

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 81.05.Bx, 81.07.Bc, 81.10.Jt, 81.15.Rs, 81.20.Hy, 81.40.Ef, 83.50.Uv

Формування нанорозмірної полігонізаційної субструктури та її вплив на фізико-механічні властивості металів, стопів і напорошених покриттів

О. М. Дубовий, А. А. Карпеченко, М. М. Бобров, О. О. Жданов,
Т. О. Макруха, Ю. Є. Неделько

*Національний університет кораблебудування імені Адмірала Макарова,
просп. Героїв Сталінграду, 9,
54025 Миколаїв, Україна*

У статті подано огляд наукових робіт по наноструктуруванню виробів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД). Проведено аналізу застосування способів механотермічного та термомеханічного формування полігонізаційної субструктури у металах. Показано перспективи та недоліки сучасного формування здрібненої та нанорозмірної субструктур. Доведено, що можливості такого формування субструктури використовуються далеко не повністю через процеси динамічної та збиральної полігонізації, що мають місце при порівняно тривалому часі витримки за високої температури. Наноструктурування деталей великого розміру методами ІПД викликає значні технічні й технологічні труднощі та не є економічно доцільним. Основну частину цих метод не доведено до практичного застосування. Наведено результати попередніх досліджень, які відкривають перспективу щодо подальших досліджень та застосування способу формування здрібненої полігонізаційної субструктури шляхом передрекристалізаційного термічного оброблення металів, стопів та напорошених покриттів. Дослідження проводили на технічно чистих металах (Fe, Ni, Cu, Al, Ag), що уможливило з'ясувати вплив температури, часу витримки та ступеня попередньої плас-

Corresponding author: Anton Anatoliyovych Karpechenko
E-mail: karpechenkoanton@gmail.com

*Admiral Makarov National University of Shipbuilding,
9 Heroiv Stalingradu Ave., UA-54025 Mykolaiv, Ukraine*

Please cite this article as: O. M. Dubovyy, A. A. Karpechenko, M. M. Bobrov, O. O. Zhdanov, T. O. Makrukha, and Yu. E. Nedelko, Formation of Polygonization Nanoscale Substructure and Its Impact on the Physical and Mechanical Properties of Metals, Alloys, and Sprayed Coatings, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 2: 209–243 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.02.0209.

тичної деформації, а також типу кристалічної ґратниці на процеси їх зміцнення передрекристалізаційним термічним обробленням. З метою виявлення закономірностей впливу кількості вуглецю та леґувальних елементів на процеси зміцнення передрекристалізаційним термічним обробленням сталей дослідження виконували на вуглецевих (20, 40, 45, У8) та леґованих (40Х, 12Х13, 20Х13, 40Х13, 18Х2Н4МА, 12Х18Н10Т, ПХ18Н15, ПРХ18Н9, ЕП533-ІД, Св-08Г2С) сталях, а також на стопах Ni80Cr20, БрАМц 9-2, Д16. Досліджували вплив метод ІПД на розмір областей когерентного розсіяння Рентгенових променів і твердість на прикладі всебічного пресування та традиційного деформування стисканням з наступним передрекристалізаційним термічним обробленням, яке забезпечує максимальну твердість матеріалу. За результатами рентгеноструктурної аналізи й електронної мікроскопії встановлено, що передрекристалізаційне термічне оброблення пластично деформованих металів і сталей за режимами, що забезпечують найбільш високі показники фізико-механічних властивостей, викликає подрібнення субструктури та уможливорює формувати в структурі деформованих стисканням більше ніж на 60% металів і сталей нанорозмірні елементи, кількість яких може сягати 25% від загальної кількості структурних складових. Показано перспективу подальшого розвитку технології передрекристалізаційного термічного оброблення металів і стопів та напорошених покриттів з метою підвищення стійкості здрібненої полігонізаційної субструктури при підвищенні температури та часу витримки шляхом блокування росту субзерен за рахунок процесів штучного старіння або формування стійких дислокаційних сплетінь, що уможливить розширити промислове застосування передрекристалізаційного термічного оброблення.

Ключові слова: передрекристалізаційне термічне оброблення, нанорозмірна субструктура, фізико-механічні властивості металів, стопів і напорошених покриттів.

The review of scientific papers devoted to nanostructurization of products by methods of the intensive plastic deformation (IPD) is presented. The analysis of application of methods of mechano-thermal and thermomechanical formation of the polygonization substructure in metals is carried out. The perspectives and drawbacks of the state-of-the-art formation of shredded and nanoscale substructures are shown. The possibilities of such formation of substructure, which are not used fully because of processes of dynamical and collecting polygonization taking place at comparatively long holding time and high temperature are proven. Nanostructurization of large parts by the IPD methods causes significant technical and technological difficulties and are not economically efficient. The main part of these methods is not proven to practical application. The results of previous research, which provide outlook for next research and application of method of the shredded polygonization substructure formation by pre-recrystallization heat treatment of metals, alloys, and sprayed coatings, are presented. The investigations are carried out on technically clean metals (Fe, Ni, Cu, Al, Ag) and allow finding out the influence of temperature, holding time, degree of previous plastic deformation, and crystal-lattice type on processes of strengthening by pre-recrystallization heat treatment. The studies are executed on carbonaceous

(20, 40, 45, U8) and alloyed (40H, 12H13, 20H13, 40H13, 18H2N4MA, 12H18N10T, PH18N15, PRH18N9, EP533-ID, Sv-08G2S) steels and alloys (Ni80Cr20, BrAMts 9-2, D16) to identify patterns of the influence of amount of carbon and alloying elements on the processes of strengthening by pre-recrystallization heat treatment. The influence of the IPD methods on both the size of coherent X-ray scattering regions and the hardness is investigated by example of comprehensive pressing and traditional compression deformation with next pre-recrystallization heat treatment, which provides maximum hardness of the material. As demonstrated by X-ray diffraction and electron microscopy, the pre-recrystallization heat treatment of plastically deformed metals and steels by means of the modes, which provide the highest characteristics of physical and mechanical properties, causes shredding of substructure and allows to form nanoscale elements in the structure of metals and steels deformed by compression more than 60%, whose number can reach 25% of the total number of the structural components. The increasing of stability of shredded polygonization substructure at increasing in temperature and holding time by blocking subgrains' growth through processes of artificial ageing or stable dislocation tangles' formation is shown and enables to expand the industrial applications of pre-recrystallization heat treatment of metals, alloys, and sprayed coatings.

Key words: pre-recrystallization heat treatment, nanoscale substructure, physical and mechanical properties of metals, alloys, and sprayed coatings.

В статье представлен обзор научных работ по наноструктурированию изделий методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Проведён анализ применения способов механотермического и термомеханического формирования полигонизационной субструктуры в металлах. Показаны перспективы и недостатки современного формирования измельчённой и наноразмерной субструктур. Доказано, что возможности такого формирования субструктуры используются далеко не полностью, что связано с протеканием процессов динамической и собирательной полигонизации, имеющих место при сравнительно длительном времени выдержки при высокой температуре. Наноструктурирование деталей большого размера методами ИПД вызывает значительные технические и технологические трудности и не является экономически целесообразным. Основная часть этих методов не доведена до практического применения. Приведены результаты предыдущих исследований, которые открывают перспективу для дальнейших исследований и применения способа формирования измельчённой полигонизационной субструктуры путём предкристаллизационной термической обработки металлов, сплавов и напылённых покрытий. Исследования проводились на технически чистых металлах (Fe, Ni, Cu, Al, Ag), что позволило установить влияние температуры, времени выдержки и степени предварительной деформации, а также типа кристаллической решётки на процессы их упрочнения предкристаллизационной термической обработкой. С целью выявления закономерностей влияния количества углерода и легирующих элементов на процессы упрочнения предкристаллизационной термической обработкой сталей исследования проводили на углеродных (20, 40, 45, U8) и легированных (40X, 12X13, 20X13, 40X13, 18X2N4MA, 12X18N10T, ПХ18Н15, ПРХ18Н9, ЕП533-ИД, Св-08Г2С) сталях, а также

на сплавах Ni80Cr20, БрАМц 9-2, Д16. Исследовали влияние методов ИПД на размер областей когерентного рассеяния рентгеновских излучений и твёрдость на примере всестороннего прессования и традиционного деформирования сжатием с последующей предкристаллизационной термической обработкой, которая обеспечивает максимальную твёрдость материала. По результатам структурного анализа и электронной микроскопии установлено, что предкристаллизационная термическая обработка пластически деформированных металлов и сталей на режимах, обеспечивающих наиболее высокие показатели физико-механических свойств, вызывает измельчение субструктуры и позволяет формировать в структуре деформированных сжатием более чем на 60% металлов и сталей наноразмерные элементы, количество которых может достигать 25% от общего количества структурных составляющих. Показана перспектива дальнейшего развития технологии предкристаллизационной термической обработки металлов, сплавов и напылённых покрытий с целью повышения устойчивости измельчённой полигонизационной субструктуры при увеличении температуры и времени выдержки путём блокирования роста субзерен за счёт процессов искусственного старения или формирования устойчивых дислокационных сплетений, что позволит расширить промышленное применение предкристаллизационной термической обработки.

Ключевые слова: предкристаллизационная термическая обработка, наноразмерная субструктура, физико-механические свойства металлов, сплавов и напылённых покрытий.

(Отримано 19 серпня 2016 р.)

1. ВСТУП

Сучасне високотехнологічне виробництво потребує нових матеріалів з унікальними властивостями. Застосування їх у конструкціях визначається співвідношенням між міцністю і пластичністю. Металеві матеріали характеризуються найпривабливішим з точки зору практичної доцільності співвідношенням [1]. Приріст міцнісних властивостей в останні роки забезпечується в основному за рахунок цілеспрямованого формування здрібної мікро- і нанокристалічної структури [2, 3].

Подрібнення зеренної (субзеренної) структури до нанокристалічного (НК) стану здійснюють переважно найпоширенішими методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД). Результати досліджень величин міцності та пластичності металів і сплавів після ІПД свідчать про можливість їх збільшення і регулювання при переході в НК стан [4–7]. Внаслідок ІПД утворюється високодезорієнтована фрагментована субструктура завдяки великій деформації. Систематичні дослідження [8] показують, що процес здрібнення зерен (фрагментація) при холодній пластичній деформації починається у металах при ступенях дійсної деформації $e \geq 0,2-0,3$, а при $e = 3-4$

вміст таких фрагментів стає більшим, ніж крупних областей [8]. Дослідженнями [7] встановлено, що для одержання НК стану в α -залізі при ІПД тертям необхідно одночасне виконання декількох умов із досягненням високого ступеня дійсної деформації $e \geq 10$ включно.

До методів ІПД належать інтенсивна пластична деформація крученням під високим тиском і рівноканальне кутове пресування (РККП) [3, 4], яке найбільш широко застосовується та має різновиди, деформування тертям [6, 7, 9, 10] та метод всебічного кування (пресування) [11, 12]. У роботі [13] всебічне ізотермічне кування подається як один із основних і ефективних метод наноструктурування масивних (до 50 кг) виробів. Ця метода полягає у міжкритичній деформації заготовки зі зміною осі навантаження, при цьому на кожному переході за одне осаджування здійснюється деформація на (40–60)%.

Об'ємне наноструктурування методами ІПД застосовується у техніці для одержання виробів невеликого розміру (авіаційні кріплення, медичні імпланти, деталі приладів тощо) [3]. Наноструктурування деталей великого розміру методами ІПД викликає значні технічні та технологічні труднощі і не є економічно доцільним. Основна частина цих методів не доведена до практичного застосування.

Автор [13] зауважує, що задача створення ефективного пристрою ІПД, який забезпечить одержання з малою трудомісткістю масивних наноструктурованих заготовок і виробів з покращеними властивостями, буде, без сумніву, актуальною ще довготривалий час.

В останні десятиріччя розроблені і використовуються способи механотермічного і термомеханічного оброблення, що уможливають підвищити якість прокатних і кованих виробів шляхом формування переважно полігонізаційної субструктури [14–17]. Для формування полігонізаційної субструктури використовується і фазовий наклеп (подвійне гартування) [18]. Ці способи забезпечують підвищення міцнісних характеристик хромоніклевих сталей на (20–60)% [19]. Одержання полігонізаційної субструктури у високовуглецевих сталях за допомогою високотемпературного термомеханічного оброблення (ВТМО) при 1050°C забезпечує підвищення міцності на 17–30%, ударної в'язкості у 1,8–2 рази [17]. Динамічна збиральна полігонізація, яка реалізується у процесі ВТМО, забезпечує формування субзерен розмірами 3–5 мкм [18, 19], подвійне гартування і відпуск при 600–650°C — 0,8–1 мкм і підвищену корозійну стійкість [17]. Крім того, полігонізаційна субструктура ускладнює рух дислокацій у процесі плазучості [20].

В останні роки значного поширення набули процеси напорошення багатофункціональних покриттів, які надають можливість суттєво скоротити витрати дефіцитних матеріалів, підвищити якість та надійність машин, обладнання тощо. Подальше підвищення функціональних властивостей напорошених покриттів нанострукту-

руванням має значне народногосподарське значення.

Існує декілька способів одержання покриттів з наноструктурними елементами: напорошення нанокристалічних і композиційних порошоків з нанокристалічною фазою [22, 23], формування наноструктурних зміцнювальних елементів при розпаді аморфної фази [24–26], створення нанокристалічного стану в поверхневому шарі ультразвуковим і комбінованими обробленнями [27, 28]. Але ці способи мають суттєві недоліки, які пов'язані зі спеціальною трудомісткою підготовкою порошоків, потребують модернізації обладнання чи створення нових пристроїв.

Ще у роботі І. А. Одінга [20] вказано, що, крім можливостей підвищення міцності металів шляхом зниження густини дислокацій (нижче 10^6 – 10^8 см⁻²) та їх збільшення (вище 10^8 см⁻²), на той час намітився інший шлях — можливість розподілу статистично розкиданих дислокацій у суворо визначеному порядку. Мова йшла про полігонізацію металів. В наш час ця можливість реалізовується шляхом ППД і різних видів оброблення, яких згадано вище, що формують полігонізаційну субструктуру. Але, на наш погляд, можливості такого формування субструктури використовуються далеко не повністю через процеси динамічної і збиральної полігонізації, що мають місце при порівняно тривалому часу витримки за високої температури.

Розроблено способи деформаційно-термічного оброблення металів і сплавів [29, 30], які забезпечують підвищення твердості деформованих обтискуванням (>70%) металів (Ni, Fe) і сплавів (бронзи, сталі) на (25–40)%; напорошених покриттів — на (30–70)% та зниження теплопровідності на 30%. Суть способів полягає у формуванні полігональної субструктури шляхом нагрівання металів та сплавів до температури початку первинної рекристалізації з короткочасною (до 10 хв.) витримкою та наступного охолодження до температури навколишнього середовища зі швидкістю, яка унеможливорює ріст субзерен. При цьому зафіксовано зменшення областей когерентного розсіювання рентгенівських променів (ОКР), наприклад, у Ni до 154 нм (після деформації обтискуванням та термооброблення, яке назвали передрекристалізаційним).

Мета роботи: експериментальне встановлення закономірностей формування здрібненої та нанорозмірної полігонізаційної субструктури у металах і сплавах та напорошених покриттях з високими фізико-механічними властивостями передрекристалізаційним термічним обробленням.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Попередні дослідження виконували на технічно чистих металах (Fe, Ni, Cu, Al, Ag), що дозволило з'ясувати вплив температури, часу витримки і ступеня попередньої пластичної деформації, а також

типу кристалічної ґратниці на процеси їх зміцнення передрекристалізаційним термічним обробленням. З метою виявлення закономірностей впливу кількості вуглецю і легувальних елементів на процеси зміцнення передрекристалізаційним термічним обробленням сталей дослідження проводили на вуглецевих (20, 40, 45, У8) та легуваних (40Х, 12Х13, 20Х13, 40Х13, 18Х2Н4МА, 12Х18Н10Т, ПХ18Н15, ПРХ18Н9, ЕП533-ІД, Св-08Г2С) сталях, а також на stopax Ni80Cr20, БрАМц 9-2, Д16.

Деформацію зразків здійснювали на пресі П50 з навантаженням до 35 т. Дробоструминне оброблення проводили на установці Н-0410 впродовж 60, 90 та 120 хв. під тиском 0,2 МПа із застосуванням сталевого дробу.

Плазмові покриття наносили на установці «Київ-7», що укомплектована плазмотроном ПУН-1. Як плазмотвірний та транспортувальний газ використовували стиснене повітря. Електродугові покриття наносили за допомогою установки КДМ-2, у комплект якої входить електродуговий розпилювач ЕМ-14М. Режими напорошення покриттів вказані у роботах [31–33].

Передрекристалізаційне термічне оброблення виконували в електричній печі СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1. Охолодження зразків здійснювали зі швидкістю не менше 5°C/с.

Твердість визначали згідно з ДСТУ ISO 6507-4:2008 на приладі типу Віккерс при навантаженні на індентор 5 кг.

Визначення межі міцності здійснювали на стандартних зразках згідно з ГОСТ 1497-84 на розривній машині ІР-5057-50 при навантаженні у 5 т.

Демпфувальні характеристики матеріалів, а саме, логаритмічний декремент згасних коливань визначали методом вільних згасних коливань.

Електроопір вимірювали за допомогою одноплечого мосту постійного струму Р-316 відповідно до ISO/IEC28.

Коефіцієнт теплопровідності визначали, застосовуючи вимірювач теплопровідності ІТ-λ-400.

Аналізу мікроструктури проводили на металографічному мікроскопі ММР-2Р і растровому електронному мікроскопі-аналізаторі РЕММА-102-02, а також на просвітному електронному мікроскопі ПЕМ-100М методом тонких фольг.

Визначення розмірів зон когерентного розсіяння Рентгенових променів і фазового складу матеріалів проводили методами рентгеноструктурної аналізи на дифрактометрі ДРОН-3 у випромінненні CuK_α .

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

Результати експериментальних досліджень, які викладено нижче

дозволили виявити вплив різних чинників передрекristалізаційного термічного оброблення на фізико-механічні властивості металів, стопів і напорошених покриттів та оцінити значущість кожного з них. Досліджено впливи ступеня деформації, температури і часу витримки при передрекristалізаційному термічному обробленні на твердість металів, сталей і стопів. Залежність твердості від ступеня попередньої пластичної деформації, температури і часу витримки при передрекristалізаційному термічному обробленні технічно чистого заліза наведено на рис. 1.

Передрекristалізаційне термічне оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза викликає підвищення твердості, яке носить екстремальний характер (рис. 1). При цьому максимальне значення твердості, одержане у результаті передрекristалізаційного термічного оброблення, завжди вище значення твердості після пластичної деформації. Враховуючи те, що у технічно чистих металів на процеси полігонізації не накладаються процеси фазових перетворень (наприклад, розпад пересиченого твердого розчину), то це уможлиблює називати таке оброблення передрекristалізаційним термічним обробленням, що забезпечує найбільший приріст твердості, оптимальним.

Для всіх ступенів деформації найбільші показники твердості спостерігали за температури передрекristалізаційного термічного оброблення 500°C , що відповідає температурному порогу рекристалізації технічно чистого заліза.

Такі ж залежності одержано й для інших металів (міді, алюмі-

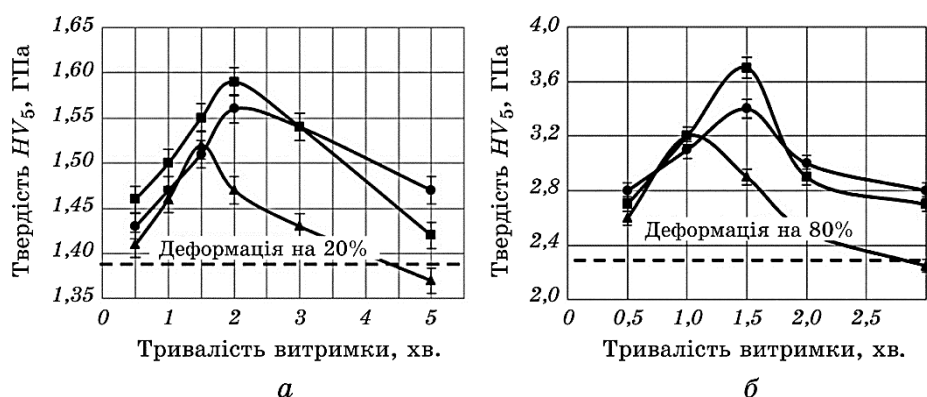


Рис. 1. Залежність твердості від часу витримки і температури передрекristалізаційного термічного оброблення технічно чистого заліза: *а* — деформація 20%, *б* — деформація 80%, ● — 400°C , ■ — 500°C , ▲ — 600°C .

Fig. 1. The dependence of the hardness *vs.* exposure time and temperature of pre-recrystallization heat treatment of technically pure iron: *а*—deformation 20%, *б*—deformation 80%, ●— 400°C , ■— 500°C , ▲— 600°C .

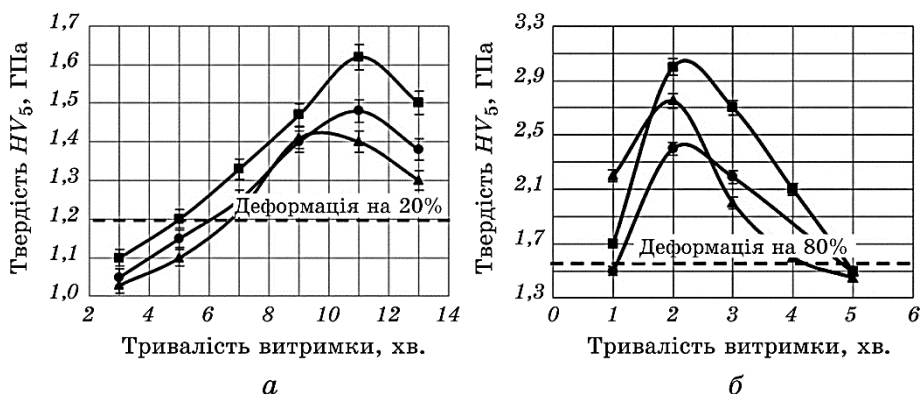


Рис. 2. Залежність твердості від часу витримки і температури передрекристалізаційного термічного оброблення технічно чистого нікелю: *a* — деформація 20%, *б* — деформація 80%, ● — 420°C, ■ — 480°C, ▲ — 640°C.

Fig. 2. The dependence of the hardness *vs.* exposure time and temperature of pre-recrystallization heat treatment of technically pure nickel: *a* — deformation 20%, *б* — deformation 80%, ● — 420°C, ■ — 480°C, ▲ — 640°C.

нію, срібла).

Встановлено, що на якісному рівні вони ідентичні (при деформаціях 40% і 60%) і відрізняються лише кількісними показниками, тобто ефект підвищення твердості пластично деформованих металів після передрекристалізаційного термічного оброблення проявляється незалежно від типу кристалічної ґратниці, як для металів з ОЦК-, так і з ГЦК-ґратницями (рис. 2).

Зі збільшенням ступеня деформації з 20% до 80% приріст твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення зростає (рис. 3), що викликано збільшенням кількості дислокаційних сплетінь (наприклад, для заліза густина дислокацій збільшується з $4,8 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ після деформації на 20% до $1,9 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ після деформації на 80%), які формують комірчасту субструктуру. Зі збільшенням ступеня деформації час витримки, при якому фіксується максимальна твердість, знижується, що пов'язано зі зростанням термодинамічного стимулу для збиральної полігонізації за рахунок збільшення внутрішньої енергії.

Збільшення абсолютних значень приросту твердості в результаті передрекристалізаційного термічного оброблення для ГЦК-металів (нікель), порівняно з ОЦК-металами (залізо) (рис.3), пов'язане з тим, що метали з ГЦК-ґратницями у процесі пластичної деформації зміцнюються в кілька разів інтенсивніше, ніж метали з ОЦК-ґратницями. Збільшення кількості дефектів кристалічної ґратниці при однаковому ступені деформації приводить до збільшення числа зародків полігонів і, як наслідок, до підвищення показників твер-

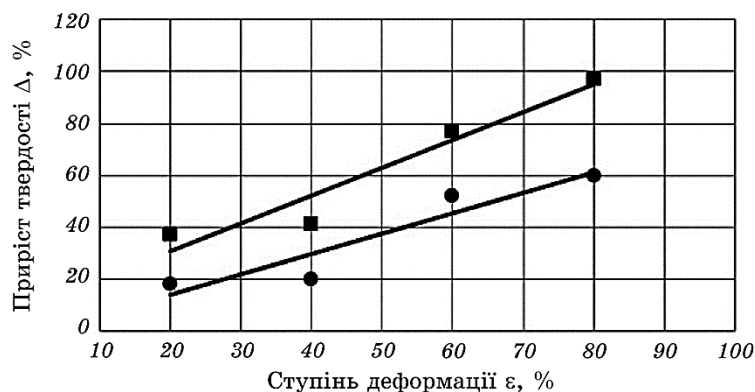


Рис. 3. Залежність приросту твердості після передрекristалізаційного термічного оброблення від ступеня деформації: ● — технічно чисте залізо, ■ — технічно чистий нікель.

Fig. 3. The dependence of increasing hardness after pre-recrystallization heat treatment vs. the degree of deformation: ●—technically pure iron, ■—technically pure nickel.

дості.

Оскільки залізо є головним компонентом будь-якої сталі, тому надалі дослідження і аналізу результатів проводили саме на його прикладі. Результати досліджень фізико-механічних властивостей технічно чистого заліза наведено в табл. 1.

Підвищення межі міцності після передрекristалізаційного термічного оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза одночасно з підвищенням показників пластичності (табл. 1) пояснюється тим, що при деформації у структурі металу утворюються дислокаційні сплетіння, так звана комірчаста структура. Нагрівання призводить до того, що межі комірок стають плоскими, тіло їх звільняється від дислокацій, і вони перетворюються у дрібні субзерна з малокутовими межами. Під дією зовнішнього навантаження зсуву дислокації, що генеруються активним джерелом, рухаються до межі субзерна і затримуються біля неї. У міру накопичення дислокацій зростають напруження, проте цього недостатньо для переходу з одного субзерна в інше через межу. Тому поширення ковзання від одного субзерна до іншого здійснюється за рахунок того, що при досягненні певного значення напруження у точці одного субзерна, збуджується джерело дислокацій у сусідньому субзерні. Опір деформації зростає зі збільшенням протяжності субмежі, зменшенням розміру субзерна не через наявність субмежі самої по собі, а через взаємодію між субзернами, розділеними цією субмежею.

Підвищення демпфувальних властивостей, а саме логарифмічно-

го декремента згасних коливань пластично деформованого технічно чистого заліза (див. табл. 1) після передрекristалізаційного термічного оброблення пояснюється зародженням нових субзерен у структурі деформованого металу, які за розміром значно менші вихідної субструктури і, як наслідок, їх кількість більша на одиницю об'єму. Це призводить до того, що хвиля пружних коливань, проходячи через зразок, зустрічає на своєму шляху більшу кількість перешкод у вигляді меж субзерен і витрачає більше енергії на їх подолання. У результаті час згасання хвилі пружних коливань у термічно оброблених зразках зменшується, про що і свідчить збільшення показника демпфувальних властивостей.

З наведених у таблиці 1 даних видно, що передрекristалізаційне термічне оброблення призводить до підвищення значення питомого електроопору пластично деформованого технічно чистого заліза. Оскільки електроопір металевих твердих тіл визначається в основному розсіянням електронів на дефектах структури і домішках, значне підвищення питомого електроопору відбувається зі зменшенням розміру структурних елементів. Виходячи з цього твердження можна говорити про те, що передрекristалізаційне термічне оброблення пластично деформованого технічно чистого заліза призводить до подрібнення субструктури.

Теплопровідність зразків технічно чистого заліза після деформації значно нижча, ніж у відпаленому стані (див. табл. 1). Передрекristалізаційне термічне оброблення призводить до подальшого

ТАБЛИЦЯ 1. Значення фізико-механічних властивостей та розміру областей когерентного розсіювання технічно чистого заліза залежно від виду оброблення.

TABLE 1. The values of the physical and mechanical properties and size of coherent scattering regions of technically clean iron depending on the type of treatment.

Вид оброблення	Межа міцності $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Логаритмічний декремент згасних коливань $\delta_{\text{ср}}$, %	Коефіцієнт теплопровідності λ , Вт/(м·К)	Питомий електроопір $\rho \cdot 10^{-7}$, Ом·м	Розмір ОКР D , нм
Відпал 800°C, 60 хв.	120	30	60	1,95	84,3	1,27	>200
Деформація 60%	698	10	14	2,8	65	1,52	131
Деформація 60%, передрекristалізаційне термічне оброблення 500°C, 1,5 хв.	921	16	34	4,6	32	1,70	78

зниження теплопровідності. Зменшення коефіцієнта теплопровідності після деформації пояснюється збільшенням густини дефектів на межах субзерен. Зниження теплопровідності в результаті передрекристалізаційного термічного оброблення пов'язане з подрібненням субструктури — чим дрібніші субзерна і більше викривлень кристалічної ґратниці, тим менше теплопровідність.

Поліпшення фізико-механічних властивостей пластично деформованого технічно чистого заліза у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення викликано подрібненням субструктури, що підтверджується результатами структурних досліджень (рис. 4). Структура деформованого на 60% технічно чисто заліза складається зі світлих полів — осередків, позбавлених дефектів, і темних областей у вигляді скупчення лінійних дислокацій, хаотично розташованих в об'ємі зразка.

Густина дислокацій в технічно чистому залізі після пластичної деформації на 60% (рис. 4, *а*) склала $\rho \cong 1,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Подальше передрекристалізаційне термічне оброблення при 500°C з витримкою 1,5 хв. приводить до впорядкування дислокаційної структури, утворення сіток з малокутовими межами (рис. 4, *б*) рівномірно розподілених по площі зерна. При цьому густина дислокацій зменшується до $\rho \cong 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, що викликано упорядкуванням структури і частковим перебігом релаксаційних процесів при нагріванні деформованого металу.

Відбувається здрібнення субструктурних елементів, про що свідчать дані визначення розміру ОКР-методами рентгеноструктурної аналізи (див. табл. 1), згідно з якими відбувається їх зменшення пі-

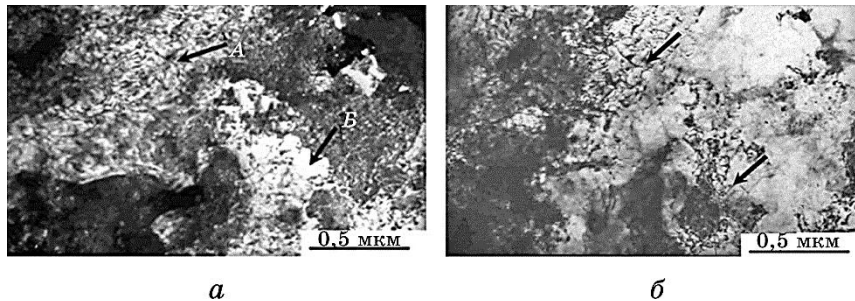


Рис. 4. Мікроструктура технічно чистого заліза: *а* — після пластичної деформації на 60% (*A* — лінії виходу дислокацій, *B* — зерно без дефектів), *б* — після передрекристалізаційного термічного оброблення при 500°C впродовж 1,5 хв. (стрілками вказано дислокаційні сітки).

Fig. 4. The microstructure of the technically pure iron: *a*—after deformation at 60% (*A*—line of dislocations' output, *B*—grain without defects), *б*—after pre-recrystallization heat treatment at 500°C during 1.5 min (arrows indicated dislocation grid).

сля передрекристалізаційного термічного оброблення відносно деформованого стану. Це є прямим підтвердженням подрібнення субструктури пластично деформованого технічно чистого заліза в процесі передрекристалізаційного термічного оброблення.

Приріст твердості HV_5 деформованого на 20–80% алюмінію марки А5 після передрекристалізаційного термічного оброблення при 100°C збільшується з 4% (0,35 ГПа) до 13% (0,57 ГПа). Максимальне підвищення твердості (на 13%) спостерігається при витримці у 3 хв., що пояснюється високою енергією дефектів пакування алюмінію ($\gamma_{д.у.} > 20$ кДж/см²). Це ускладнює розщеплення дислокацій і полегшує поперечне ковзання гвинтових дислокацій (дислокації легше переходять у нову площину, не утворюючи скупчень на межах площин). Чим ця енергія більше, тим раніше починається інтенсивне поперечне ковзання, а дислокації переміщуються легше. У результаті скорочуються стадії легкого і множинного ковзання, а пластична деформація, в основному, здійснюється в умовах інтенсивно розвиненого поперечного ковзання. Легше здійснюється локальне сплюснення розщепленої гвинтової дислокації, що робить можливим її поперечне ковзання і перетворення розмитих стінок комірок в субмежі, а самих комірок — в субзерна [17].

Максимальне значення твердості деформованого на 60% срібла 999,9 після передрекристалізаційного термічного оброблення при 200°C і витримці протягом 0,5 хв. складає $HV_5 = 0,96$ ГПа (приріст 18%).

Приріст твердості HV_5 деформованої на (20–80)% електротехнічної міді марки М1 після передрекристалізаційного термічного оброблення при 200°C збільшується з 17% (1,2 ГПа) до 23% (1,55 ГПа). Максимальне значення твердості $HV_5 = 1,55$ ГПа спостерігається при витримці 7 хв.

Вплив методів ППД на розмір ОКР і твердість досліджували на прикладі всебічного пресування і традиційного деформування стискуванням з наступним передрекристалізаційним термічним обробленням, яке забезпечує максимальну твердість. Зразки технічно чистого заліза піддавали пластичній одновісній статичній деформації стискуванням та методом «abc»-деформації, який полягає у триразовому осаджуванні з обертанням зразка на 90° відносно осі навантаження [34]. У цій роботі оцінювалась дійсна величина «abc»-деформації за формулою [35]: $e = \ln h_0/h$, де h_0 та h — вихідна та кінцева висоти зразка.

Таким чином, після навантаження 20 т: величина дійсної деформації e складала 2,94, а твердість — 2,17 ГПа (дослід 1), після навантаження 33 т: $e = 3,4$, твердість — 2,96 ГПа (дослід 2).

Величина деформації традиційним стискуванням вибиралася відповідно максимальній величині деформації одного із осаджень «abc»-методом (60% і 82%).

ТАБЛИЦЯ 2. Твердість HV_5 та розмір ОКР технічно чистого заліза деформованого методом «*abc*» та одновісним пресуванням після передрекristалізаційного термічного оброблення (дослід 1).

TABLE 2. The hardness HV_5 and the size of coherent scattering regions of technical clean iron deformed by the ‘*abc*’ method and uniaxial pressing after pre-recrystallization heat treatment (experiment 1).

Результати досліджень Метод деформації	Твердість, ГПа		Розмір ОКР, нм	
	Деформування	Деформування і термооброблення	Деформування	Деформування і термооброблення
« <i>abc</i> »	2,17	2,51	154	114
Одновісна деформація на 60%	2,05	3,10	131	78

Деформовані зразки піддавали передрекristалізаційному термічному обробленню за режимами, які забезпечують мінімальний розмір субзерен і максимальну твердість. Дослід 1: температура — 500°C, витримка — 1,5 хв. Твердість зразка після передрекristалізаційного термічного оброблення складала 2,51 ГПа, яка на 16% більша порівняно з деформованим станом. Результати досліджень наведено у табл. 2.

Дослід 2: температура 400°C (вибрана з урахуванням одновісної деформації на 82%), тривалість витримки — 0,5 хв. для зразка, деформованого методом «*abc*»-деформації і 1 хв. витримки для статично деформованого зразка. Результати досліджень наведено у табл. 3.

Із даних, наведених у табл. 2 і 3, випливає, що після «*abc*»-деформування твердість вища у порівнянні з одновісною деформацією, але після передрекristалізаційного термічного оброблення

ТАБЛИЦЯ 3. Твердість HV_5 та розмір ОКР технічно чистого заліза деформованого методом «*abc*» та одновісним пресуванням після передрекristалізаційного термічного оброблення (дослід 2).

TABLE 3. The hardness HV_5 and the size of coherent scattering regions of technical clean iron deformed by ‘*abc*’ method and uniaxial pressing after pre-recrystallization heat treatment (experiment 2).

Результати досліджень Метод деформації	Твердість, ГПа		Розмір ОКР, нм	
	Деформування	Деформування і термооброблення	Деформування	Деформування і термооброблення
« <i>abc</i> »	2,96	3,29	149	72
Одновісна деформація на 82%	2,35	3,60	83	66

більша твердість спостерігається в одновісно деформованих зразках. Розмір ОКР, який можна ототожнювати з розміром субзерна, має суттєво нижчі значення як після одновісної деформації, так і після деформації «*abc*»-методом і передрекристалізаційного термічного оброблення, але одновісна пластична деформація і наступне передрекристалізаційне термічне оброблення забезпечують значно менший наномасштабний розмір субзерен.

Оскільки «*abc*»-деформація є тривісною і цим зумовлює появу більшої кількості дислокацій різних знаків, що призводить до їх анігіляції, то це сприяє збільшенню швидкості росту субзерен. Тому розмір ОКР після одновісної статичної деформації та термічного оброблення менший, ніж після деформації «*abc*»-методом та термічного оброблення. Нижчі значення твердості технічно чистого заліза після «*abc*»-деформації і передрекристалізаційного термічного оброблення у порівнянні з одновісною деформацією можна пояснити ще й додатковим впливом зерномежового проковзування. Автори роботи [10] вказують, що у шарах з розміром субзерен від 50 до 200 нм деформація здійснюється за участю змішаного механізму, тому до звичайного дислокаційного механізму приєднується механізм зерномежового проковзування. При цьому деформація може реалізовуватися поворотом субзерен, який виникає внаслідок високого рівня напружень у потрібних стиках, що характерно для «*abc*»-деформації.

Таким чином, встановлено, що розмір ОКР технічно чистого заліза після тривісної деформації «*abc*»-методом до величини дійсної деформації $e = 3,4$ та передрекристалізаційного термічного оброблення є наномасштабним, але більшим, ніж після одновісного статичного деформування та передрекристалізаційного термічного оброблення, що пояснюється більшою швидкістю росту субзерен при «*abc*»-деформації. Твердість технічно чистого заліза значно більша після одновісного деформування та передрекристалізаційного термічного оброблення, ніж після деформації «*abc*»-методом та передрекристалізаційного термічного оброблення, і складає для деформацій 82% і $e = 3,4$ відповідно 3,60 і 3,29 ГПа, що пов'язано з меншими розмірами ОКР.

Сталь є стопом заліза і вуглецю (вуглецева) з додаванням легувальних елементів (легована). Зі збільшенням кількості вуглецю в сталях змінюється їх структура, що обумовлено кількісним співвідношенням фаз — фериту і цементиту. Співвідношення кількостей цих фаз, їхній розмір, а також характер їх взаємного розташування і визначають властивості сталі. Для виявлення залежності впливу кількості вуглецю на ефект підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення досліджено зразки з вуглецевих сталей 20, 40, 45 та інструментальної сталі У8 з однаковою величиною пластичної деформації — 60% (рис. 5).

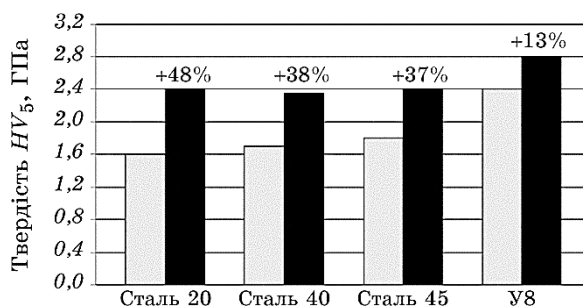


Рис. 5. Зміна твердості після деформації та наступного передкристалізаційного термічного оброблення вуглецевих сталей: □ — деформація, ■ — передкристалізаційне термічне оброблення.

Fig. 5. The change in hardness after deformation and subsequent pre-recrystallization heat treatment of steels: □—deformation, ■—pre-recrystallization heat treatment.

Збільшення кількості вуглецю призводить до зменшення приросту твердості після передкристалізаційного термічного оброблення (рис. 5). Така залежність пояснюється тим, що зі збільшенням кількості вуглецю в сталі збільшується кількість цементиту, який, маючи високу твердість, гальмує утворення дислокаційних сплетін у процесі пластичної деформації (рис. 6, а).

Подібний ефект зменшення приросту твердості після передкристалізаційного термічного оброблення спостерігається і при ле-

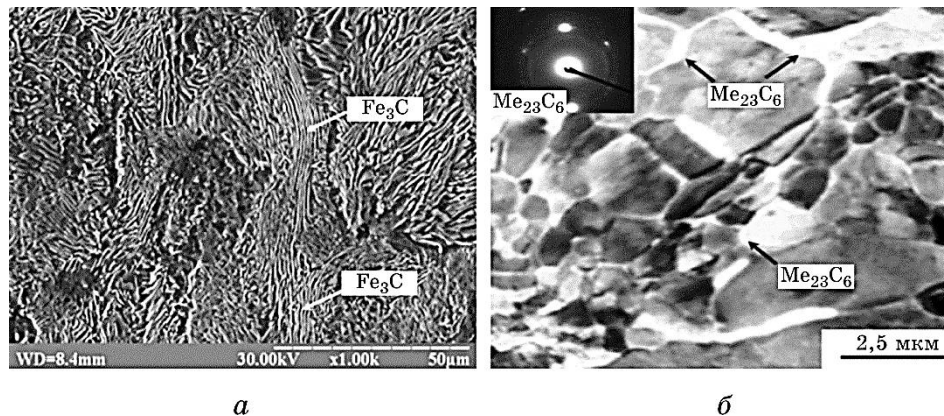


Рис. 6. Мікроструктура сталі У8 (а) та сталі 20Х13 (б) після передкристалізаційного термічного оброблення.

Fig. 6. The microstructures of steels U8 and 20H13 after pre-recrystallization heat treatment.

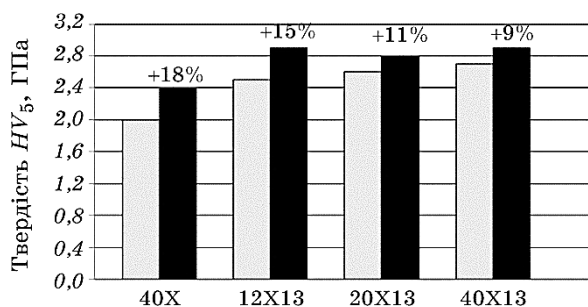


Рис. 7. Зміна твердості після деформації та наступного передрекристалізаційного термічного оброблення легованих сталей: □ — деформація 60%, ■ — передрекристалізаційне термічне оброблення.

Fig. 7. The change in hardness after deformation and subsequent pre-recrystallization heat treatment of alloyed steels: □—deformation 60%, ■—pre-recrystallization heat treatment.

гуванні сталі хромом (рис. 7).

Збільшення концентрації хрому в сталі сприяє утворенню карбідів, які накопичуються на межах субзерен (рис. 6, б), блокують дислокації при пластичній деформації і на початковій стадії полігонізації. Зменшення кількості дислокацій у процесі пластичної деформації призводить до зменшення центрів зародження нових субзерен, що зумовлює зменшення приросту показників твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення.

Незважаючи на зменшення ефекту підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення для сталей, порівняно з технічно чистим залізом, передрекристалізаційне термічне оброблення викликає підвищення показників фізико-механічних властивостей вуглецевих та легованих сталей відносно деформованого стану (табл. 4). Відповідно до даних, наведених у табл. 4, у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення відбувається поліпшення фізико-механічних властивостей пластично деформованих сталей. Механізм такого поліпшення, як і для технічно чистого заліза, пов'язаний зі здрібненням субструктури, що підтверджується зменшенням розмірів областей когерентного розсіювання.

Зміну структури після передрекристалізаційного термічного оброблення показано на прикладі сталі 20 (рис. 8).

Після пластичної деформації на 60% у сталі 20 спостерігається орієнтована феритно-перлітна структура (рис. 8, а), обумовлена смугами зсуву. Поряд з орієнтованими фрагментами спостерігається рівноважна комірчаста структура. Густина дислокацій складає $\rho \cong 4,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Структура сталі 20 після пластичної деформації у більшості випадків має характерну смугасту будову. Чорно-білий

ТАБЛИЦЯ 4. Значення фізико-механічних властивостей та розміру областей когерентного розсіяння Рентгенових променів для сталей залежно від виду оброблення.

TABLE 4. The values of physical and mechanical properties and the size of coherent X-ray scattering regions of steels depending of the type of treatment.

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

контраст від сусідніх смуг свідчить про великокутову дезорієнтацію між ними.

Передрекристалізаційне термічне оброблення попередньо деформованої сталі 20 за температури 500°C впродовж 1,5 хв. привело до формування субзеренної структури (рис. 8, б). Кожен кристал розбивається поздовжніми межами, котрі, в свою чергу, поперечними межами діляться на нанорозмірні кристаліти. Відбувається формування меж з кутом дезорієнтування $\cong 10^\circ$. У об'ємі субзерен спостерігається вибудовування дислокаційних сіток, густина дислокацій зменшується до $\rho \cong 2,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Передрекристалізаційне термічне оброблення сталі 20 не призводить до повного зняття далекосяжних полів напружень, що формуються у структурі під час пластичної деформації. Про це свідчать вигнуті контури субзерен, які спостерігаються у великій кількості. Джерелами далекосяжних полів напружень є межі та стики меж зерен і субзерен.

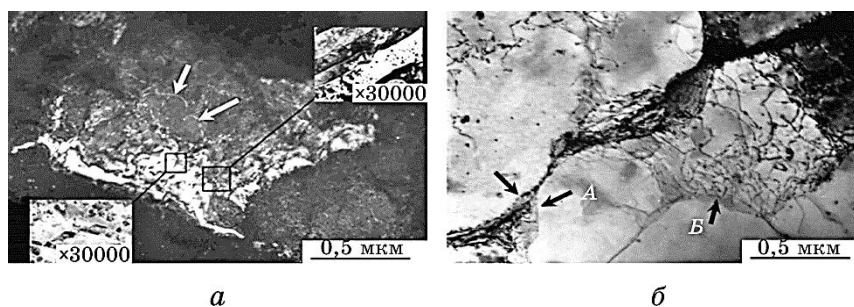


Рис. 8. Мікроструктура сталі 20: *a* — після пластичної деформації на 60% (стрілками вказані смуги зсуву), *б* — після передрекристалізаційної термічної обробки при 500°C, 1,5 хв. (*A* — формування дислокаційних осередків, *B* — утворення малокутових меж).

Fig. 8. The microstructure of steel 20: *a*—after plastic deformation at 60% (arrows indicated bands shift), *б*—after pre-recrystallization heat treatment at 500°C, 1.5 min (*A*—formation of dislocation cells, *B*—formation of small angle boundaries).

Кількісну оцінку зміни розмірів структурних елементів у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення проводили точковим методом стереометричної металографії, використовуючи мікроструктури, одержані за допомогою електронного мікроскопа (наприклад, на рис. 9 наведено мікроструктури сталей У8).

З рисунку 9 видно, що в структурі сталей У8 спостерігається часткове здрібнення субзерен від 94–200 нм після пластичної деформації на 60% до 42–114 нм після передрекристалізаційного термічного оброблення відповідно.

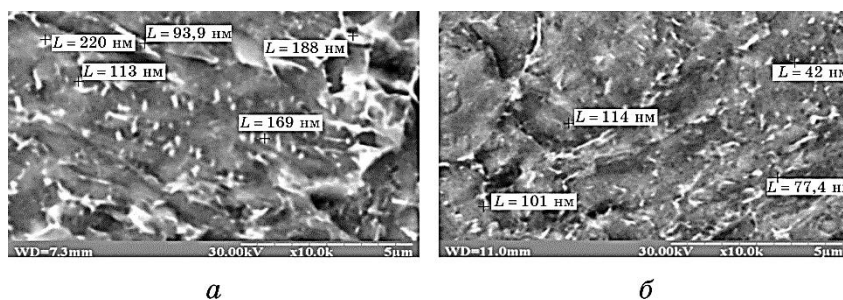


Рис. 9. Мікроструктура сталі У8: *a* — після пластичної деформації 60%, *б* — після передрекристалізаційного термічного оброблення при 500°C, 2 хв.

Fig. 9. The microstructure of steel U8: *a*—after plastic deformation at 60%, *б*—after pre-recrystallization heat treatment at 500°C, 2 min.

Згідно з даними рентгеноструктурної аналізи і електронної мікроскопії, передрекристалізаційне термічне оброблення пластично деформованих металів і сталей за режимами, що забезпечують найбільш високі показники фізико-механічних властивостей, викликає подрібнення субструктури і уможлиблює формувати в структурі деформованих більше ніж на 60% металів і сталей нанорозмірні елементи, кількість яких може досягати 25% від загальної кількості структурних складових (рис. 10).

Дані рисунку 10 уможливають прогнозувати підвищення кількості наноструктурних елементів зі збільшенням ступеня деформації.

Оскільки вид деформації сильно впливає на дислокаційну структуру матеріалу і, як наслідок, на його властивості, досліджували вплив швидкості деформації на процес підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення (рис. 11).

Збільшення швидкості деформації з 0,5 до 100 мм/с призводить до зменшення ефекту підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення (рис. 11). Це пояснюється тим, що зі збільшенням швидкості деформації збільшується густина дислокацій і ступінь зміцнення; при цьому підвищується прихована енергія, що веде до збільшення швидкості і зниження температури початку рекристалізації.

Приріст твердості кольорових стопів Ni80Cr20 і БрАМц 9-2 складав відповідно 25% та 26% після деформації на 80% і наступного передрекристалізаційного термічного оброблення при 450°C (1 хв.) і 350°C (5 хв.) відповідно. При цьому висока твердість Ni80Cr20 ($HV_5 = 4,4$ ГПа) забезпечується меншим розміром ОКР (52 нм, а після деформації — 67 нм), у бронзи БрАМц 9-2 — $HV_5 = 3,2$ ГПа, ОКР — 123 нм. Наведені експериментальні дані свідчать про те, що передрекристалізаційне термічне оброблення забезпечує здрібнення субструктури до нанокристалічних, наприклад у Ni80Cr20, розмірів і підвищення показників твердості.

Консолідовані наноматеріали не набули поки що широкого застосування через високу вартість, складність технології одержання тощо. Більш доступними є матеріали і покриття з наноструктурними елементами. Існуючі способи одержання покриттів з наноструктурними елементами [36–42] пов'язані зі спеціальною трудомісткою підготовкою порошків, потребують модернізації обладнання чи створення нових пристроїв.

Відомо, що при напорошенні покриттів відбувається інтенсивна пластична деформація частинок внаслідок їх високої швидкості співударяння з підложжям (в реальних процесах напорошення до 300 м/с) [43]. При цьому величина деформації може складати (90–95)%, а швидкість охолодження деформованої частинки досягає 10⁸°C/с [34], що запобігає протіканню динамічної рекристалізації у

матеріалі покриття. Короткочасна витримка зразків з напорошеними покриттями при температурі рекристалізації і наступне прискорене охолодження на повітрі забезпечує підвищення твердості покриттів завдяки фіксуванню передрекристалізаційного стану матеріалу покриття.

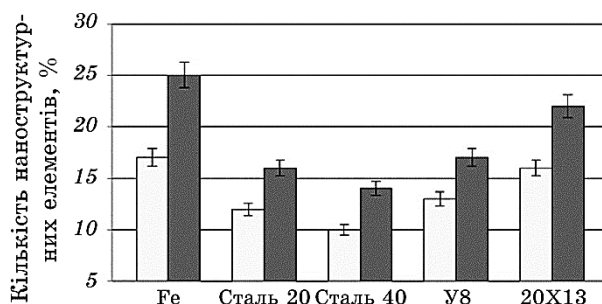


Рис. 10. Кількість наноструктурних елементів в технічно чистому залізі та сталях: □ — деформація, ■ — передрекристалізаційне термічне оброблення.

Fig. 10. The number of nanostructured elements in a technically pure iron and steels: □—deformation, ■—pre-recrystallization heat treatment.

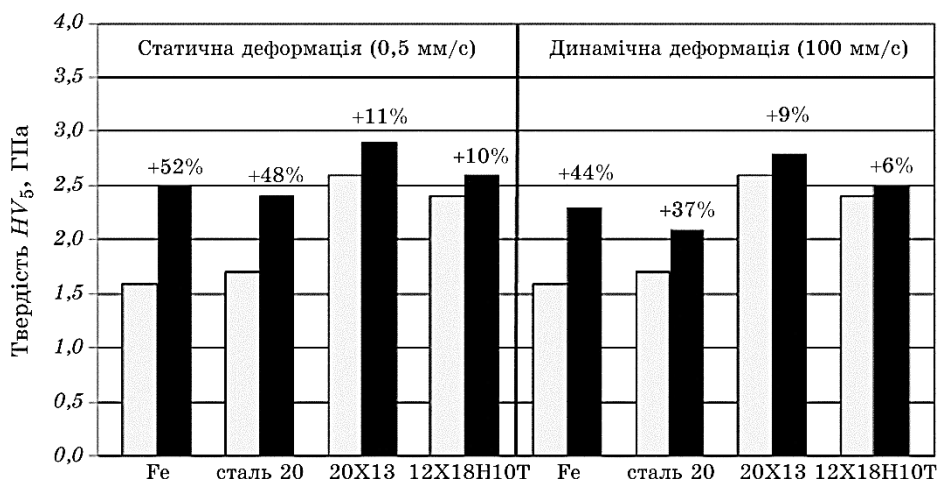


Рис. 11. Зміна твердості після деформації та наступної передрекристалізаційного термічного оброблення залежно від швидкості деформації: □ — деформація, ■ — передрекристалізаційне термічне оброблення.

Fig. 11. The change of hardness after deformation and subsequent pre-recrystallization heat treatment depending on the deformation speed: □—deformation, ■—pre-recrystallization heat treatment.

Дослідження впливу часу витримки зразків з плазовими покриттям із ніклю (ПНК-2К10) при температурі початку первинної рекристалізації 480°C і при 420°C показало, що твердість HV_5 спочатку підвищується, досягає максимальних значень 3,5 ГПа (ОКР $\cong \cong 200$ нм) і далі знижується. Після напорошення твердість зразків складала 2,05 ГПа.

Аналогічна залежність твердості від часу витримки при температурі первинної рекристалізації (880°C) спостерігається при термічному обробленні зразків з плазовим покриттям із порошку ПХ18Н15. Максимальне значення твердості досягається після витримки впродовж 1,5 хв. і складає 3,63 ГПа (після напорошення $\cong 2$ ГПа).

Твердість електродугового покриття з Св-08Г2С після напорошення складала 1,64 ГПа. Після термічного оброблення при 500°C, яка відповідає температурі первинної рекристалізації матеріалу покриття, максимальне значення твердості 2,32 ГПа (ОКР $\cong 62$ нм) зафіксовано після витримки впродовж 1,5 хв., що на 40% більше від твердості після напорошення.

Дослідження мікроструктури плазового покриття із ПНК-2К10 при збільшенні у 500 разів і при збільшенні у 3000 разів показали, що змін у мікроструктурі до і після термічного оброблення не спостерігається. Рентгеноструктурна аналіза напорошених покриттів встановила наявність кристалічних фаз не менше 99%. На підставі чого можна виключити процес кристалізації з аморфної фази і констатувати, що у процесі передрекристалізаційного термічного оброблення формується здрібнена полігонізаційна субструктура.

Вплив параметрів режиму напорошення та параметрів термічного оброблення на субструктуру напорошених покриттів оцінювали за зміною розмірів ОКР (табл. 5).

Згідно з наведеними у табл. 5 даними, для плазового напорошення найбільш ефективним є режим № 3 для покриття з порошку ПР-Х18Н9, що забезпечує наномасштабний розмір ОКР 90 нм і найбільшу твердість.

Найбільш ефективний режим електродугового напорошення, що забезпечує одержання наномасштабних субзерен після передрекристалізаційного термічного оброблення, є режим № 2.

Передрекристалізаційне термічне оброблення напорошених покриттів забезпечує здрібнення полігонізаційної субструктури з приростом твердості на 9–38%. Найбільша ефективність цього термічного оброблення проявляється на плазових і особливо на електродугових покриттях, в яких зафіксовано наномасштабні середні розміри субзерен.

У роботі [31] встановлено, що передрекристалізаційне термічне оброблення консолідованого ніклю та плазового покриття понижує теплопровідність на 30–50%. Виявлено також зменшення теп-

ТАБЛИЦЯ 5. Залежність розмірів ОКР Рентгенового випромінення для газотермічних покриттів від режиму напорошення.

TABLE 5. The dependence of the size of coherent X-ray scattering regions of gas-thermal coatings on the spraying mode.

№ режиму	Розмір ОКР, нм	
	без термічного оброблення	після термічного оброблення за режимами, що забезпечують максимальну твердість
Плазмові покриття з порошку ПР-Х18Н9		
1	125	108
2	106	91
3	112	90
Електродугові покриття з дроту Св-08Г2С		
1	144	112
2	106	62
3	119	87

лопровідності електродугових покриттів з ЕП 533-ІД, 12Х18Н10Т відповідно на 48% і 40%, причому збільшення величини деформації викликає більший ефект пониження теплопровідності.

Розглянуто напрями промислового впровадження запропонованого режиму передрекристалізаційного термічного оброблення для підвищення експлуатаційних властивостей щоки муфти газотурбінного двигуна (ГТД), виготовленої зі сталі 18Х2Н4МА. Щока муфти є тонкостінним диском товщиною до 10 мм з максимальним діаметром до 450 мм і відноситься до важко навантажених деталей ГТД. Використовується для компенсації теплових розширень, викликаних тепловими деформаціями ГТД. Виходячи із умов експлуатації, найбільш важливим критерієм для матеріалу щоки муфти є здатність витримувати знакозмінні навантаження. Практика підприємства показала, що в умовах масового виробництва деталей для підвищення міцності втомі на завершальному етапі найбільш результативною є дробоструминне оброблення.

Вплив передрекристалізаційного термічного оброблення на міцність втомі визначали випробуванням стандартних зразків на циклічну втому відповідно до ГОСТ-25.502-79. Встановлено, що передрекристалізаційне термічне оброблення викликає підвищення межі міцності втомі сталі 18Х2Н4МА в 2,7 рази, порівняно з дробоструминним обробленням. Крім того, спостерігали підвищення межі міцності на 11% при збереженні незмінними показників пластичності.

Запропоновано режим передрекристалізаційного термічного оброблення ножів із сталі 20X13 для різання слюдо стрічки (деформація 60%, 600°C, 2 хв.), який уможливило підвищити твердість на 28% та збільшити ресурс роботи різальної кромки в 1,2 рази.

В окремих роботах, наприклад [44], вказується на нестабільність, деградацію наноструктури, істотне обмеження властивостей і характеристик нановиробів під дією зовнішніх факторів (космічне випромінення, радіаційний фон, тепловий шум, вібрації тощо). З огляду на це ми повторно заміряли твердість HV_5 зразків із технічно чистого заліза, Ni, сталей У8 і 12X18Н10Т після деформування та передрекристалізаційного термічного оброблення, яка забезпечує максимальну твердість, і довготривалого перебування в умовах університетської лабораторії протягом 1,5–3-х років. Результати наведено у табл. 6.

Результати, яких наведено у табл. 6, свідчать про деяке, здебільшого не суттєве, зниження твердості при збільшенні величини деформації технічно чистого заліза і нікелю, хоча зафіксоване і невелике підвищення твердості у сталі У8, та зниження твердості електродугового покриття.

ТАБЛИЦЯ 6. Значення твердості деформованих та термооброблених зразків після довготривалої витримки в умовах лабораторії.

TABLE 6. The values of hardness of the deformed and heat-treated samples after long-term holding time in the conditions of laboratory.

Матеріал	Величина деформації, %	Температура (°C) і час (хв.) при передрекристалізаційному термічному обробленні	Твердість після деформації та передрекристалізаційного термічного оброблення HV_5 , ГПа	Час довготривалої витримки зразків, роки	Зміна твердості (%) після довготривалої витримки
Технічно чисте залізо	65	500°C, 3 хв.	2,22	3	-0,45
	60	500°C, 1,5 хв.	2,22	3	-4,67
	80	500°C, 0,5 хв.	2,84	3	-8,57
Електролітичний нікель	50	480°C, 3 хв.	1,17	1,5	-4,27
	73	480°C, 1 хв.	1,07	1,5	-6,57
У8	75	500°C, 3 хв.	3,3	3	+1,8
12X18Н10Т	64	600°C, 7 хв.	4,56	2	-0,66
Електродугове покриття з 12X18Н10Т	–	600°C, 3 хв.	2,8	3	-14%

Передрекристалізаційне термічне оброблення забезпечує підвищення твердості за рахунок фіксації полігонізаційної субструктури. Однак подальше нагрівання або витримка при температурі, яка близька до порогу первинної рекристалізації, веде до нівелювання одержаних результатів через розвиток процесів збиральної полігонізації і рекристалізації. Межі субзерен, які утворюються на початку полігонізації, є дислокаційними. Ці дислокації рухомі й при підвищенні температури легко рухаються (переповзають), при цьому збільшується розмір субзерен і, як наслідок, зменшуються твердість і міцність. Все це унеможливорює передрекристалізаційне термічне оброблення деталей великого (більше 10 мм) перерізу.

Дослідження можливості збереження полігонізаційної субструктури з малим розміром субзерна при підвищеній температурі, що дозволить забезпечити підвищені показники фізико-механічних властивостей, почали з алюмінієвого стопу Д16.

Він відноситься до деформованих стопів, які зміцнюються термічним обробленням. Вироби зі стопу Д16 піддають гартуванню і старінню, частіше штучному при 100°C. Деталі, які використовуються при підвищених температурах (до 200°C), піддають гартуванню (нагрівають до (495–505)°C) у воду і штучному старінню при (185–195)°C з витримкою протягом 6 годин (ГОСТ 17535), що забезпечує твердість HV_5 стопу — 1050 МПа. Зміцнення стопу відбувається за рахунок виділення з розчину твердих дисперсних фаз: крім θ -фази ($CuAl_2$), яка містить $\cong 54,1\%$ Cu і має об'ємноцентровану тетрагональну ґратницю, ще виділяється S-фаза (Al_2CuMg) з ромбічною кристалічною ґратницею [45].

Для того, щоб тверді дисперсні фази певного розміру (такого, який забезпечує максимальні значення твердості) гальмували рух дислокацій при підвищеній температурі, потрібно обирати близькі або такі ж значення часу витримки при старінні і передрекристалізаційному термічному обробленні, а також температури нагрівання.

Для цього провели відпал та гартування зразків із стопу Д16 розміром $6 \times 4 \times 4$ мм³, їх деформацію на 70% та передрекристалізаційне термічне оброблення при 200°C з різним часом витримки.

Твердість HV_5 зразків Д16 після відпалу та гартування склала 450 МПа. Далі провели штучне старіння при 200°C з різним часом витримки. На основі одержаних даних побудували графік залежності твердості HV_5 загартованого стопу Д16 від часу витримки при 200°C (рис. 12).

Максимальне підвищення твердості (рис. 12) після відпалу і старіння при 200°C спостерігається при витримці у 3 хв. і становить 640 МПа. Після 6 хв. витримки твердість знизилася до 370 МПа. При цьому параметр кристалічних ґратниць α -твердого розчину теж знизився. Це можливе тільки у випадку розпаду твердого роз-

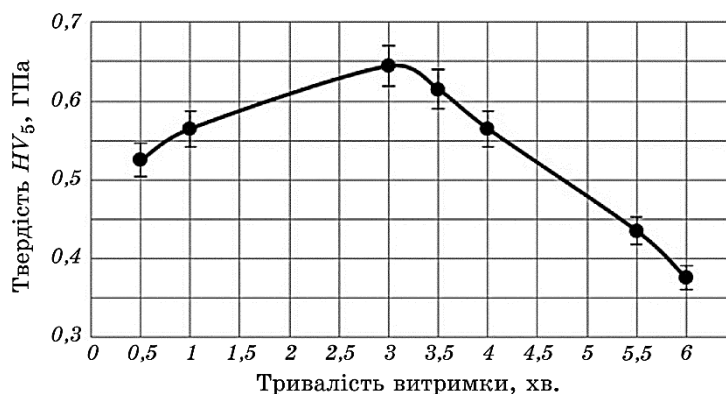


Рис. 12. Залежність твердості гартованого ступу Д16 від часу витримки при температурі 200°C.

Fig. 12. The dependence of the hardness of hardened alloy D16 vs. exposure time at temperature of 200°C.

чину (перестарювання). Рентгеноструктурна аналіза після 6 хв. витримки при 200°C зафіксував наявність фази CuAl_2 .

Інші зразки після гартування деформували на 70% і піддавали передрекристалізаційному термічному обробленню при 200°C із різним часом витримки (рис. 13).

Одержані результати свідчать про те, що передрекристалізаційне термічне оброблення при 200°C деформованих на 70% зразків, забезпечує максимальне підвищення твердості до 1480 МПа після

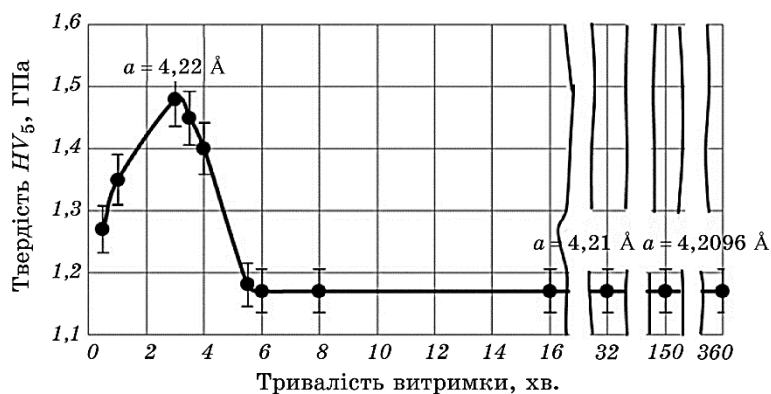


Рис. 13. Залежність твердості гартованого і деформованого на 70% ступу Д16 від часу витримки за температури 200°C.

Fig. 13. The dependence of the hardness of hardened and deformed at 70% alloy D16 vs. exposure time at temperature of 200°C.

ТАБЛИЦЯ 7. Залежність твердості технічно чистих заліза та нікелю від величини та типу деформації.

TABLE 7. The dependence of hardness of technically clean iron and nickel on the magnitude and type of deformation.

Деформація	Твердість, ГПа	
	Технічно чисте залізо	Технічно чистий нікель
Холодна динамічна деформація на 30%	1,65	1,54
Холодна динамічна деформація на 30% + статична деформація на 30%	2,02	1,86

витримки протягом 3 хв. Подальша витримка до 6 годин призводить до зниження і стабілізації твердості на рівні 1180 МПа. Це означає, що спостерігається гальмування процесу збиральної полігонізації, ймовірно, завдяки виділенням на дислокаціях (субмежах) дисперсних частинок CuAl_2 .

Підтвердженням цього є зменшення параметра кристалічної ґратниці α -твердого розчину. Зменшення параметра кристалічної ґратниці α -твердого розчину означає, що розчин розпадається і, ймовірно, утворюється фаза CuAl_2 , але рентгеноструктурною аналізою вона достовірно не ідентифікується.

Таким чином, передрекристалізаційне термічне оброблення приводить до стабілізації подрібнених субзерен та підвищення твердості ступу Д16 до 1180 МПа. Заважає перебігу процесу подальшої збиральної полігонізації і стабілізує полігонізаційну субструктуру при 200°C наявність, ймовірно, фази CuAl_2 . Це забезпечує підвищення твердості на 12% у порівнянні з традиційним термічним обробленням.

Наведені дані можуть бути використані у виробництві деталей зі ступу Д16, що експлуатуються при підвищених температурах.

Далі проводили дослідження можливостей термічної стабілізації полігонізаційної субструктури технічно чистих заліза та нікелю.

Спочатку здійснювали холодну динамічну деформацію на 30%, потім проводили статичну деформацію на 30%. Сумарна величина деформації склала 60%. Значення твердості зразків після деформації наведено у табл. 7.

Одержані зразки нагрівали у печі до температури початку первинної рекристалізації матеріялу. Режим передрекристалізаційного термічного оброблення обрано таким же, як і у попередніх дослідженнях. Так, зразки з технічно чистого заліза нагрівали до температури 500°C, а зразки з нікелю — 480°C. Результати дослідження впливу тривалості витримки наведено на рис. 14.

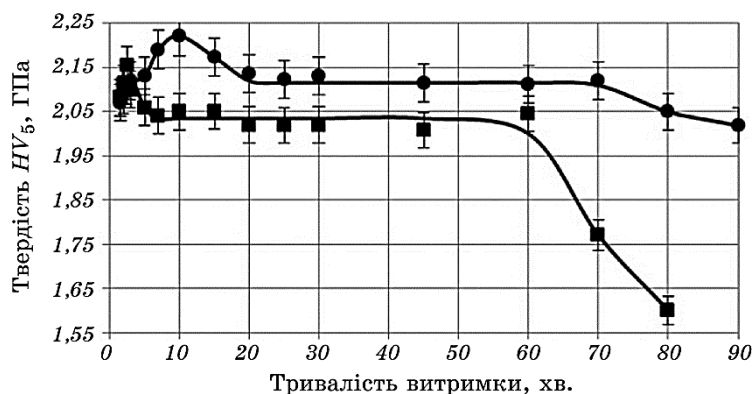


Рис. 14. Залежність твердості від тривалості витримки при передрекристалізаційному термічному обробленні деформованих зразків (30% + 30%): ● — технічно чисте залізо, ■ — технічно чистий нікель.

Fig. 14. The dependence of the hardness *vs.* exposure time of pre-recrystallization heat treatment of deformed samples (30% + 30%): ● — technically pure iron, ■ — technically pure nickel.

З рисунку 14 видно, що відбувається стабілізація полігонізаційної субструктури, так як твердість після деякого зниження залишається на одному рівні: для технічно чистого заліза при витримці від 20 хвилин до 70 хвилин; для технічно чистого нікелю — від 20 до 60 хвилин. Знижена твердість залишається суттєво вищою, ніж після деформації, що свідчить про стабілізацію субструктури, яка відбувається за рахунок додаткової статичної деформації матеріалу, яку проводили до передрекристалізаційного термічного оброблення і яка спричинює гальмування дислокацій за рахунок утворення дислокаційних перехрещень (потрійних вузлів).

Додаткова деформація зразків шляхом статичного пресування сприяє зсуву та дезорієнтуванню меж субзерен. Очевидно, що додаткова статична деформація збільшує кількість структурних недосконалостей у вигляді дислокаційних перехрещень. Також дислокації, які були введені при деформації, блокуються домішковими атомами, тому при наступному навантаженні ці дислокації не беруть участі в ковзанні і гальмують новоутворені дислокації або частини дислокацій, які розблоковуються після деформаційного навантаження.

Атоми втілення у металах з ОЦК-ґратницями викликають більшу тетрагональність і приводять до різкого підвищення міцності. Отже, стабілізація субструктури технічно чистих заліза та нікелю полягає у зменшенні рухомості меж субзерен, за рахунок утворення потрійних вузлів (перехрещень) дислокацій та гальмування дислокацій домішковими атомами (переважно тими, що розчинені

шляхом втілення): у технічно чистому залізі — 0,09% С, у технічно чистому ніклі — 0,01% С.

Таким чином встановлено, що підвищення термічної стабільності полігонізаційної субструктури технічно чистих заліза та ніклю можливе за допомогою попередньої динамічної деформації та при наступному передрекристалізаційному термічному обробленні відповідно до 20–70 хв. і до 20–60 хв., за рахунок зменшення рухомості меж субзерен через утворення потрійних вузлів (перехрещень) дислокацій.

З практичної точки зору основним недоліком передрекристалізаційного термічного оброблення є невелика тривалість витримки у декілька хвилин; тому актуальним являється дослідження можливості стабілізації здрібненої полігонізаційної субструктури напорошеного покриття при більш тривалій витримці у процесі термічного оброблення за рахунок наступної деформації.

Для досліджень обрали електродугові покриття з дроту Св-08Г2С, оскільки вони характеризуються найменшим значенням ОКР (табл. 5) та найвищим ефектом підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення (рис. 15).

З метою гальмування руху дислокаційних субмеж у процесі збиральної полігонізації, який проявляється при нагріванні (тривалій витримці), здійснювали додаткове деформування покриття двома способами: пресуванням на гідравлічному пресі при навантаженні 10 т (ступінь деформації 30%) та шляхом поверхневої пластичної

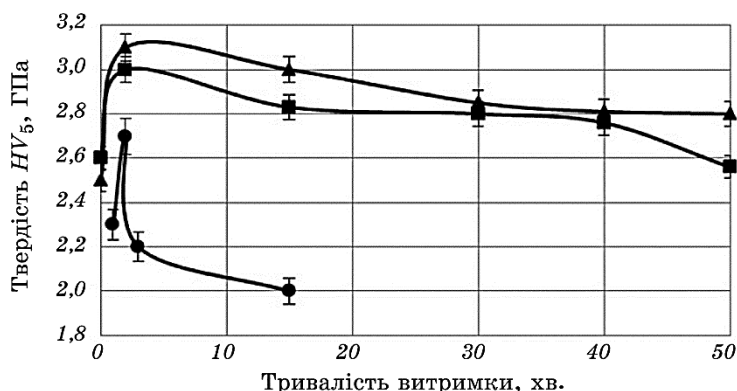


Рис. 15. Залежність твердості електродугових покриттів з дроту Св-08Г2С від тривалості витримки та виду наступної деформації: ● — без додаткової деформації (температура 450°C), ■ — ППД, ▲ — пресування.

Fig. 15. Dependence of the hardness of electric-arc coatings from Sv-08G2S wire vs. exposure time of pre-recrystallization heat treatment and type of the following deformation: ●—without following deformation (temperature 450°C), ■—surface plastic deformation (SPD), ▲—pressing.

деформації (ППД) сталевими кульками діаметром 0,1–0,3 мм протягом 2 хв. Температуру нагрівання деформованих зразків знизили до 400°C з огляду на те, що при збільшенні величини деформації температурний поріг рекристалізації знижується [32]. Результати наведено на рис. 15.

Аналіза наведених даних показує, що використання наступної деформації забезпечує менше зниження твердості при підвищенні тривалості витримки при передрекристалізаційному термічному обробленні до 15 хв. Дана тенденція спостерігається для обох видів деформації покриття. Так, наприклад, твердість покриття без наступної деформації при підвищенні тривалості витримки з 2 до 15 хв. зменшується з 2,7 до 2 ГПа (–35%), а при проведенні наступної деформації — з 3 до 2,8 ГПа (–7%) та з 3,1 до 3 ГПа (–3%) для ППД та пресування відповідно. Взагалі, достатньо високі значення твердості забезпечується при витримці до 40 хв. для ППД, а для пресування навіть більше. Пояснюється це тим, що при здійсненні повторної деформації дислокаційна взаємодія закінчується виникненням від 50% до 75% дислокаційних бар'єрів (Хірта, Ломер–Коттрелла) решта бере участь у формуванні дислокаційних сплетінь. Дані дислокаційні бар'єри, які виникають вздовж напрямку, перпендикулярного осі деформації, стримують рух дислокацій та, як наслідок, зменшують рухливість полігонізаційних субмеж, чим знижується швидкість полігонізаційних процесів і забезпечується стабілізувальний ефект [33].

4. ВИСНОВКИ

1. Встановлено екстремальний характер зміни твердості статично деформованих на (20–90)% металів, сталей і стопів та напорошених покриттів в залежності від тривалості витримки при температурі рекристалізації. Доведено, що короткочасна витримка при цій температурі (до 10 хв.) з наступним охолодженням до температури навколишнього середовища зі швидкістю не менше 5°C/c забезпечує високі показники фізико-механічних властивостей.
2. Показано, що у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення твердість HV_5 може підвищуватися до 97% незалежно від типу кристалічної ґратниці металів. Збільшення температури нагрівання і часу витримки при передрекристалізаційному термічному обробленні призводить до зниження показників твердості HV_5 пластично деформованих металів і стопів, а збільшення ступеня деформації з 20% до 80–90% — до підвищення.
3. Виявлено, що підвищення концентрації вуглецю з 0,2% до 0,8% і хрому з 1,0% до 13,0%, зменшує ефект підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення деформованих сталей з 48% до 9%. Додатково встановлено, що ефект підвищення

твердості у результаті передрекристалізаційного термічного оброблення проявляється незалежно від швидкості навантаження, що викликає пластичну деформацію. Однак, збільшення швидкості деформації від 0,5 до 100 мм/с призводить до зменшення ефекту підвищення твердості після передрекристалізаційного термічного оброблення, що пов'язано з нерівномірним розподілом дефектів у структурі та підвищенням внутрішньої енергії в результаті деформації.

4. Обґрунтовано, що передрекристалізаційне термічне оброблення пластично деформованих металів і сталей забезпечує підвищення межі міцності втоми у 2,7 рази, межі міцності — до 32% з одночасним збереженням показників пластичності. Додатково встановлено підвищення демпфувальних властивостей (логаритмічний декремент згасних коливань) до 64%, питомого електроопору до 34%, а також зменшення коефіцієнта теплопровідності на 30–50%.

5. Доведено, що передрекристалізаційне термічне оброблення приводить до підвищення фізико-механічних властивостей пластично деформованих металів і сталей шляхом подрібнення полігонізаційної субструктури. Показано, що після передрекристалізаційного термічного оброблення у пластично деформованих більш ніж на 60% металах і сталях формуються нанорозмірні структурні елементи, кількість яких може досягати 25%. Передрекристалізаційне термічне оброблення забезпечує формування нанорозмірних субструктурних елементів у напорошених плазмових (з ПР-Х18Н9) та електродугових (з Св-08Г2С) покриттях.

6. Показано перспективу подальшого розвитку технології передрекристалізаційного термічного оброблення металів і сталей з метою підвищення стійкості здрібненої полігонізаційної субструктури при збільшенні температури та часу витримки шляхом блокування росту субзерен за рахунок процесів штучного старіння (стоп Д 16) або формування стійких дислокаційних сплетінь (залізо, нікель). Встановлено, що проведення наступної деформації (ППД та пресуванням) електродугових покриттів уможлиблює збільшити час витримки при передрекристалізаційному термічному обробленні (до 15–40 хв.) без істотного зменшення твердості за рахунок зниження рухливості малокутових полігонізаційних субмеж. Це уможливить розширити промислове застосування передрекристалізаційного термічного оброблення.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Н. П. Лякишев, О. А. Банних, К. Б. Поварова, С. И. Тишаев, *Известия АН СССР. Металлы*, № 6: 5 (1991).
2. Н. П. Лякишев, *Вестник Российской академии наук*, 73, № 5: 422 (2003).
3. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Объёмные наноструктурные металлические*

- ские материалы: получение, структура и свойства* (Москва: Академкнига: 2007).
4. В. В. Столяров, Р. З. Валиев, *Металлы*, № 2: 5 (2004).
 5. К. J. Kurzydowski, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 1: 82 (2006).
 6. О. І. Юркова, А. В. Косянчук, М. Г. Гриценко, *Металознавство та обробка металів*, № 1: 3 (2011).
 7. О. І. Юркова, Р. В. Карпов, Є. О. Клягін, *Металознавство та обробка металів*, № 1: 12 (2010).
 8. В. В. Рыбан, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Металлургия: 1986).
 9. R. Z. Valiev, N. A. Enikeev, M. Yu. Murashkin, V. U. Kazykhanov, and X. Sauvage, *Scr. Mater.*, **63**: 949 (2010).
 10. А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова, Ю. В. Мильман, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **7**, № 2: 619 (2009).
 11. Г. А. Салыщев, О. Р. Валиахметов, Р. М. Галеев, *Металлы*, № 4: 81 (1996).
 12. Г. А. Салыщев, Р. М. Галеев, С. В. Жеребцов, *Металлы*, № 6: 84 (1999).
 13. М. В. Маркушев, *Письма о материалах*, № 1: 36 (2011).
 14. Д. А. Баранов, *Механотермические способы совершенствования многофазных железных сплавов* (Донецк: ДонНТУ: 2006).
 15. А. А. Баранов, А. А. Минаев, А. Л. Геллер, В. П. Горбатенко, *Проблемы совмещения горячей деформации и термической обработки стали* (Москва: Металлургия: 1985).
 16. М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина, *Термомеханическая обработка стали* (Москва: Металлургия: 1983).
 17. С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина, *Рекристаллизация металлов и сплавов* (Москва: МИСиС: 2005).
 18. Э. А. Савченко, *Вестник Оренбургского государственного университета*, № 9: 179 (2005).
 19. С. В. Добаткин, *Полигонизация и построение карт структурных состояний для оптимизации режимов горячей деформации сталей* (Москва: МИСиС: 1990).
 20. И. А. Одинг, *Металловедение и термическая обработка стали* (Москва: 1961), т. 1.
 21. В. И. Калита, А. В. Самохин, Н. В. Алексеев, *Физика и химия обработки материалов*, № 2: 37 (2007).
 22. В. И. Калита, *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 46 (2005).
 23. H. Zhang, *Univ. Technol. Natur. Sci.*, **1**: 21 (2006).
 24. В. И. Калита, В. В. Яркин, А. В. Касимицев, Г. У. Лубман, *Физика и химия обработки материалов*, № 5: 29 (2006).
 25. Ю.К. Ковнеристый, *Металловедение и термическая обработка*, № 7: 14 (2005).
 26. Н. В. Куракова, В. В. Молоканов, В. И. Калита, *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 36 (2007).
 27. В. П. Алексин, Е. А. Лесюк, А. И. Капранова, *Перспективные технологии и оборудование для материаловедения, микро- и наноэлектроники* (Астрахань: МГНУ: 2006).
 28. А. В. Воронов, *Физическая мезомеханика*, № 8: 113 (2005).
 29. О. М. Дубовий, Т. А. Янковець, Н. Ю. Лебедева, Ю. О. Казимиренко, О. О. Жданов, М. М. Бобров, *Спосіб деформаційно-термічної обробки металів та*

- сплавів*, Пат. на винахід № 95378 (Опубл. 25.07.2011. Бюл. № 14) (2011).
30. О. М. Дубовий, Т. А. Янковець, А. А. Карпеченко, *Спосіб нанесення покриття*, Пат. на винахід № 88755 (Опубл. 10.11.2009. Бюл. № 21) (2009).
 31. О. М. Дубовий, Н. Ю. Лебедева, Т. А. Янковець, *Металознавство та обробка металів*, № 3: 7 (2010).
 32. А. Н. Дубовой, А. А. Карпеченко, М. Н. Бобров, *Збірник наукових праць НУК*, № 4: 60 (2014).
 33. А. Н. Дубовий, А. А. Карпеченко, О. О. Жданов, М. Н. Бобров, А. М. Портная, *Спосіб деформаційно-термічної обробки електродугових покриттів*, Патент № 10721 України, МПК С23/С 4/00 (Опубл. 25.04.2016. Бюл. №8).
 34. М. С. Тихонова, *Рекристаллизационные процессы в аустенитной коррозионностойкой стали после больших пластических деформаций* (Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук) (Белгород: 2015).
 35. В. А. Кроча, *Кривые упрочнения металлов при холодной деформации* (Москва: Машиностроение: 1968).
 36. В. И. Калита, *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 46 (2005).
 37. В. И. Калита, А. В. Самохин и др., *Физика и химия обработки материалов*, № 2: 37 (2007).
 38. Hui Zhang and Yi-zhu He, *J. Anhui Univ. Technol. Nat. Sci.*, No. 1: 21 (2006).
 39. В. И. Калита, В. В. Яркин, А. В. Касимцев, Г. У. Лубман, *Физика и химия обработки материалов*, № 5: 29 (2006).
 40. Н. В. Куракова, В. В. Молоканов, В. И. Калита и др., *Физика и химия обработки материалов*, № 4: 36 (2007).
 41. В. П. Алехин, Е. А. Лесюк, А. И. Капранова и др., *Материалы IV российско-японского семинара «Перспективы технологии и оборудования для материаловедения, микро- и нанoeлектроники»* (Астрахань: Изд. МГНУ: 2006), с. 104.
 42. А. В. Воронов, *Физическая мезомеханика*, № 8: 113 (2005).
 43. С. В. Петров, *Плазменное газозоудушное напыление* (Ленинград: Машиностроение: 1986).
 44. В. В. Покропивный, В. В. Скороход, *Вісник УМТ*, № 1: 55 (2008).
 45. М. В. Мальцев *Металлография промышленных цветных металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1970).

REFERENCES

1. N. P. Lyakishev, O. A. Bannykh, K. B. Povarova, and S. I. Tishaev, *Izvestiya AN SSSR. Metalliy*, No. 6: 5 (1991) (in Russian).
2. N. P. Lyakishev, *Vestnik Rossiyskoy Akademii Nauk*, 73, No. 5: 422 (2003) (in Russian).
3. R. Z. Valiev and I. V. Aleksandrov, *Ob'emnye Nanostrukturnye Metallicheskie Materialy: Poluchenie, Struktura i Svoystva* (Moscow: Akademkniga: 2007) (in Russian).
4. V. V. Stolyarov and R. Z. Valiev, *Metally*, No. 2: 5 (2004) (in Russian).
5. K. J. Kurzydowski, *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, No. 1: 82 (2006).
6. O. I. Yurkova, A. V. Kosyanchuk, and M. G. Grytsenko, *Metaloznaustvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1: 3 (2011) (in Ukrainian).

7. O. I. Yurkova, R. V. Karpov, and Ie. O. Kliagin, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 1: 12 (2010) (in Ukrainian).
8. V. V. Ryban, *Bol'shie Plasticheskie Deformatsii i Razrushenie Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
9. R. Z. Valiev, N. A. Enikeev, M. Yu. Murashkin, V. U. Kazykhanov, and X. Sauvage, *Scr. Mater.*, **63**: 949 (2010).
10. A. I. Yurkova, A. V. Belotskiy, A. V. Byakova, and Yu. V. Mil'man, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **7**, No. 2: 619 (2009) (in Russian).
11. G. A. Salyshchev, O. R. Valiakhmetov, and R. M. Galeev, *Metally*, No. 4: 81 (1996) (in Russian).
12. G. A. Salyshchev, R. M. Galeev, and S. V. Zherebtsov, *Metally*, No. 6: 84 (1999) (in Russian).
13. M. V. Markushev, *Pis'ma o Materialakh*, No. 1: 36 (2011) (in Russian).
14. D. A. Baranov, *Mekhanotermicheskie Sposoby Sovershenstvovaniya Mnogofaznykh Zheleznykh Splavov* (Donetsk: DonNTU: 2006) (in Russian).
15. A. A. Baranov, A. A. Minaev, A. L. Geller, and V. P. Gorbatenko, *Problemy Sovmeshcheniya Goryachey Deformatsii i Termicheskoy Obrabotki Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1985) (in Russian).
16. M. L. Bernshteyn, V. A. Zaymovskiy, and L. M. Kaputkina, *Termomekhanicheskaya Obrabotka Stali* (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
17. S. S. Gorelik, S. V. Dobatkin, and L. M. Kaputkina, *Rekristallizatsiya Metallov i Splavov* (Moscow: MISiS: 2005) (in Russian).
18. E. A. Savchenko, *Vestnik Orenburgskogo Gosudarstvennogo Universiteta*, No. 9: 179 (2005) (in Russian).
19. S. V. Dobatkin, *Poligonizatsiya i Postroenie Kart Strukturnykh Sostoyaniy dlya Optimizatsii Rezhimov Goryachey Deformatsii Staley* (Moscow: MISiS: 1990) (in Russian).
20. I. A. Oding, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Stali* (Moscow: 1961), vol. 1 (in Russian).
21. V. I. Kalita, A. V. Samokhin, and N. V. Alekseev, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 2: 37 (2007) (in Russian).
22. V. I. Kalita, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 46 (2005) (in Russian).
23. H. Zhang, *Univ. Technol. Natur. Sci.*, **1**: 21 (2006).
24. V. I. Kalita, V. V. Yarkin, A. V. Kasimitsev, and G. U. Lubman, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 5: 29 (2006) (in Russian).
25. Yu. K. Kovneristy, *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka*, No. 7: 14 (2005) (in Russian).
26. N. V. Kurakova, V. V. Molokanov, and V. I. Kalita, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 36 (2007) (in Russian).
27. V. P. Alekhin, E. A. Lesyuk, and A. I. Kapranova, *Perspektivnye Tekhnologii i Oborudovanie dlya Materialovedeniya, Mikro- i Nanoelektroniki* (Astrakhan: MGNU: 2006) (in Russian).
28. A. V. Voronov, *Fizicheskaya Mezomekhanika*, No. 8: 113 (2005) (in Russian).
29. O. M. Dubovyy, T. A. Yankovets, N. Yu. Lebedyeva, Yu. O. Kazymyrenko, O. O. Zhdanov, and M. M. Bobrov, *Sposib Deformatsiyno-Termichnoyi Obrobky Metaliv ta Splaviv*, Patent of Ukraine No. 95378 (Publ. 25.07.2011. Bull. No. 14) (2011) (in Ukrainian).

30. O. M. Dubovyy, T. A. Yankovets, and A. A. Karpechenko, *Sposib Nanesennya Pokryttya*, Patent of Ukraine No. 88755 (Publ. 10.11.2009. Bull. No. 21) (2009) (in Ukrainian).
31. O. M. Dubovyy, N. Yu. Lebedyeva, and T. A. Yankovets, *Metaloznavstvo ta Obrobka Metaliv*, No. 3: 7 (2010) (in Ukrainian).
32. A. N. Dubovoy, A. A. Karpechenko, and M. N. Bobrov, *Zbirnyk Naukovykh Prats NUK*, No. 4: 60 (2014) (in Russian).
33. A. N. Dubovyy, A. A. Karpechenko, O. O. Zhdanov, M. N. Bobrov, and A. M. Portnaya, *Sposib Deformatsiyno-Termichnoy Obrobky Elektrodugovykh Pokryttiv*, Patent of Ukraine No. 10721, MPK S23/S 4/00 (Publ. 25.04.2016. Bull. No. 8) (in Ukrainian).
34. M. S. Tikhonova, *Rekristallizatsionnye Protssesy v Austenitnoy Korroziionnostoykoy Stali Posle Bol'shikh Plasticheskikh Deformatsiy* (Autoref. Dis. ... Cand. Phys.-Math. Sci.) (Belgorod: 2015) (in Russian).
35. V. A. Krokha, *Krivyte Uprochneniya Metallov pri Kholodnoy Deformatsii* (Moscow: Mashinostroenie: 1968) (in Russian).
36. V. I. Kalita, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 46 (2005) (in Russian).
37. V. I. Kalita, A. V. Samokhin et al., *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 2: 37 (2007) (in Russian).
38. Hui Zhang and Yi-zhu He, *J. Anhui Univ. Technol. Nat. Sci.*, No. 1: 21 (2006).
39. V. I. Kalita, V. V. Yarkin, A. V. Kasimtsev, G.U. Lubman, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 5: 29 (2006) (in Russian).
40. N. V. Kurakova, V. V. Molokanov, V. I. Kalita et al., *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 36 (2007) (in Russian).
41. V. P. Alekhin, E. A. Lesiuk, A. I. Kapranova et al., *Materialy IV Rossiysko-Yaponskogo Seminara 'Perspektivy Tekhnologii i Oborudovaniya dlya Materialovedeniya, Mikro- i Naoelektroniki'* (Astrakhan: Izd. MGNU: 2006), p. 104 (in Russian).
42. A. V. Voronov, *Fizicheskaya Mezomekhanika*, No. 8: 113 (2005) (in Russian).
43. S. V. Petrov, *Plazmennoe Gazovozdushnoe Napylenie* (Leningrad: Mashinostroenie: 1986) (in Russian).
44. V. V. Pokropivnyy and V. V. Skorokhod, *Visnyk UMT*, No. 1: 55 (2008) (in Russian).
45. M. V. Mal'tsev, *Metallografiya Promyshlennykh Tsvetnykh Metallov i Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).