

О. М. Дубовий¹
М. М. Бобров¹
Т. О. Макруха²

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПІД ЧАС ПЕРЕДРЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНОГО ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ

¹Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова, Миколаїв;

²Економіко-технологічний інститут імені Роберта Ельворті, Кропивницький

Методами рентгеноструктурного аналізу та електронної мікроскопії досліджено особливості формування наноструктурних елементів під час передрекристиалізаційного термічного оброблення. Показано, що статичне деформування на 60...80 % і подальша короткочасна витримка (1...2 хв) під час передрекристиалізаційного термічного оброблення дозволяють формувати наноструктурні елементи у технічно чистому залізі, кольорових сплавах і сталях. На прикладі технічно чистого заліза встановлено, що таке оброблення забезпечує зниження щільності дислокацій за рахунок впорядкування дислокаційної структури шляхом утворенням сіток з малокутовими межами, що рівномірно розподіляються по площі зерен. При цьому середній розмір зон когерентного розсіювання після передрекристиалізаційного термічного оброблення різко зменшується порівняно з деформованим станом, що свідчить про здрібнення субструктури до субмікроскопічних (наномасштабних) розмірів. Досліджено особливості формування субзеренної структури у сталях 20, У8 та 20Х13. Показано, що підвищення кількості вуглецю та хрому зменшує приріст твердості після передрекристиалізаційного термічного оброблення, що пов'язано з формуванням карбідів, які накопичуються на межах субзерен, блокують дислокації у разі пластичної деформації і на початковій стадії полігонізації. Відмічена низька термічна стійкість (декілька хвилин) сформованої здрібненої субструктури, що унеможлиблює використання цього способу підвищення властивостей для габаритних деталей. Доведено, що комбіноване деформування (30 % динамічної + 30 % статичної деформації) забезпечують термічну стабільність полігонізаційної субструктури до 60 хв і формують від 12 до 62 % наномасштабних елементів у технічно чистому залізі, вуглецевих та легованих сталях. Витримка у 60 хв дещо підвищує розмір та знижує кількість нанорозмірних субзерен, що пояснюється збільшенням кутів розорієнтування через початок процесів динамічної рекристиалізації, проте цього достатньо для забезпечення високої твердості.

Ключові слова: передрекристиалізаційне термічне оброблення, субструктура, полігонізація, наномасштабні елементи.

Вступ

Надійність та довговічність окремої деталі, вузла машини визначають працездатність, економічність і, що дуже важливо в сучасних умовах, бойові характеристики. Експлуатаційні показники деталей машин в цілому, їхній ресурс роботи визначаються переважно фізико-механічними властивостями здебільшого металів і сплавів, з яких вони виготовляються. Сучасні методи підвищення міцності металів і сплавів за достатньої пластичності полягають переважно у формуванні наноструктурних елементів, оскільки технологія отримання суцільної наноструктури характеризується важкодоступністю та підвищеною складністю. Передрекристиалізаційне термічне оброблення деформованих металів і сплавів та напиленних покриттів дозволяє підвищити твердість на 20...90 % [1], [2] за рахунок формування здрібненої субструктури і наноструктурних елементів [3]. Вивчення умов формування наномасштабної субструктури (субмікроструктури) у процесі передрекристиалізаційного термічного оброблення металів і сплавів є складним завданням, вирішення якого дозво-

лить підвищити експлуатаційні властивості деталей машин. Розроблений спосіб передрекристалізаційного термічного оброблення металів і сплавів, який забезпечує підвищення твердості деформуванням обтискуванням, суть якого полягає у формуванні полігонізаційної субструктури шляхом нагрівання їх до температури початку первинної рекристалізації з короткочасною (до 10 хв) витримкою та подальшим охолодженням до температури навколишнього середовища зі швидкістю, яка унеможливує ріст субзерен [1], [3]. Методами рентгеноструктурного аналізу та електронної мікроскопії встановлено, що передрекристалізаційне термічне оброблення викликає підвищення фізико-механічних властивостей завдяки формуванню здрібненої полігонізаційної субструктури з наномасштабними елементами, кількість яких може досягати 25 % [4]. Але короткочасна витримка, обумовлена низькою термічною стійкістю згаданої субструктури, унеможливує використання цього способу для габаритних деталей, крім того, не вивчено вплив зовнішніх факторів, таких як: вид, спосіб і величина деформування; хімічний склад (марка) сталей тощо. Це все обмежує можливість суттєво збільшити кількість наномасштабних елементів і тим самим підвищити фізико-механічні властивості.

Водночас у роботах [5]—[7] проведено дослідження, які спрямовані на виявлення напрямів підвищення термічної стійкості полігонізаційної субструктури. Встановлено, що сталевий виріб, після попередньої динамічної деформації на 30 % та статичної — теж на 30 % під час передрекристалізаційного термічного оброблення зберігає здрібнену полігонізаційну субструктуру протягом 60 хв. Згадана комбінована деформація забезпечує підвищену термічну стабільність субструктури заліза та нікелю у разі передрекристалізаційного термічного оброблення до 60 хв.

В роботі [8] зазначено, що статичне деформування з подальшим передрекристалізаційним термічним обробленням з короткочасною витримкою забезпечує більшу ефективність, ніж рівноканальне кутове пресування. Встановлено, що комбіноване деформування сталей з подальшим передрекристалізаційним термічним обробленням за температури первинної рекристалізації зумовлює розрахункову кількість субзерен розміром 80...187 нм до 65 %, при цьому кут розорієнтування більший відносно деформованого стану.

Мета роботи — виявити найефективніші технологічні параметри деформування, передрекристалізаційного термічного оброблення щодо формування наноструктурних елементів у металах і сталях.

Результати дослідження

Відомо, до прикладу [9], що наномасштабна субструктура забезпечує високі міцнісні властивості з достатньою пластичністю. В роботах [1]—[8], [10]—[13] встановлено оптимальний режим передрекристалізаційного термічного оброблення (ПТО) деформованих металів, сталей і сплавів та напилених покриттів, який забезпечує максимальну твердість, міцність з достатньою пластичністю. Визначено також вплив виду, способу і величини деформації на фізико-механічні властивості цих матеріалів після передрекристалізаційного термічного оброблення. З огляду на це, виявлення найефективніших зовнішніх факторів впливу на формування наноструктурних елементів у металах і сталях після передрекристалізаційного термічного оброблення здійснювали на зразках, оброблених за параметрами, які досліджували у згаданих роботах.

Результати дослідження субструктури деформованого і термообробленого технічно чистого заліза, як головного компонента будь-якої сталі, отриманої методом електронної мікроскопії, показані на рис. 1.

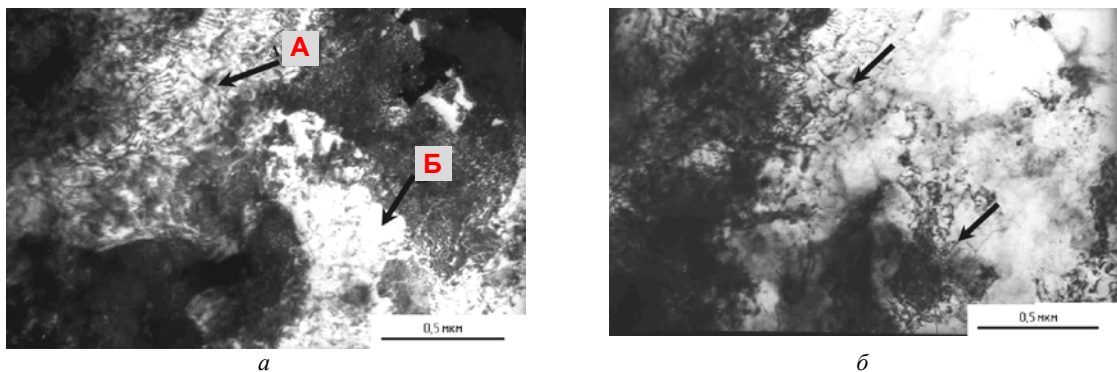


Рис. 1. Субструктура технічно чистого заліза: *a* — після пластичної деформації на 60 % (Б — лінії виходу дислокацій; А — зерно без дефектів); *б* — після передрекристалізаційної термічної обробки за 500 °С; 1,5 хв (стрілками вказані дислокаційні сітки)

Як видно з електронної фотографії (рис. 1), структура деформованого на 60 % технічно чистого заліза складається зі світлих полів — осередків, позбавлених дефектів, і темних областей, що є скупченням лінійних дислокацій, хаотично розташованих в об'ємі зразка. Вибрано ступінь деформації 60 % на підставі того, що на практиці здебільшого обтискування на більшу ступінь майже не застосовується. Крім того, з її підвищенням час витримки, за якого фіксується максимальна твердість, міцність, знижується, що пов'язано зі зростанням термодинамічного стимулу для збиральної полігонізації за рахунок збільшення внутрішньої енергії. Щільність дислокацій в технічно чистому залізі після пластичної деформації на 60 % (рис. 1а) становила $\rho \sim 1,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Подальша передрекристалізаційне термічне оброблення за 500 °С з витримкою 1,5 хв призводить до впорядкування дислокаційної структури, утворення сіток з малокутовими межами (рис. 1б) рівномірно розподілених по площі зерна. Щільність дислокацій після передрекристалізаційного термічного оброблення знижується до $\rho \sim 3,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, що викликано упорядкуванням структури та частковим нівелюванням дислокацій за рахунок перебігу релаксаційних процесів під час нагрівання деформованого металу.

Кількісна оцінка середніх розмірів субструктурних елементів технічно чистого заліза після деформування та після деформування з подальшим передрекристалізаційним термічним обробленням свідчать про здрібнення субструктурних елементів до наномасштабного розміру (табл. 1).

Таблиця 1 Вплив часу витримки за температури

Вміст наномасштабних елементів та їхній середній розмір у технічно чистому залізі

Вид обробки	Кількість наномасштабних елементів, %	Середній розмір ОКР, нм
Деформація 60 %	17,8	131
Деформація 60 % з подальшою ПТО	24,8	78

Примітка: ОКР — зона когерентного розсіювання рентгенівських променів, які ототожнюють з розміром субзерна; ПТО — передрекристалізаційна термічна обробка на максимальну твердість. Результати дослідження подані в табл. 2. Для всіх досліджуваних кольорових матеріалів середній розмір ОКР після передрекристалізаційного термічного оброблення, яке забезпечує максимальний приріст твердості, зменшується порівняно з деформованими зразками.

Таблиця 2

Результати дослідження розміру ОКР і твердості після деформації та передрекристалізаційного термічного оброблення

Матеріал	Величина деформації та режими термооброблення	Розмір ОКР, нм	Твердість HV ₅ , МПа	Приріст твердості відносно деформованого стану, %
Ni80Cr20	80 %	67	3573	—
	81 %; 450 °С; 1 хв	52	4457	25
Br AMц 9-2	56 %	329	2137	—
	56 %; 350 °С; 1,5 хв	163	2528	19
	80 %	287	2604	—
	80 %, 350 °С, 5 хв	123	3280	26

Згідно з даними табл. 2 у зразках, в яких підвищується твердість за відповідного передрекристалізаційного оброблення, можна відмітити зменшення ОКР. Це свідчить про те, що передрекристалізаційне термічне оброблення забезпечує здрібнення субструктури до субмікроскопічних (наномасштабних) розмірів, наприклад у Ni80Cr20, і підвищення показників твердості.

Сталь — основний конструкційний матеріал, є сплавом заліза і вуглецю (вуглецева) з додаванням легувальних елементів (легована). Особливості формування субструктурних елементів вивчали на сталях 20У8 і 20Х13. Передрекристалізаційне термічне оброблення поліпшує показники фізико-механічних властивостей сталей 20 та 20Х13, як і у технічно чистого заліза, що пов'язано зі здрібненням субструктури (табл. 3).

Значення фізико-механічних властивостей та середній розмір областей когерентного розсіювання рентгенівських променів для сталей залежно від виду оброблення

Марка сталі	Вид оброблення	Межа міцності $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Відносне видовження δ , %	Відносне зруження Ψ , %	Коефіцієнт теплопровідності λ , Вт/(м·К)	Питомий електроопір $\rho \cdot 10^{-7}$, Ом·м	Розмір ОКР D, нм
Сталь 20	Відпал 850 °С; 60 хв	360	16	57	51	1,91	>200
	Деформація 60 %	624	3	9	31	2,9	139
	Деформація 60 %, передрекристалізаційне термічне оброблення за 500 °С; 1,5 хв	784	4	15	16	3,68	87
Сталь 20X13	Відпал 720 °С; 60 хв	833	6	43	26	5,14	>200
	Деформація 60 %	1162	1	18	23	7,47	123
	Деформація 60 передрекристалізаційне термічне оброблення за 600 °С; 2 хв	1300	2	26	19	8,14	94

Після пластичної деформації на 60 % у сталі 20 спостерігається орієнтована феритно-перлітна структура (рис. 2а), зумовлена смугами зсуву. Разом з орієнтованими фрагментами спостерігається рівноважна комірчаста структура. Чорно-білий контраст від сусідніх смуг свідчить про великокутову розорієнтацією між ними. Передрекристалізаційне термічне оброблення деформованої сталі 20 за температури 500 °С впродовж 1,5 хв викликає формування субзеренної структури (рис. 2б). Кожний кристал розбивається поздовжніми границями, які також поділяються поперечними границями з кутом розорієнтування близько 10°.

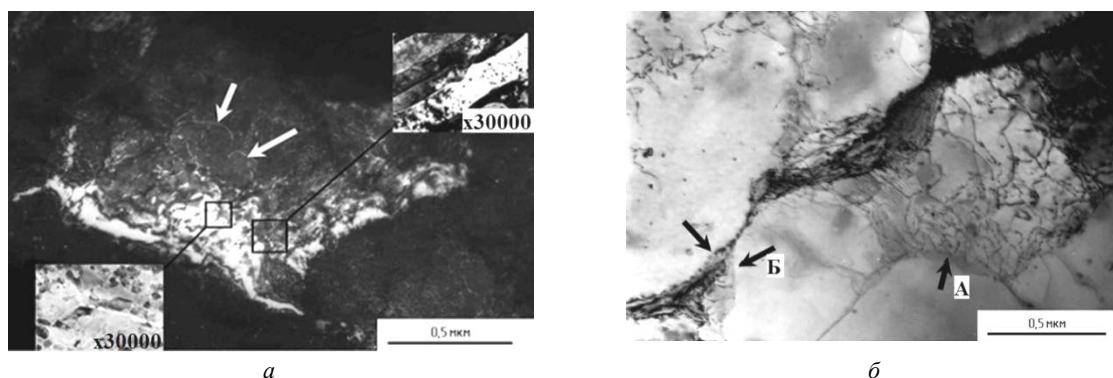


Рис. 2. Субструктура сталі 20: а — після пластичної деформації на 60 % (стрілками вказані смуги зсуву); б — після передрекристалізаційного термічного оброблення за 500 °С; 1,5 хв (А — формування дислокаційних осередків; Б — утворення малокутових меж).

Збільшення вмісту вуглецю зменшує приріст твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення. Це пояснюється тим, що зі збільшенням вмісту вуглецю у сталі збільшується кількість цементиту, який, маючи високу твердість, гальмує утворення дислокаційних сплетінь у процесі пластичної деформації (рис. 3а).

Подібний ефект зменшення приросту твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення спостерігається і у разі легування сталі хромом (рис. 3б). Збільшення концентрації хрому в сталі сприяє утворенню карбідів, які накопичуються на межах субзерен, блокують дислокації під час пластичного деформування і на початковій стадії полігонізації.

Здрібнення субструктури сталі У8 здійснюється частково від 94...200 нм після пластичного деформування на 60 % до 42...114 нм після передрекристалізаційного термічного оброблення відповідно.

Досліджено особливості формування термічно стійких субструктурних елементів у разі передрекристалізаційного термічного оброблення після комбінованого деформування [8] у технічно чистому залізі та окремих марках сталі. Брали зразки, у яких забезпечена максимальна твердість, та зі стабілізованою (термічно стійкою) полігонізаційною субструктурою. У табл. 4 подано розміри ОКР зразків технічно чистого заліза. Субструктура технічно чистого заліза показана на рис. 4.

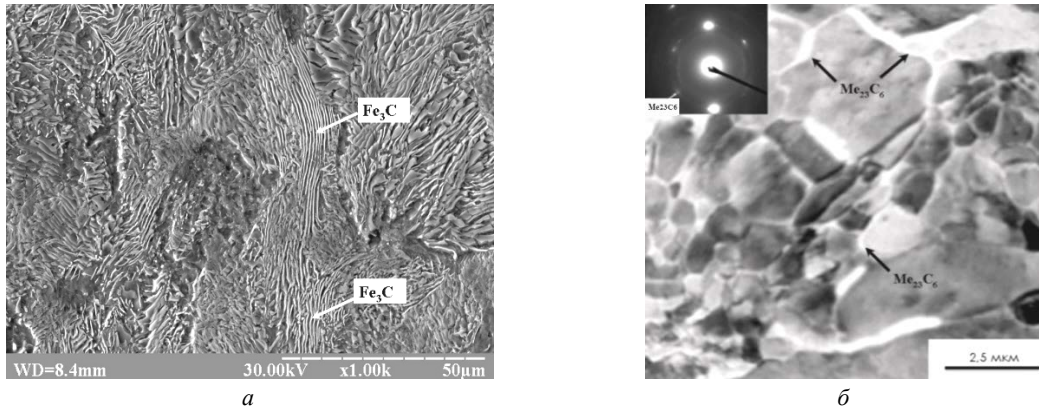


Рис. 3. Субструктура: *a* — сталі У8; *б* — сталі 20Х13 після передрекристалізаційним термічним обробленням

Таблиця 4

З показаних субструктур випливає, що після недовготривалої витримки (див. рис. 4*б*) та впродовж витримки протягом 60 хв (див. рис. 4*в*) суттєвої різниці не виявлено, на відміну від субструктури після комбінованого деформування (див. рис. 4*а*), в якій розмір субзерен більший. Це підтверджується даними визначення ОКР (табл. 4).

Середній розмір ОКР комбіновано деформованих зразків технічно чистого заліза до та після передрекристалізаційної термічної обробки

Режим оброблення	Середній розмір ОКР, нм
Після комбінованої деформації	149
Після комбінованої деформації ПТО 500 °С, 10 хв	100
Після комбінованої деформації та ПТО 500 °С, 60 хв	140

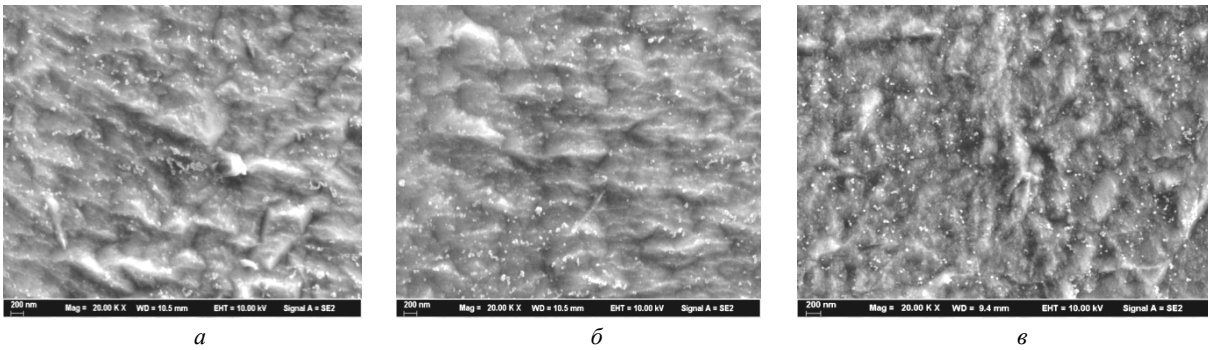


Рис. 4. Субструктура технічно чистого заліза: *a* — після комбінованого деформування; *б* — після комбінованого деформування та термічного оброблення впродовж 10 хв; *в* — після комбінованого деформування та термічного оброблення впродовж 60 хв

За допомогою аналітичного автоемісійного растрового електронного мікроскопа SUPRA55VP з електронно-оптичною колонкою Gemini отримані фотографії зразків зі Ст3 (рис. 5). Для підвищення контрастності зображення на зразки нанесено тонкий шар золота товщиною 10 нм.

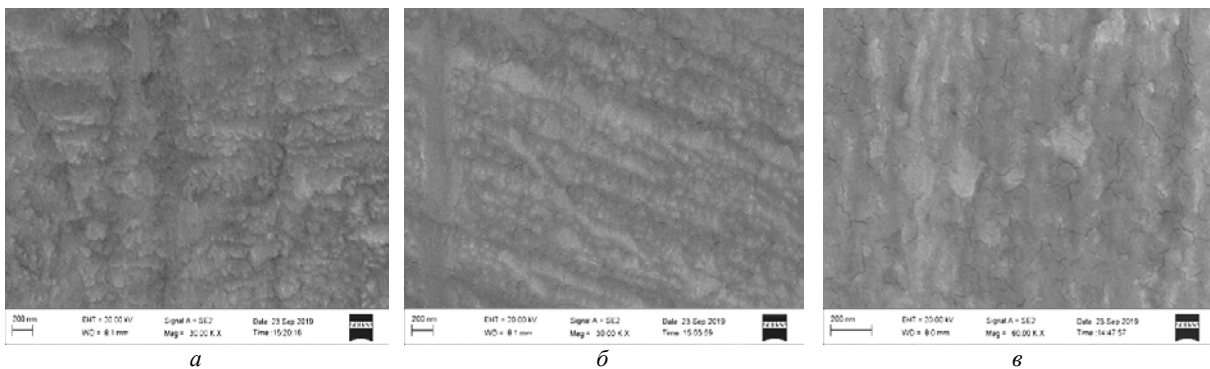


Рис. 5. Субструктури сталі Ст3: *a* — після комбінованої деформації; *б* — після комбінованої деформації та термічного оброблення, яке забезпечує максимальні значення твердості; *в* — після комбінованої деформації та термічного оброблення, яке забезпечує термічну стабілізацію полігонізаційної субструктури

З рис. 5 видно, що відбувається здрібнення субструктурних елементів після ПТО відносно де-

Середній розмір та кількість наноструктурних субзерен комбіновано деформованої сталі Ст3 до та після ПТО

Режим обробки	Середній розмір субзерна, нм	Кількість нанорозмірних субзерен, %
Комбінована деформація	94	55
Комбінована деформація та термообробка 500 °С, 2 хв	89	66
Комбінована деформація та термообробка 500 °С, 60 хв	92	62

З наведених даних в табл. 5 випливає, що відбувається зменшення величини субзерен після ПТО відносно деформованого стану.

Встановлено, що найбільшій кількості субзерен (66 %) з діаметром ≤ 100 нм у Ст3 можна досягти, застосовуючи комбінування динамічної на 30 % та статичної на 30 % деформацій з подальшою ПТО за температури 500 °С з витримкою 2 хв. Витримка у 60 хв дещо знижує кількість нанорозмірних субзерен (на 4 %), але цього достатньо для забезпечення високої твердості. Результати визначення середнього розміру областей когерентного розсіювання зразків сталей 20; У8 подано у табл. 6; 7.

Середній розмір ОКР та твердість комбіновано деформованих зразків сталі 20 до та після ПТО

Режим обробки	Середній розмір ОКР, нм	Твердість HV ₅ , ГПа
Після комбінованої деформації	143	1,97
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С; 10 хв	119	2,32
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С; 60 хв	187	2,28

Середній розмір ОКР та твердість комбіновано деформованих зразків сталі У8 до та після ПТО

Режим обробки	Середній розмір ОКР, нм	Твердість HV ₅ , ГПа
Після комбінованої деформації	127	2,6
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С, 1 хв	116	3,2
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С; 60 хв	128	3,0

Середній розмір ОКР та твердість комбіновано деформованих зразків сталі 12Х13 до та після ПТО

Режим обробки	Середній розмір субзерна, нм	Кількість нанорозмірних субзерен, %
Після комбінованої деформації	117	2,02
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С, 1 хв	101	3,00
Після комбінованої деформації та термооброблення: 500 °С, 60 хв	110	2,83

деформованим станом (табл. 9). Кількість наномасштабних субзерен у вуглецевих сталях після комбіновано деформування та ПТО впродовж 60 хв близькі до кількості таких субзерен після комбіновано деформування, за винятком сталі У8.

Таблиця 5 формованого стану, що підтверджують дані визначення середнього розміру ОКР з фактором форми $\sim 0,42$ та відносної кількості нанорозмірних субзерен (табл. 5), які отримали методом комп'ютерної металографії за допомогою програмного забезпечення Image Pro Plus (навчальна версія). Середні діаметри субзерен виміряли з інтервалом 2 градуси, які проходять через центроїд об'єкта.

Таблиця 6 З даних в табл. 6 видно, що за термооброблення, яке забезпечує максимум твердості, розмір ОКР зменшується до 119 нм, при цьому збільшується твердість. Збільшення розміру ОКР після стабілізації субструктури відносно деформованого стану можна пояснити тим, що кути розорієнтування починають збільшуватись через початок процесу динамічної полігонізації.

Наведені в табл. 7 результати свідчать про те, що комбінована деформація та подальша ПТО сталі У8 за температури 500 °С впродовж 60 хв забезпечує середній розмір ОКР майже такий, як після комбіновано деформування.

В табл. 8 наведено результати визначення середнього розміру ОКР сталі 12Х13 після комбіновано деформування та деформування і подальшого термооброблення.

Отримані результати вказують на те, що комбінована деформація з подальшою ПТО впродовж 60 хв забезпечують розмір ОКР у 110 нм.

Комбінована деформація та подальше передрекристалізаційне термічне оброблення, яке забезпечує максимальні значення твердості, викликають збільшення кількості нанорозмірних субзерен щонайменше на 18 % (сталь 20), а максимум на ~ 90 % (сталь 12Х13) у порівнянні з

Відносна кількість наномасштабних субзерен, %, у деформованих технічно чистому залізі та сталях до та після передрекристалізаційного термічного оброблення

Обробка	Залізо	Сталь 20	У8	40Х	12Х13
Комбіноване деформування	54	17	28	37	18
Комбіноване деформування та ПТО, що забезпечує максимальні значення твердості	75	20	42	65	34
Комбіноване деформування ПТО впродовж 60 хв	58	16	19	16	12

Результати розрахункового визначення кількості наномасштабних субзерен у легованих сталях (див. табл. 9) нижче ніж після деформування. Середні кути розорієнтування субзерен у вуглецевих і легованих сталях після комбінованого деформування більші ніж після деформування.

Висновки

Середній розмір зон когерентного розсіювання рентгенівських променів (субзерен) набуває наномасштабного розміру у технічно чистому залізі, кольорових сплавах Ni80Cr20, БрАМц 9-2 після деформування обтискуванням на 60 і 80 % відповідно, у сталях 20, У8, 20Х13 після деформування на 60 % при цьому фізико-механічні властивості сталей підвищуються на 10...50 %.

Комбіноване деформування (30 % динамічне + 30 % статичне) з витримкою 60 хв під час термооброблення забезпечує формування середнього розміру субзерен, близького до наномасштабного у сталях 20, 45, У8, 12Х13; при цьому твердість (HV₅) знижується на 6 %. Комбіноване деформування, яке підвищує термічну стійкість полігонізаційної субструктури до 60 хв, дозволяє формувати до 58 % наномасштабних елементів у технічно чистому залізі, 62 % у Ст3 та 12...19 % у інших вуглецевих і легованих сталях.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

- [1] О. М. Дубовий, Т. А. Янковець, Н. Ю. Лебедева, Ю. О. Казимиренко, О. О. Жданов, і М. М. Бобров, «Спосіб деформаційно-термічної обробки металів та сплавів», *Патент України, МПК C21D 8/00 C22F 1/00, № 95378*, 25.07.2011.
- [2] О. М. Дубовий, Т. А. Янковець, і А. А. Карпеченко, «Спосіб нанесення покриття», *Патент України, МПК C23 C4/18, № 88755*, 27.07.2009.
- [3] О. М. Дубовий, Н. Ю. Лебедева, і Т. А. Янковець, «Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості напилених покриттів та деформованих металів і сплавів», *Металознавство та обробка металів*, № 3, с. 7-10, 2010.
- [4] О. О. Жданов, «Закономірності впливу передрекристалізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості деформованих сталей.» автореф. дис. канд. техн. наук: 05.02.01. Херсон, 2015, 28 с.
- [5] A. N. Dubovoy, T. O. Makruha, and O. V. Chechel, "The increasing of the thermal stability of the crushed substructure of steels," *Shipbuilding & Marine Infrastructure*, № 2 (10), pp. 178-187, 2018.
- [6] О. М. Дубовий, і Т. О. Макруха, «Вплив виду комбінованого деформування на полігонізаційну субструктуру заліза та сталі У8,» *зб. наук. пр. Національний університет кораблебудування*, № 3-4 (474), с. 66-74, 2018.
- [7] О. М. Дубовий, і Т. О. Макруха, «Спосіб механотермічної обробки металів і сплавів,» *Патент України, МПК C22F 1/00, C21D 8/00, № 117824*, 10.07.2017.
- [8] Т. О. Макруха, і О. М. Дубовий, «Сучасний стан та перспективи розвитку наноструктурування деформованих металів і сплавів та напилених покриттів,» *Технічні науки та технології*, № 4 (30), с. 58-70, 2022.
- [9] Р. З. Валиев, «Новые исследования парадокса прочности и пластичности в наноматериалах,» *Вестник СПбГУ. Математика. Механика. Астрономия*, т. 7 (65), № 1, с. 112-113, 2020.
- [10] О. М. Дубовий, С. Г. Кулік, О. О. Жданов, М. М. Бобров, і О. І. Мирко, «Вплив деформації та легувальних елементів на твердість сталей і напилених покриттів після передрекристалізаційної термічної обробки,» *зб. наук. пр. Національний університет кораблебудування*, № 2, с. 36-44, 2011.
- [11] О. М. Дубовий, О. О. Жданов, і О. В. Горбань, «Можливості стабілізації полігонізаційної субструктури сплаву Д16,» *Металознавство та обробка металів*, № 2 (70), с. 34-39, 2014.
- [12] О. М. Дубовий, А. В. Бондаренко, О. О. Жданов, О. В. Жижко, М. М. Бобров, і Т. С. Галкіна, «Вплив передрекристалізаційної термічної обробки на субструктуру і твердість деформованих кольорових металів і сплавів та напилених покриттів,» *зб. наук. пр. Національний університет кораблебудування*, № 2 (443), с. 47-53, 2012.
- [13] Т. О. Макруха, «Підвищення фізико-механічних властивостей сталей формування полігонізаційних наномасштабних субзерен.» автореф. дис. канд. техн. наук: 05.02.01. Херсон, 2020, 30 с.

Дубовий Олександр Миколайович — д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри матеріалознавства і технології металів, e-mail: oleksandr.dubovyj@nuos.edu.ua ;

Бобров Максим Миколайович — канд. техн. наук, доцент кафедри матеріалознавства і технології металів, e-mail: laborantmtm@gmail.com .

Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова, Миколаїв;

Макруха Тетяна Олександрівна — канд. техн. наук, доцент кафедри прикладної механіки, e-mail: tmakruha@gmail.com .

Економіко-технологічний інститут імені Роберта Ельворті, м. Кропивницький

O. M. Dubovy¹
M. M. Bobrov¹
T. O. Makrukha²

Characteristic Features of Nanostructured Elements Formation During Pre-Recrystallization Heat Treatment

¹Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Mykolaiv;

²Robert Elworthy Economics and Technological Institute, Kropyvnytskyi

In the work, the features of nanostructured elements formation during pre-recrystallization heat treatment were investigated using the methods of X-ray structural analysis and electron microscopy. It is shown that static deformation by 60...80 % and next short-term holding (1...2 min.) during pre-recrystallization heat treatment allow forming nanostructured elements in technically pure iron, non-ferrous alloys and steels. Using the example of technically pure iron, it was established that the specified treatment provides a reducing in the dislocation density due to the arrangement of the dislocation structure by the formation of networks with small-angle boundaries that are evenly distributed over the grain area. At the same time, the average size of the coherent scattering regions of after pre-recrystallization heat treatment is sharply reduced compared to the deformed state, which indicates the grinding of the substructure to submicroscopic (nanoscale) sizes. The formation features of the sub-grain structure in steels 20, Y8 and 20X13 were studied. It is shown that an increase in the amount of carbon and chromium reduces the increase in hardness after pre-recrystallization heat treatment, which is associated with the formation of carbides that accumulate on sub-grain boundaries, block dislocations during plastic deformation and at the initial stage of polygonization. The low thermal stability (several minutes) of the formed crushed substructure was noted, which makes it impossible to use this method of improving properties for large sized parts. It has been proven that the combined deformation (30 % dynamic + 30 % static deformation) ensures the thermal stability of the polygonization substructure for up to 60 minutes. and form from 12 to 62 % of nanoscale elements in technically pure iron, carbon and alloy steels. A holding time of 60 minutes slightly increases the size and decreases the number of nanosized subgrains, which is explained by the increase in misorientation angles due to the beginning of dynamic recrystallization processes, but this is enough to ensure high hardness.

Keywords: pre-recrystallization heat treatment, substructure, polygonization, nanoscale elements.

Dubovy Oleksandr M. — Dr. Sc. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Material Science and Technology of Metals, e-mail: oleksandr.dubovyj@nuos.edu.ua ;

Bobrov Maksym M. — Cand. Sc. (Eng.), Associate Professor of the Chair of Material Science and Technology of Metals, e-mail: laborantmtm@gmail.com ;

Makrukha Tetiana O. — Cand. Sc. (Eng.), Associate Professor of the Chair of Applied Mechanics, e-mail: tmakruha@gmail.com