деформованих сталей 20 і 20X13 приводить до підвищення межі міцності, що видно з результатів випробувань, наведених у табл. 3 (у дужках вказано приріс у відсотках відносно відпаленого/деформованого стану).

Підвищення межі міцності після передрекристалізаційної термічної обробки пластично деформованих сталей з одночасним значним зменшенням значень залишкового подовження і залишкового звуження можливо пояснити з точки зору механізму руйнування який відбувається під час навантаження дослідного зразка. Пластична деформація в першу чергу відбудеться в зерні, найбільш сприятливо орієнтованому до зовнішнього навантаження (тобто з найбільшою дотичною напругою). Зі зростанням зовнішньої напруги спостерігається поступове залучення решти зерен у процесі пластичної деформації при збереженні цілісності зерна. Під дією зовнішньої напруги зсуву дислокації, що генеруються активним джерелом, приходять до межі зерна і затримуються біля неї. У міру накопичення дислокацій зростає напруга. Проте цього недостатньо, щоб перейти з одного субзерна в інше через межу. Тому розповсюдження ковзання від одного субзерна до іншого здійснюється за рахунок того, що досягнувши певного значення напруги в точці одного субзерна, збуджується джерело дислокації в сусідньому субзерні. Опір деформації зростає зі зменшенням розміру субзерна не через наявність межі самої по собі, а через взаємодію між зернами, розділеними цією межею.

Якщо дислокація надійно затримується межею і можливості естафетної передачі деформації обмежені, то деформація локалізується в мікроб'ємах, а напруга текучості зростає. Істотна локалізація деформацій підвищує концентрацію напружень, що призводить до передчасного руйнування, тобто зниженню пластичності.

**Таблиця 2** – Значення твердості для сталей 20 та 20X13 в залежності від виду обробки

Матеріал	Вид обробки	HV <sub>5</sub> , МПа	HRC
Сталь 20	Відпал	1273	12
	Деформація на 48 % без термічної обробки	1798 (+41)	14.6 (+22)
	Деформація на 48 % з наступною термічною обробкою при 500 °С і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	1892 (+49/5)	19 (+57/29)
Сталь 20X13	Відпал	2255	32
	Деформація на 61 % без термічної обробки	2630 (+17)	40(+24)
	Деформація на 61 % з наступною термічною обробкою при 600 °С і витримкою при цій температурі 2 хвилини	2830 (+25/8)	44 (+39/12)

**Таблиця 3** – Значення межі міцності і показників пластичності сталей 20 та 20X13 в залежності від виду обробки

Матеріал	Вид обробки	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %	Ψ, %
Сталь 20	Відпал	360	15,5	57,3
	Деформація на 48 % без термічної обробки	624(+73)	2,7(-83)	8,6 (-85)
	Деформація на 48 % з наступною термічною обробкою при 500 °С і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	684 (+90/10)	4,1 (-73/+52)	14,9 (-74/+73)
Сталь 20X13	Відпал	833	6	43
	Деформація на 61 % без термічної обробки	1162 (+39)	1 (-83)	18 (-58)
	Деформація на 61 % з наступною термічною обробкою при 600 °С і витримкою при цій температурі 2 хвилини	1192 (+43/3)	2 (-67/+100)	26 (-39/+44)

Визначення лінійного коефіцієнта поглинання сталей 20 і 20X13 проводилися на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3 як джерело іонізуючого випромінювання використовувалась рентгенівська трубка БСВ-24 з мідним катодом  $Cu_{K\alpha} = 1,54178$  Е. Режим роботи трубки: напруга і струм підбиралися експериментально. Вимірювання виконували методом реєстрації імпульсів по осі ходу рентгенівського променя. Інтенсивність первинного пучка трубки була підібрана таким чином, що її можна прийняти за 100 %. Далі по черзі зразки досліджуваних сталей встановлювалися в приставку, де і проводилося визначення зміни інтенсивності рентгенівського пучка.

Результатами вимірювань є величини інтенсивності первинного пучка (без наявності зразка) і інтенсивності пучка, що пройшов крізь зразок. Отримані в результаті вимірювань значення використовуються для подальшої обробки і розрахунків характеристик, що визначають можливе ослаблення іонізуючого випромінювання за законом Ламберта [7]

$$I = I_0 e^{-\mu \delta}, \quad (3)$$

де  $I_0$  – інтенсивність первісного пучка;  $I$  – інтенсивність пучка після проходження крізь зразок;  $\delta$  – товщина ослаблювального шару;  $\mu$  – лінійний коефіцієнт ослаблення, який визначається властивостями матеріалу, виглядом і енергією випромінювання.

Найбільш інформативними характеристиками матеріалу в умовах іонізуючого випромінювання є: лінійний коефіцієнт ослаблення, що визначає зменшення інтенсивності випромінювання при проходженні

крізь 1 см речовини; масовий коефіцієнт поглинання, істинний коефіцієнт поглинання, віднесений до густини речовини; а також товщина шару половинного поглинання – товщина матеріалу, при проходженні через яку інтенсивність випромінювання зменшується удвічі. Ці показники можна визначити з формул (4)–(6):

$$\mu = -\frac{1}{\delta} \ln \frac{I}{I_0}, \quad (4)$$

$$\mu_{\text{мас}} = \frac{\mu}{\rho}, \quad (5)$$

$$\delta_{\text{кр}} = \frac{1}{\mu} \ln 2. \quad (6)$$

Розраховані за формулами (4)–(6) значення основних показників, що визначають роботу матеріалів в умовах іонізуючих випромінювань, представлені в табл. 4.

Збільшення значень лінійного коефіцієнта ослаблення і масового коефіцієнту ослаблення рентгенівських променів зі зменшенням товщини шару половинного поглинання після передрекristалізаційної термічної обробки пластично деформованих зразків зі сталей 20 і 20X13 можна пояснити здрібненням структури, яке викликає передрекristалізаційна термічна обробка. При проходженні пучка рентгенівського проміння через речовину його інтенсивність зменшується. Це зменшення пояснюється такими причинами: томсоновським, або когерентним розсіюванням; комптоновським, або некогерентним розсіюванням; поглинанням рентгенівсь-

кого проміння в речовині. Томсоновське розсіювання відбувається без зміни енергії розсіяних квантів. Після розсіювання вони лише змінюють напрям свого руху, виходячи, таким чином, з первинного рентгенівського пучка. При комптонівському розсіюванні з атомів вибиваються так звані електрони віддачі, на що витрачається частина енергії кванта і, отже, при цьому збільшується довжина його хвилі. Нарешті, в акті поглинання рентгенівського проміння квант зникає повністю. Його енергія витрачається на іонізацію атома і на повідомлення кінетичної енергії викинутому з атома електрону. Здрібнення структури матеріалу обумовлює ефективне когерентне розсіювання рентгенівського випромінювання ультрадисперсними частинками.

Для визначення впливу передрекристилізаційної термічної обробки на зміну електроопору пластично деформованих сталей 20 і 20X13 використовували мостову схему при постійному струмі, яка дозволяє визначити електроопір матеріалу з точністю  $\pm 0,002\%$  (табл. 5).

Виходячи з даних, наведених в табл. 5, передрекристилізаційна термічна обробка призводить до підвищення значень електроопору пластично деформованих сталей на 97% відносно відпаленого стану та на 27% відносно деформованого стану для сталі 20 і на 76 та 88% відносно відпаленого і деформованого стану відповідно для сталі 20X13.

Електроопір металевих твердих тіл визначається в основному розсіюванням електронів на фонах, дефектах структури і домішках. Значне підвищення питомого електроопору відбувається зі зменшенням розміру структурних елементів. Причиною є підвищення ролі дефектів, а також особливості фононного спектру. Це підтверджує те, що передрекристилізаційна термічна обробка пластично деформованих сталей призводить до здрібнення субструктури.

Вимірювання значень теплопровідності при температурах від 25 до 100 °C після відпалу та після передрекристилізаційної термічної обробки пластично деформованих сталей 20 та 20X13 показали, що значення середнього коефіцієнта теплопровідності зменшуються. Для сталі 20 на 39% після деформації на 48% відносно відпаленого стану і на 47% після передрекристилізаційної термічної обробки при 500 °C і витримці 1,5 хвилини. Для 20X13 зменшення середнього коефіцієнта теплопровідності відбувається на 12% деформації на 61% відносно відпаленого стану і на 19% після передрекристилізаційної термічної обробки при 600 °C і витримці 2 хвилини.

Про здрібнення субструктури в результаті передрекристилізаційної термічної обробки пластично деформованих сталей 20 і 20X13 свідчать результати електронної мікроскопії (див. рис. 2) та зміна розмірів зон когерентного розсіювання (див. табл. 6).

**Таблиця 4** – Вплив іонізуючого випромінювання на сталь 20 та 20X13 залежно від виду обробки

Матеріал	Вид обробки	Лінійний коефіцієнт ослаблення $\mu$ , $\text{см}^{-1}$	Масовий коефіцієнт ослаблення $\mu_{\text{мас}}$ , $\text{см}^2/\text{г}$	Товщина шару половинного поглинання $\delta_{\text{кр}}$ , см
Сталь 20	Відпал	19,4	2,47	0,036
	Деформація на 48% без термічної обробки	20,4	2,59	0,034
	Деформація на 48% з наступною термічною обробкою при 500 °C і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	21,2	2,69	0,033
Сталь 20X13	Відпал	19,6	2,56	0,035
	Деформація на 61% без термічної обробки	21,2	2,76	0,033
	Деформація на 61% з наступною термічною обробкою при 600 °C і витримкою при цій температурі 2 хвилини	21,6	2,81	0,032

**Таблиця 5** – Значення електроопору для сталей 20 і 20X13 залежно від виду обробки

Матеріал	Вид обробки	$\rho \times 10^{-4}$ , Ом·мм
Сталь 20	Відпал	21,9
	Деформація на 48% без термічної обробки	34,3
	Деформація на 48% з наступною термічною обробкою при 500 °C і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	43,1
Сталь 20X13	Відпал	36,7
	Деформація на 61% без термічної обробки	64,7
	Деформація на 61% з наступною термічною обробкою при 600 °C і витримкою при цій температурі 2 хвилини	69

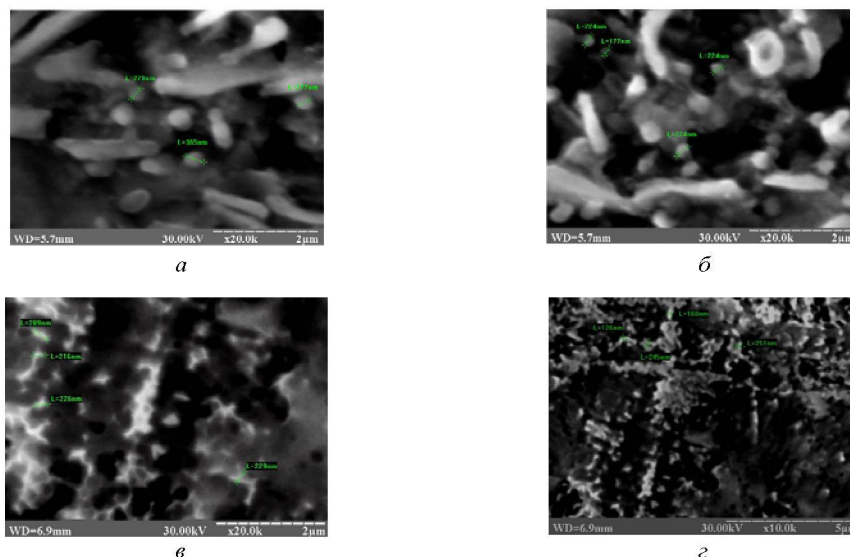


Рис. 2. Мікроструктура сталі 20 після деформації на 48 % (а) і наступної передрекристалізаційної термічної обробки (б) і сталі 20X13 після деформації на 61 % (в) та після передрекристалізаційної термічної обробки (г)

Таблиця 6 – Параметри структури сталей 20 і 20X13 до і після передрекристалізаційної термічної обробки

Матеріал	Вид обробки	Фізичне розширення відображень, град.		Розмір ОКР D, нм
		Fe <sub>(110)</sub>	Fe <sub>(211)</sub>	
Сталь 20	Відпал	0,35	0,6	388
	Деформація на 48% без термічної обробки	0,5	0,85	139
	Деформація на 48% з наступною термічною обробкою при 500 °С і витримкою при цій температурі 1,5 хвилини	0,4	1	87
Сталь 20X13	Відпал	0,35	0,4	197
	Деформація на 61 % без термічної обробки	0,35	0,55	63
	Деформація на 61 % з наступною термічною обробкою при 600 °С і витримкою при цій температурі 2 хвилини	0,5	0,6	44

З рис. 2 видно, що після передрекристалізаційної термічної обробки на оптимальних режимах для обох сталей спостерігається часткове здрібнення субструктури від 365÷277 нм після деформації до 274÷177 нм після передрекристалізаційної термічної обробки для сталі 20 та від 289÷216 нм до 251÷126 нм відповідно для сталі 20X13.

Для всіх досліджуваних матеріалів розмір ОКР після передрекристалізаційної термічної обробки при відповідній температурі та витримці, які забезпечують максимальне значення твердості, зменшується відносно пластично деформованого стану зразків без термічної обробки. Це свідчить про те, що передрекристалізаційна термічна обробка призводить до здрібнення структури попередньо деформованих сталей 20 і 20X13.

Перспективою подальших досліджень є вивчення впливу швидкості і температури деформації на зміну фізико-механічних властивостей після передрекристалізаційної термічної обробки та на зміну режимів (температури і часу витримки) передрекристалізаційної термічної обробки.

### Висновки

1. Передрекристалізаційна термічна обробка призводить до підвищення демпферувальних властивостей, а саме: логарифмічний декремент затухання коливань на 58 %, порівняно зі станом після деформації і в 1,2 рази порівняно з відпаленим станом та для сталі 20 після передрекристалізаційної термічної обробки логарифмічний декремент затухання коливань підвищується на 39 %, порівняно зі станом після деформації та в 1,3 рази порівняно з відпаленим станом. Встановлено, що передрекристалізаційна термічна обробка попередньо деформованих сталей приводить до підвищення межі міцності на 90 % для сталі 20 та на 44 % для 20X13.

2. Передрекристалізаційна термічна обробка на оптимальних режимах викликає збільшення електроопору попередньо деформованих сталей на 27–89 % для сталей 20 та 20X13 відповідно. Після передрекристалізаційної термічної обробки спостерігається зменшення середнього коефіцієнта теплопровідності і підвищення коефіцієнта поглинання деформованих сталей.

3. Обґрунтовано, що передрекристалізаційна термічна обробка приводить до підвищення фізико-механічних властивостей пластично деформованих сталей 20 та 20X13 за рахунок здрібнення субструктури.

#### Список літератури

1. Дослідження можливостей підвищення фізико-механічних властивостей деформованих металів і сплавів термічною обробкою [Текст] / [О. М. Дубовий, Н. Ю. Лебедева, Т. А. Янковець др.] // Зб. наук. праць НУК. – Миколаїв : НУК, 2010. – № 3 (432). – С. 69–79.
2. Дубовий О. М. Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості напилених покриттів та деформованих металів і сплавів [Текст] / О. М. Дубовий, Н. Ю. Лебедева, Т. А. Янковець // Металознавство та обробка металів. – К. : 2010. – С. 161–162.
3. Вплив деформації і легуючих елементів на твердість сталей і напилених покриттів після передрекристалізаційної термічної обробки [Текст] / [О. М. Дубовий, С. Г. Кулік, О. О. Жданов и др.] // Зб. наук. праць НУК. – Миколаїв : НУК, 2011. – № 2 (437). – С. 37–48.
4. Пат.и 2009 03877 Україна МПК С23С 4/00. Спосіб нанесення електродугових покриттів [Текст] / Дубовий О. М., Карпеченко А. А., Янковець Т. А., Жданов О. О.; заявник та патентовласник Національний університет кораблебудування. – № 43984; заявл. 21.03.2009; опубл. 10.09.2009, Бюл. № 17.– 6 с.
5. Пат.а 2009 02658 Україна МПК С23С 4/18. Спосіб нанесення покриттів [Текст] / Дубовий О. М., Карпеченко А. А., Янковець Т. А., Жданов О. О.; заявник та патентовласник Національний університет кораблебудування. – № 88755; заявл. 23.03.2009; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21. – 6 с.
6. Пат.а 2010 02248 Україна МПК С21D 8/00 Спосіб деформаційно-термічної обробки металів та сплавів [Текст] / Дубовий О. М., Лебедева Н. Ю., Янковець Т. А., Казимиренко Ю. О., Жданов О. О., Бобров М. М.; заявник та патентовласник Національний університет кораблебудування. – № 95378; заявл. 01.03.2010; опубл. 25.07.2011, Бюл. № 14. – 6 с. : іл.
7. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ [Текст] / С. С. Горелик Л. Н. Расторгуев Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 336 с.
8. Лебедева Н. Ю. Вплив термічної обробки на фізико-механічні властивості високодемпфувальних марганцево-мідних сплавів // Автореферати дисертації на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук. – Миколаїв, 2005. – 22 с.
9. Попкова А. В. Превращение при нагреве стали 20X13, обработанной ультразвуком // Современные техника и технологи : Труды XIV Международной научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых в 3-х т. – Т. 2 – Томск, ТПУ, 24–28 марта 2008. – Томск : Изд. ТПУ, 2008. – С. 146–147.
10. Писаренко Г. С. Рассеяние энергии при механических колебаниях [Текст] / Г. С. Писаренко. – К., 1962. – 436 с.
11. Писаренко Г. С. Вибропоглощающие свойства конструкционных материалов: Справочник [Текст] / Г. С. Писаренко, А. П. Яковлев, В. В. Матвеев. – К. : Наукова думка – 1971. – 375 с.
12. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов 3-е изд. [Текст] / С. С. Горелик, С. В., Добракина, Л. М. Капуткина. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.

Одержано 04.10.2013

#### **Жданов А.А. Влияние передрекристаллизационной термической обработки на субструктуру и физико-механические свойства деформированных сталей 20 I 20X13**

*Исследовано влияние передрекристаллизационной термической обработки пластически деформированных металлов на показатели прочности, пластичности, коэффициент теплопроводности, электросопротивления, субструктуру на примере сталей 20 и 20X13.*

**Ключевые слова:** пластическая деформация, субструктура, физико-механические свойства, передрекристаллизационная термическая обработка.

#### **Zhdanov A. Effect of prerecrystallization heat treatment on structure and physical and mechanical properties deformed steel 20 and 20X13**

*The effect of prerecrystallization heat treatment of plastically deformed metals on strength, ductility, thermal conductivity, electrical resistance, substructure of steels 20 and 20X13 were investigated.*

**Key words:** plastic deformation, substructure, physical and mechanical properties, recrystallization of heat treatment.