

PACS numbers: 61.72.Mm, 81.10.Jt, 81.30.Hd, 81.30.Kf, 81.40.Ef, 81.40.Gh, 81.40.Jj

Відновлювальні процеси у гарячедеформованому аустеніті: сутність явищ, моделі, застосування у промисловості

Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, Е. В. Олійник, О. В. Парусов

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49107 Дніпро, Україна*

Механічні властивості криць істотно залежать від таких структурних параметрів, як розмір зерен, густина дислокацій, типу меж зерен, наявності дисперсних виділень тощо. Найбільш ефективним промисловим способом одержання крицевого вальцювання різноманітного призначення є термомеханічне оброблення, яке полягає у поєднанні певної кількості пластичних деформацій за підвищених температур, міждеформаційних пауз і регульованого охолодження у різних комбінаціях. Змінюючи параметри режиму термомеханічного оброблення, можна одержувати різні типи структур, які утворюються у результаті розвитку тих чи інших відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, що уможливорює за рахунок мікроструктурного дизайну керувати властивостями криць у широких межах. Наразі природу відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, які відповідальні за формування структури термомеханічно зміцнених криць, ретельно досліджено, а самі процеси успішно використовують на практиці для одержання високоміцних металовиробів. Однак раціональне застосування їх у контексті знеміцнювального термомеханічного оброблення крицевого вальцювання є недостатньо вивченим і багато в чому залишається незрозумілим. У даній ро-

Corresponding author: Eduard Volodymyrovych Parusov
E-mail: tometal@ukr.net

*Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov, N.A.S. of Ukraine,
1 Academician Starodubov Sqr., UA-49107 Dnipro, Ukraine*

Citation: E. V. Parusov, I. M. Chuiko, E. V. Oliinyk, and O. V. Parusov, Recovery Processes in Hot-Deformed Austenite: the Essence of Phenomena, Models, Applications in Industry, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, No. 9: 927–955 (2025) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.47.09.0927](https://doi.org/10.15407/mfint.47.09.0927)

© Publisher PH “Akadempriodyka” of the NAS of Ukraine, 2025. This is an open access article under the CC BY-ND license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nd/4.0>)

боті проведено огляд наявних науково-технічних публікацій, які стосуються деформаційного зміцнення, відновлення (повернення), міграції меж зерен, зародкоутворення та зростання зерен, що пов'язані з динамічною, метадинамічною та статичною рекристалізацією криць, а також впливу розміру аустенітного зерна, температури та швидкості деформації на зазначені процеси під час високошвидкісного гарячого вальцювання крицевих виробів і післядеформаційного охолодження вальцювання у промислових умовах. Авторами розвинуто подальші уявлення щодо фундаментальних положень знеміцнювального термомеханічного оброблення крицевого вальцювання в потоці сучасних технологічних ліній і запропоновано концепцію для вирішення важливої науково-прикладної проблеми — пластифікації вальцювання з низьковуглецевих легованих криць, зокрема зварювального призначення, які у подальшому піддаються холодній пластичній деформації з високими ступенями.

Ключові слова: аустеніт, гаряча деформація, рекристалізація, відновлення, термомеханічне оброблення, койлове вальцювання.

The mechanical properties of steels depend significantly on structural parameters such as grain size, dislocation density, as well as on grain-boundary type, presence of dispersed precipitates, etc. The most effective industrial method for fabrication of rolled steel for various purposes is thermomechanical treatment, which involves a combination of plastic deformations at elevated temperatures, pauses between deformations, and controlled cooling in various combinations. By adjusting the parameters of the thermomechanical treatment mode, it is possible to obtain structures of different types formed because of specific recovery processes in hot-deformed austenite. This approach allows for the control of steel properties over a wide range through microstructural design. At present, the nature of recovery processes in hot-deformed austenite, which are responsible for the formation of the structure in thermomechanically-hardened steels, has been thoroughly studied. These processes are successfully utilized in practice to obtain high-strength metal products. However, their rational application in the context of softening thermomechanical treatment of steel wire rod is studied insufficiently and remains largely unclear. This article provides a review of available scientific and technical publications concerning work hardening, recovery, grain-boundary migration, and grain nucleation and growth associated with dynamic, metadynamic, and static recrystallization of steels. It also examines the influence of austenite grain size, temperature, and strain rate on these processes during high-speed hot rolling of steel products and post-deformation cooling of rolled products under industrial conditions. The authors develop further ideas regarding the fundamental principles of softening thermomechanical treatment of steel wire rod in the flow of state-of-the-art technological lines. The main concept of this treatment is based on creating a specific structural state of hot-deformed austenite before transformation of it. This state is characterized by a fine grain size due to the development of dynamic recrystallization, as well as a minimum dislocation density and their rearrangement into cell walls due to the subsequent occurrence of static return and metadynamic recrystallization. The transformation of fine-grained metastable austenite during this thermomechanical treatment

scheme begins at higher temperatures compared to the coarse-grained state. In the case of low-carbon alloy steels, this transformation is accompanied by: formation of a larger fraction of structurally free ferrite; a lower degree of microdeformation in its crystalline structure; a decrease in solid-solution hardening due to reduced carbon concentration in ferrite; a lower probability of forming bainitic and martensitic structures during the air-cooling of the wire rod on the conveyor of the Stelmor® line. This concept serves as the main prerequisite for addressing the important scientific and applied problem—the plasticization of low-carbon alloy steel wire rod, specifically for welding purposes, which is subsequently subjected to cold plastic deformation (by drawing) at high degrees of deformation.

Key words: austenite, hot deformation, recrystallization, recovery, thermo-mechanical treatment, wire rod.

(Отримано 24 січня 2025 р.; остаточн. варіант — 13 травня 2025 р.)

1. ВСТУП

На експлуатаційні характеристики сучасних криць істотно впливають такі чинники, як розмір зерна, межі субзерен, фазовий склад і виділення дисперсних частинок [1–3]. На ці мікроструктурні особливості впливають термічне оброблення та контрольовані процеси гарячої деформації, які можуть оптимізувати властивості матеріалу завдяки зміні розміру зерна та кінетиці перебігу фазових перетворень [4–6]. Однак основною проблемою у цій галузі є складність безпосереднього спостереження та розуміння мікроструктурних змін під час високотемпературних процесів через обмеження традиційних експериментальних методів [7, 8]. Така відсутність прямого спостереження перешкоджає достовірному встановленню взаємозв'язків між термічним обробленням, еволюцією мікроструктури та механічними властивостями.

Еволюція мікроструктури під час термічного оброблення являє собою складний взаємочин зародкоутворення, зростання й огрублювання різних фаз [9, 10]. Точне контролювання цих процесів має надважливе значення для одержання бажаного рівня механічних властивостей у сучасних матеріалах. Наприклад, у крицях утворення та розчинення карбідів, нітридів та інших дисперсних частинок під час нагрівання й охолодження істотно впливають на твердість, міцність і ударну в'язкість [11, 12]. Розуміння цих перетворень на мікрорівні дає змогу розробляти режими термічного та термомеханічного оброблення (ТМО), що уможливорює оптимізувати експлуатаційні характеристики металовиробів до конкретних умов застосування.

На сьогодні у світі є низка методик, що дають змогу проводити *in situ* спостереження за фазово-структурними перетвореннями у ме-

талевих матеріялах за високих температур, наприклад, високотемпературна конфокальна лазерна сканувальна мікроскопія [13] та дифракція Рентгенових променів високих енергій [14, 15]. Наразі таке дослідницьке обладнання недоступне в Україні, що обмежує можливості вітчизняних вчених у розширенні знань у цій галузі матеріалознавства. Однак дослідження рекристалізаційних процесів, які перебігають у крицях під час високошвидкісного вальцювання та подальшого післядеформаційного охолодження, можна проводити з використанням традиційних методів мікроструктурної аналізи (світлова та растрова електронні мікроскопії, аналіза дифракції зворотньо розсіяних електронів тощо) термомеханічно оброблених зразків з інтерпретацією одержаних результатів з точки зору сучасних уявлень про динамічне структуроутворення у металевих матеріялах.

Як відомо, на будь-якій стадії гарячого деформування метал характеризується підвищеною щільністю лінійних дефектів кристалічної будови (дислокацій), що зумовлює термодинамічний стимул для відновлювальних структурних процесів [16]. Послідовність процесів структуроутворення під час гарячої деформації наступна: деформаційне зміцнення (гарячий наклеп) → динамічне повернення (зокрема динамічна полігонізація) → динамічна рекристалізація (ДР) [17]. Водночас, немає дискретної зміни цих стадій, вони накладаються одна на одну та перебігають паралельно, циклічно та неоднорідно. Після деформації можливий перебіг статичного повернення та статичної рекристалізації (СР) [18, 19], а якщо деформування закінчується на стадії ДР, то відбувається метадинамічна рекристалізація (МДР) [20].

Перші спроби дослідження процесів рекристалізації, що відбуваються під час ТМО металів, було зроблено понад 160 років тому [19]. Наразі природу відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, які відповідають за формування структури термомеханічно оброблених криць, достатньо добре вивчено, а самі процеси успішно застосовуються для одержання високоміцних металовиробів. Однак раціональне застосування їх у контексті знеміцнювального ТМО крицевого вальцювання є недостатньо вивченим і багато в чому залишається незрозумілим; тому доцільно провести огляд літературних джерел у зазначеному напрямі. Серед великого обсягу літератури основну увагу буде приділено таким явищам, як деформаційне зміцнення, повернення, міграція меж зерен, зародкоутворення та зростання зерен, які пов'язані з ДР, МДР і СР криць, а також впливу вихідного розміру аустенітного зерна, температури та швидкості деформації на зазначені процеси, перебіг яких тією чи іншою мірою є можливим під час високошвидкісного гарячого вальцювання довгомірних крицевих виробів і післядеформаційного охолодження вальцювання в промислових умовах.

Грунтуючись на ретельній аналізі наявних науково-технічних літературних джерел авторами буде зроблено спробу подальшого розвитку уявлень про фундаментальні засади знеміцнювального ТМО крицевого вальцювання в потоці сучасних технологічних ліній і запропоновано концепцію для вирішення важливої науково-прикладної проблеми — пластифікації вальцювання з низьковуглецевих легованих криць, зокрема зварювального призначення.

2. ДЕФОРМАЦІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ ТА ВІДНОВЛЮВАЛЬНІ ПРОЦЕСИ

Розуміння процесів структуроутворення під час гарячого оброблення тиском і подальшого охолодження має велике значення для вибору оптимальних параметрів ТМО криць з метою одержання бажаної геометрії та властивостей кінцевого продукту. У промисловій практиці металопрокат зазвичай одержують у багатостадійних умовах, що включають послідовності деформаційних проходів і міждеформаційних пауз. Починаючи з литих виробів, криці зазвичай деформують за високої температури з одночасним зміцненням і динамічним відновленням.

2.1. Деформаційне зміцнення

Той факт, що під час деформування відбувається зміцнення, означає, що дислокаціям стає важко переміщуватися всередині кристалічної ґратниці матеріалу в міру збільшення ступеня деформації. Механічні властивості та поведінка металевих матеріалів переважно залежать від кількості (густини) та типу дислокацій, розміру зерна та текстури. Густина дислокацій для типового відпаленого стану становить $\cong 10^{11} \text{ м}^{-2}$, яка збільшується до $\cong 10^{16} \text{ м}^{-2}$, якщо металевий матеріал сильно деформовано; границя плинності водночас збільшується у 5–6 разів, а пластичність істотно знижується [19]. Це — напевно найбільш вагомий зміни під час деформаційних процесів. Такі зміни мають істотне значення у промисловій практиці, оскільки швидкість, з якою матеріал зміцнюється під час деформування, впливає як на необхідну потужність механічних приводів деформувального обладнання, так і на методи оброблення на різних стадіях формоутворення. Підвищення твердості, що виникає за деформаційного зміцнення, зазвичай зумовлює необхідність проведення проміжного дорогого відпалу для подальшої можливості оброблення металевих матеріалів. Великі дослідження зміцнення криці почали проводитися з 1934 р., коли Тейлор висунув основну ідею зміцнення: деякі дислокації «застрягають» всередині кристалу та діють як джерела внутрішніх напружень, які протидіють

руху інших ковзних дислокацій [21]. Поведінка під час зміцнення у металах з кубічною кристалічною структурою є складнішою, ніж у більшості інших типів структур, через різноманітність доступних систем ковзання, і саме з цієї причини більшість експериментальних даних пов'язана з цими матеріалами [22].

2.2. Відновлення (повернення)

Деформований стан матеріалу, що має дислокаційну структуру, утворену під час деформації ковзанням і взаємодією дислокацій, зазвичай не знаходиться у термодинамічній рівновазі [23]. За відносно низьких температур деформації деформований стан зберігається після її закінчення, оскільки структура є механічно стабільною. Проте за підвищених температур ця механічна стабільність порушується, оскільки розпочинаються термічно активовані процеси, тобто переповзання крайових дислокацій і поперечне ковзання гвинтових дислокацій. Завдяки переповзанню дислокації можуть залишати свої площини ковзання, формуючи конфігурації з меншою енергією, та можуть анігілювати або навіть повністю залишати кристал. Ці процеси відносяться до термінів «відновлення» чи «повернення», які завжди пов'язані зі зменшенням щільності дислокацій і утворенням спеціальних дислокаційних побудов, тобто сіток із малокутових меж зерен, — так званої полігонізації. Важливо відзначити, що у цьому випадку міграція великокутових меж не відбувається.

У процесі повернення енергія, що накопичилась у системі, знижується завдяки руху дислокацій. Є два основні процеси: анігіляція дислокацій та перебудова їх у конфігурації з нижчою енергією. Обидва процеси реалізуються шляхом переповзання та поперечного ковзання дислокацій [16].

Щодо анігіляції дислокацій, то на рис. 1 показано схематичну

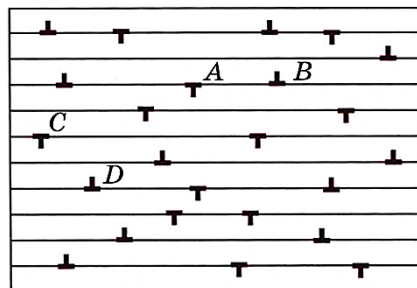


Рис. 1. Схематичне зображення кристалу, що містить крайові дислокації [19].

Fig. 1. Schematic representation of a crystal containing edge dislocations [19].

будову кристалу, що містить масив крайових дислокацій. Дислокації A і B , які перебувають у одній площині ковзання, але мають протилежний знак, можуть анігілювати, ковзаючи назустріч одна одній. Такі процеси можуть відбуватися навіть за низьких температур, понижуючи густину дислокацій під час деформації, що зумовлює динамічне відновлення. Коли дві дислокації протилежного знаку, наприклад C і D , не знаходяться на одній площині ковзання, спочатку має відбутися комбінація переповзання та ковзання. Оскільки і переповзання, і поперечне ковзання потребують термічної активації, то вони можуть відбуватися лише за підвищених температур. Подібна конфігурація гвинтових дислокацій відновила-ся б шляхом анігіляції поперечним ковзанням.

Іншим важливим процесом відновлення, що приводить до пониження енергії деформації кристалічної ґратниці, є перебудова дислокацій у стінки комірок. Цей процес схематично проілюстровано на рис. 2; водночас дислокації одного знаку вишиковуються у стінки, утворюючи малокутові або субзеренні межі. Під час деформації область ґратниці викривляється, як показано на рис. 2, *а*, і кривину, що спостерігається, може бути віднесено до утворення надлишкових крайових дислокацій, які є паралельними до осі вигину. За нагрівання дислокації утворюють субмежу у процесі анігіляції та перебудови. Це показано на рис. 2, *б*, з якого випливає, що саме надлишкові дислокації одного знаку, які залишаються після процесу анігіляції, вишиковуються у стінки. Водночас енергія нахиленої межі підвищується зі збільшенням дезорієнтації; тому є рушійна сила, що сприяє формуванню меншої кількості дезорієнтованих меж у процесі відновлення.

Повернення зазвичай відбувається тим активніше, чим більшим є ступінь деформації (до початку рекристалізації) і вищою є темпе-

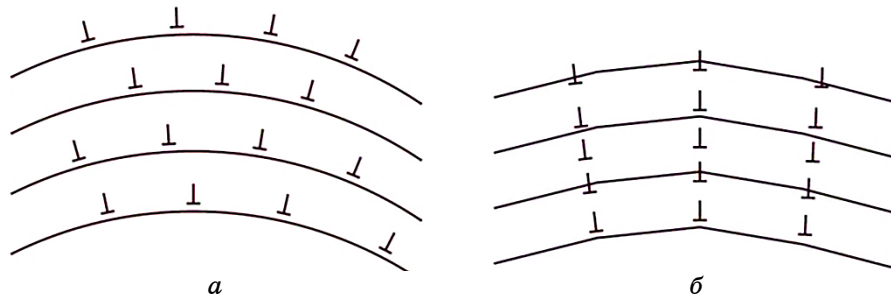


Рис. 2. Випадкове розташування надлишкових паралельних крайових дислокацій (*а*) та вишиковування їх у дислокаційні стінки (*б*) [24].

Fig. 2. Random arrangement of excess parallel edge dislocations (*a*) and their alignment into dislocation walls (*b*) [24].

ратура [19]. Енергія дефектів пакування, яка, впливаючи на ступінь дисоціації дислокацій, визначає швидкість переповзання дислокацій і поперечного ковзання їх, а також може контролювати швидкість відновлення. У металах з низькою енергією дефектів пакування, наприклад, таких як аустенітні неіржавійні криці, переповзання ускладнене, та зазвичай перед рекристалізацією відбувається слабе впорядкування дислокаційної структури. Таким чином, добре розвинені субзеренні структури зазвичай не спостерігаються в цих матеріалах.

3. МЕХАНІЗМИ ЗАРОДКОТВОРЕННЯ

Зародкування є ключовою концепцією у розумінні мікроструктурної еволюції під час рекристалізації. Класичні теорії гомогенного зародкоутворення, які пов'язані з кристалізацією або фазовим перетворенням, є непрацездатними для рекристалізації через її низьку рушійну силу та високу енергію меж зерен [19]. Малоімовірно, що вільні від дислокацій локальні області можуть утворитися внаслідок теплових флюктуацій. Наразі добре відомо, що критична накопичена енергія має бути досягнута до початку рекристалізації, та у більшості умов високотемпературної деформації зародки переважно виникають на вже наявних межах зерен або поблизу них.

Незважаючи на те, що були проведені широкі дослідження, все ще є значні розбіжності щодо механізмів зародкоутворення; тому нижче буде розглянуто найбільш загальновизнані з них.

3.1. Міграція меж, що спричинена деформацією

Міграція меж, що спричинена деформацією, є найпоширенішим механізмом зародкоутворення, який був спочатку запропонований Беком і Сперрі [25] на основі спостережень за алюмінієм за допомогою оптичної мікроскопії. Варто зазначити, що для опису одного й того ж механізму іноді використовуються різні назви, включаючи: випинання, міграція вже наявних меж зерен тощо. Цей механізм передбачає переміщення вже наявної межі зерен до внутрішньої частини зерна з більшою накопиченою енергією, залишаючи за мігрувальною межею вільну від дислокацій область, як схематично показано на рис. 3. Характерною рисою цього механізму є те, що зародки мають схожу кристалографічну орієнтацію зі «старими» зернами, з яких вони виростили.

Умовою перебігу цього процесу є сприятливий енергетичний баланс між зменшенням накопиченої енергії через усунення дислокацій в області за межею, що мігрує, і збільшенням загальної площі поверхні меж зерен через випинання їх. Умова зростання задається

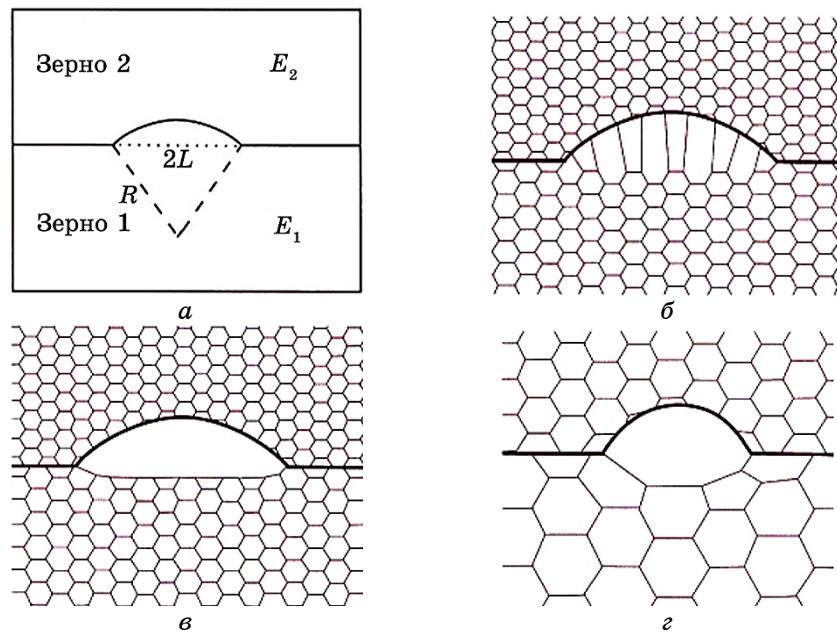


Рис. 3. Міграція межі, що розділяє зерно з низькою накопиченою енергією E_1 , всередину зерна з більш високою енергією E_2 (а); розтягування дислокаційної структури за мігрувальною межею (б); мігрувальна межа, що звільнилася від дислокаційної структури (в); міграція межі, спричинена деформацією, що утворюється в одному великому субзерні (г) [25].

Fig. 3. Migration of a boundary separating a grain with low stored energy E_1 into a grain with higher energy E_2 (a); stretching of the dislocation structure following the migrating boundary (б); the migrating boundary is free from the dislocation structure (в); strain-induced boundary migration originating within the single large subgrain (г) [25].

виразом:

$$L > 2\gamma_b / \Delta E, \quad (1)$$

де γ_b — енергія поверхні межі зерна на одиницю площі, ΔE — енергія, що вивільняється, пов'язана зі зменшенням дефектності структури, $2L$ — початкова довжина опуклої межі, як показано на рис. 3, а.

Отже, для початку зародкотворення необхідна критична різниця накопиченої енергії. Вважається, що цей механізм особливо важливий після відносно незначних деформацій зі ступенями до 40%. У роботі [26] показано, що міграція меж, яка спричинена деформацією, також є дуже важливою під час рекристалізації після високотемпературного деформування криць, коли деформована мікрострук-

тура є більш однорідною, ніж після низькотемпературного деформування.

Інші типи зародкоутворення, що пов'язані з наявними межами зерен, також вважаються можливими. Бек і Сперрі [25] представили докази наявності нових рекристалізованих зерен, які не були кристалографічно пов'язані з жодною із орієнтацій вихідних зерен. Таке ж явище спостерігалось Хатчінсоном у бікрісталах заліза [27].

3.2. Зародкотворення шляхом міграції малокутових меж

Цей модель було представлено незалежно Беком [28] і Каном [29] у 1940-х роках. Густина дислокацій навколо малокутових меж може бути відносно високою, що сприяє їхній міграції. Під час міграції субмеж дислокації безперервно вбираються і, отже, збільшують кристалографічну дезорієнтацію малокутових меж, допоки вони остаточно не перетворюються на великокутову межу (рис. 4). Накопичена енергія зменшується під час цього процесу, оскільки мікроструктурні дефекти за межами субмеж, що рухаються, видаляються або перебудовуються.

Експериментальні докази зародкоутворення за цим механізмом було узагальнено Ріосом і співавторами у роботі [30]. Вважається, що цей механізм зазвичай реалізується під час деформації з високими ступенями за умов істотного розкиду розмірів субзерен і відносно ви-

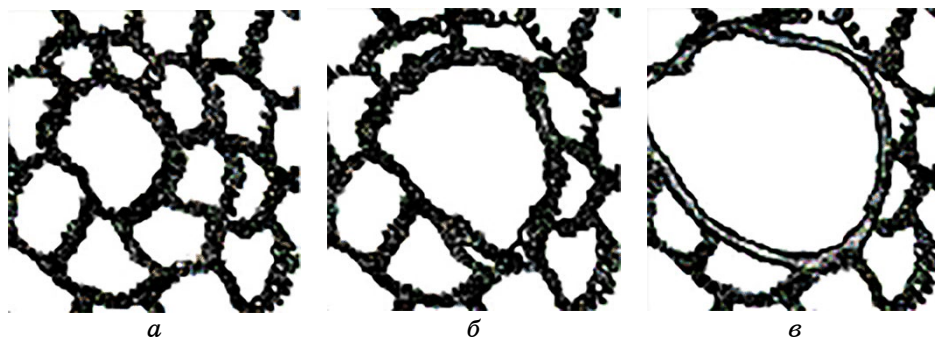


Рис. 4. Схематична послідовність, що ілюструє зародження рекристалізованого зерна з вихідного субзерна: початкова субструктура (а); зростання більшого (по центру) субзерна у порівнянні з іншими (більш дрібними) (б); область, яка звільнилася від дефектів, пов'язана з великокутовою межею, що формується (в) [30].

Fig. 4. The schematic sequence shows the nucleation of a recrystallized grain starting from a subgrain: initial substructure (a); the larger (middle) subgrain growth over the other (smaller) ones (b); an area, which is free of defects and associated to a large-angle boundary, which is being formed (c) [30].

соких температур нагрівання [30].

3.3. Зародкотворення шляхом коалесценції субзерен

Механізм коалесценції субзерен ґрунтується на коалесценції двох сусідніх субзерен, що еквівалентно повороту одного з них, у результаті якого кристалічні ґратниці збігаються, як показано на рис. 5. Цей механізм, ймовірно, пов'язаний з істотним розкидом у розподілі кутів субзерен, помірними деформаціями, областями поруч із межами зерен і відносно низькими температурами нагрівання [19].

3.4. Зародкотворення шляхом ковзання меж зерен

Всі три механізми зародкоутворення, що згадані вище, були запро-

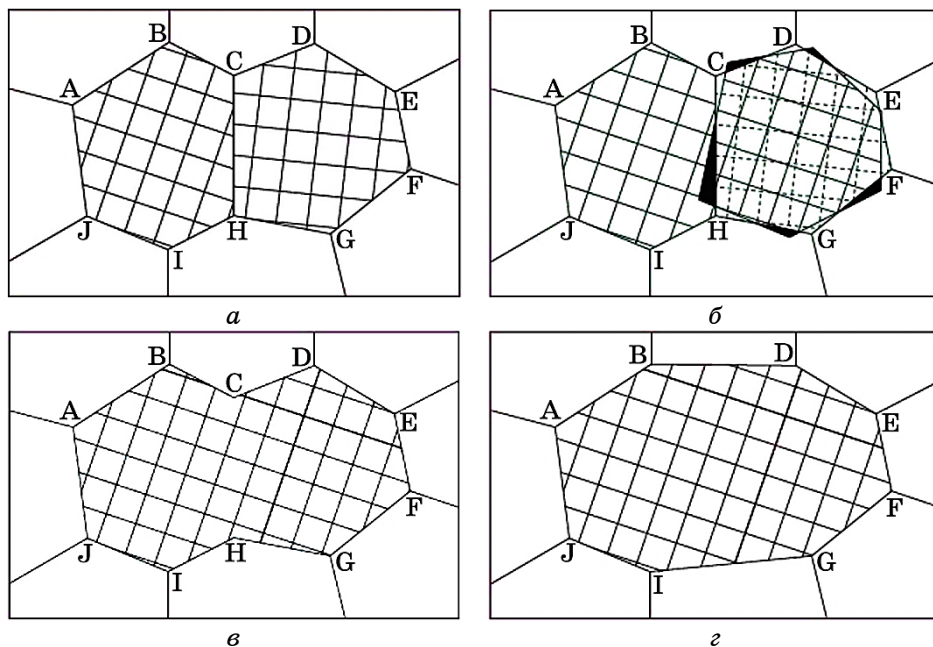


Рис. 5. Коалесценція двох субзерен шляхом «повороту» одного з них: вихідна структура до об'єднання (а); поворот зерна CDEFGH (б); структура субзерен після об'єднання (в); остаточна структура після міграції субмеж (з) [19].

Fig. 5. Coalescence of two subgrains by 'rotation' of one of them: original structure prior to coalescence (a); rotation of the CDEFGH grain (б); subgrain structure subsequent to coalescence (в); final structure after subboundaries' migration (з) [19].

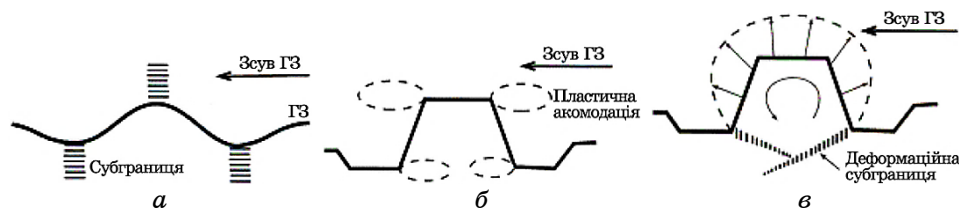


Рис. 6. Схема модифікованого моделю зародження динамічно рекристалізованого зерна на межі зерна (умовно «ГЗ»): утворення хвилястої межі, що супроводжується розвитком субмеж (а); частковий зсув межі зерна, який приводить до розвитку неоднорідних локальних деформацій (б); випинання зубчастої межі зерна та розвиток субмеж, викликаних деформацією, через зсув межі зерна та/або поворот зерна, що приводить до утворення нового динамічно рекристалізованого зерна (в) [31].

Fig. 6. A schematic modified model for the nucleation of a dynamically recrystallized grain at a grain boundary ('ГЗ'): formation of a wavy boundary accompanied by the evolution of subboundaries (а); partial grain-boundary shearing leading to the development of inhomogeneous local strains (б); bulging out of a serrated grain boundary and the evolution of strain-induced subboundaries due to grain-boundary shearing and/or grain rotation leading to the formation of a new dynamically recrystallized grain (в) [31].

поновані багато десятиліть тому; з моменту їхньої першої появи були проведені широкі дослідження, хоча розбіжності все ще існують. Беляков і співавтори у роботі [31] запропонували модель зародкоутворення для процесу ДР шляхом ковзання меж зерен, як схематично показано на рис. 6. По-перше, ковзання меж зерен або зсув зони меж зерен відбувається на відповідних межах під час гарячої деформації. Дислокації накопичуються, а потім межі субзерен утворюються поблизу колишніх меж зерен, за якими слідує розвиток зерномежових зубців (рис. 6, а). Локальна концентрація напружень розвивається через безперервний зсув меж зерен на цих зубцях (рис. 6, б). Такі зубці мають сприяти процесу випинання меж зерен, і тому механізм випинання може реалізовуватися набагато легше, ніж той, що реалізується у холоднодеформованих зеренних структурах. Нарешті, зародок ДР формуватиметься шляхом випинання частини зубчастих меж зерен (рис. 6, в).

3.5. Механізм зародкотворення під час перебігу динамічної рекристалізації

У той час, як механізм, за допомогою якого перші рекристалізовані зерна утворилися на вже наявних межах зерен, здається добре та широко вивченим, є майже повна відсутність знань про механізми зародкоутворення, які могли б пояснити перебіг ДР після того, як

колишні межі зерен було повністю покрито новими рекристалізованими зернами (утворилася намистоподібна структура).

Брюнгер і співавтори [32] є одними з небагатьох учених, які досліджували механізм зародкоутворення під час розвитку ДР. Стискаючи аустенітний крицевий стоп 800 Н до істинної деформації у 0,49 за температури у 1100°C з постійною істинною швидкістю деформації у 0,1 с⁻¹, вони спостерігали близько 20% двійників на межі між вихідними та динамічно рекристалізованими зернами, використовуючи спостереження на трансмісійному електронному мікроскопі, що вказує на важливість механізму двійникування для зародкоутворення під час ДР. Незважаючи на те, що двійникування, ймовірно, відіграє важливу роль у зародкотворенні під час ДР, походження двійників не було детально проаналізовано.

У роботі [33] ці ж автори продовжили дослідження з метою з'ясування того, якою мірою двійникування сприяє прогресу ДР. Під час порівняння частоти появи двійників на фронті рекристалізованих областей з частотою появи їх у центрі таких областей вони помітили, що двійники частіше з'являлися на фронті рекристалізації, де вони утворювалися напередодні й, отже, були менш піддані деформації. Було виявлено, що середня частота появи двійників під час ДР становить $\cong 18\%$, що навряд чи відбувається через збіг обертань двійників, оскільки середня частота утворення двійників, що зумовлена випадковим розподілом орієнтації, становить всього $\cong 2\%$. Авторами зроблено висновок, що двійникування є активним механізмом зародкоутворення під час процесу ДР, а збільшення об'ємної частки динамічно рекристалізованих зерен, що відбувається завдяки утворенню множинних ланцюгів двійників, приводить до безперервного прогресу фронту рекристалізації.

Беладі та співавтори [34] досліджували аустенітний модельний стоп 70Ni–30Fe у режимі ДР з використанням випробувань на гаряче кручення. Автори встановили, що механізм зародження першого шару динамічно рекристалізованих зерен був зумовлений міграцією меж, спричиненою деформацією, що супроводжувалася утворенням великокутових субмеж і двійників, а наступні шари динамічно рекристалізованих зерен були сформовані за допомогою повторного зародження та зростання двійників на межі, що мігрує. Цей процес може тривати доти, доки деформована матриця не буде повністю увібрана динамічно рекристалізованими зернами.

4. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ ПІД ЧАС ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Перехід від холодної деформації до гарячої з підвищенням температури відбувається поступово. Умовною температурою цього переходу прийнято вважати гомологічну температуру $0,5T_{\text{топ}}$ (температури топлення), вище за яку істотно активізуються процеси пере-

повзання дислокацій [35–37].

Як було вже зазначено, на початковій стадії гарячої деформації завжди відбувається деформаційне зміцнення, яке пов'язане з підвищенням густини дефектів кристалічної будови, а відновлювальними процесами, що зменшують густину таких дефектів і, відповідно, накопичену системою енергію, можуть бути тільки повернення або повернення з подальшою рекристалізацією.

Процеси знеміцнювання під час гарячої деформації є аналогічними до процесів знеміцнювання під час відпалу після холодної деформації: під час повернення густина дислокацій зменшується у результаті їх переповзання та поперечного ковзання з вишикуванням у дислокаційні стінки (полігонізація), а під час рекристалізації — у результаті вивільнення кристалічної структури від дислокацій. Процеси відновлення, які відбуваються під час деформації, мають свої особливості. Для опису їх були введені терміни динамічного повернення (у тому числі динамічної полігонізації) та динамічної рекристалізації [35, 36].

4.1. Динамічне повернення

Якщо динамічне повернення — це єдиний відновлювальний процес під час гарячої деформації, то криві напруження–деформація мають найпростіший вигляд, що характеризується безперервним зростанням напруження пластичності металу під час пластичного оброблення, у процесі якого швидкість деформаційного зміцнення поступово зменшується з підвищенням ступеня деформації та наближається до нуля за високих деформацій, що приводить до стаціонарного стану пластичності (рис. 7, а). Така поведінка пояснюється ефектом динамічного повернення як основного процесу відновлення [35, 37]. У цьому випадку стаціонарна пластичність досягається, коли швидкість динамічного повернення достатньо збільшилася, щоб урівноважити швидкість деформаційного зміцнення. Така стаціонарна пластичність, контрольована відновленням, зазвичай спостерігається за помірних деформацій ($\epsilon < 1$) під час гарячого оброблення тиском за відносно низьких швидкостей деформування.

На стадії деформаційного зміцнення (гарячого наклепу) спочатку утворюються дислокаційні клубки, а потім — коміркова структура. Поступово формується субзеренна структура — відбувається динамічна полігонізація. На стадії стаціонарної пластичності середній розмір субзерен, дезорієнтування їх і середня густина дислокацій у середині субзерен залишаються постійними [35]. На стаціонарній стадії субзерна залишаються рівновісними навіть до значних ступенів деформацій, у той час як зерна сильно витягуються у напрямку течії металу. Збереження рівновісності субзерен пояснюється процесом реполігонізації — багаторазової повторної полігонізації.

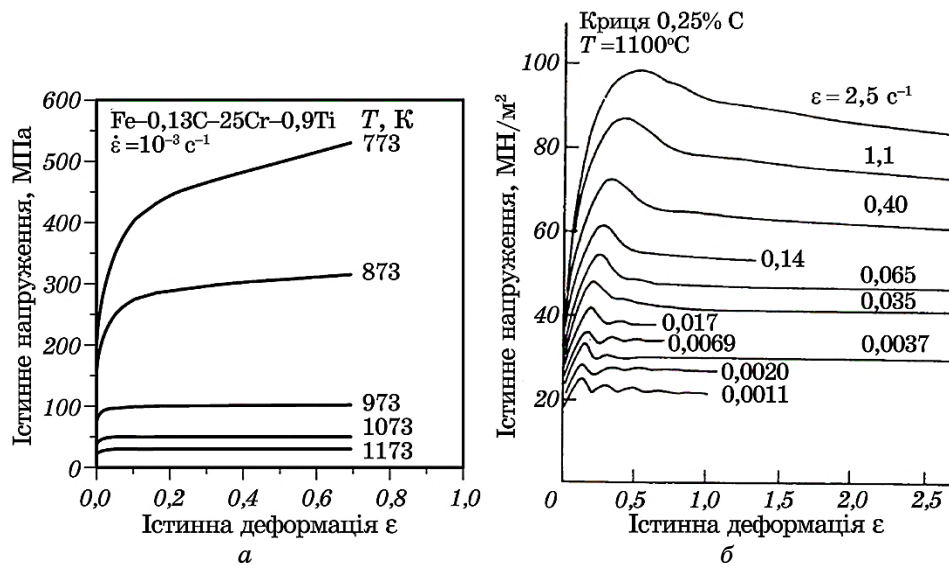


Рис. 7. Типові криві напруження–деформація, одержані під час гарячої деформації криць (*a* — стискання, *б* — кручення), що супроводжується динамічним поверненням (*a*) [38] і динамічною рекристалізацією (*б*) [39].

Fig. 7. Typical stress–strain curves obtained during hot deformation of steels (*a*—compression, *б*—torsion) accompanied by dynamic recovery (*a*) [38] and dynamic recrystallization (*б*) [39].

Оскільки поперечне ковзання та переповзання дислокацій є головними елементарними процесами динамічного повернення під час гарячої деформації, а зі збільшенням енергії дефектів пакування і, відповідно, зменшенням ширини розтягнутих дислокацій перебіг цих процесів полегшується, то динамічне повернення металів з більш високою енергією дефектів пакування відбувається інтенсивніше та приводить за інших рівних умов до утворення більш досконалої субструктури з більшими субзернами, ніж у металах з низькою енергією дефектів пакування [40]. До металів з динамічним поверненням, що активно розвивається під час гарячої деформації, зокрема, відносяться α -Fe, Al, Mo, W і Zn. Введення у стоп легувальних добавок, що входять у твердий розчин і зменшують енергію дефектів пакування, ускладнює динамічне повернення. Таке легування може привести до зростання напруження під час гарячого деформування на порядок [24].

4.2. Динамічна рекристалізація

На кривих напруження–деформація ДР проявляється у падінні на-

пруження течії. На стадії стаціонарної плинності можливі два типи поведінки металу (рис. 7, б). За більш високих швидкостей деформації напруження течії після спаду залишається незмінним, а за нижчих швидкостей напруження течії осцилює навколо певного середнього рівня, який є тим нижчим, чим менша швидкість деформації. Зі зростанням ступеня деформації амплітуда коливань напруження поступово зменшується і крива плинності згладжується. Однак за відносно високих швидкостей деформації через адіабатичний розігрів металу може спостерігатися плавний спад напруження на стадії плинності, про що свідчать три верхні криві на рис. 7, б.

Відомо [39, 41, 42], що низькі швидкості деформації, високі температури, а також малий початковий розмір зерна сприяють багатопіковій рекристалізації, і, навпаки, за відносно високих швидкостей деформації, низьких температур і великого початкового розміру зерна криві плинності є однопіковими.

Було запропоновано декілька критеріїв для аналізу переходу від однопікових до багатопікових кривих плинності. Лутон і Селларс [41], вивчаючи ДР у ніклевих і залізоніклевих стопах, виявили, що перехід від багатопікової до однопікової поведінки пов'язаний з піковою деформацією ε_p і деформацією, близькою до повної рекристалізації ε_x . Як показано на рис. 8, очевидно, що пікова деформація

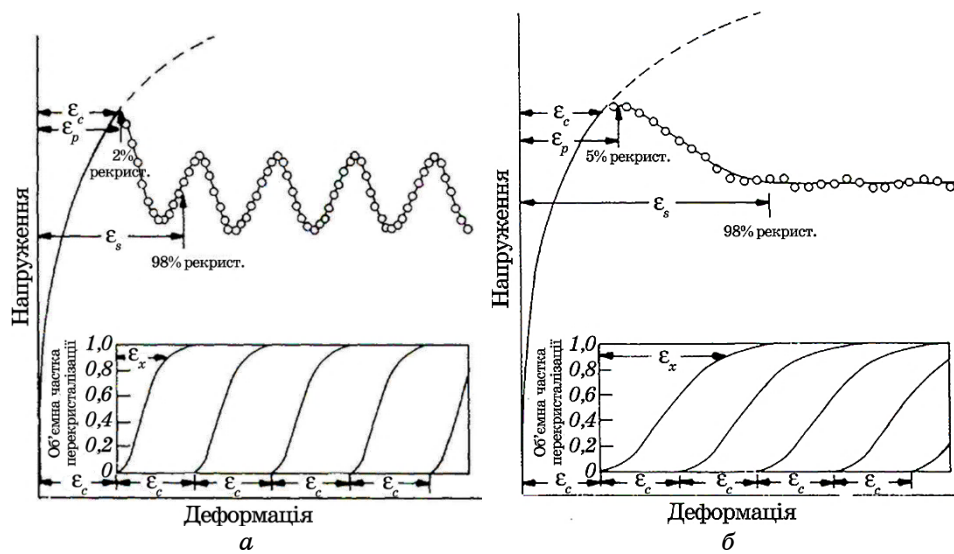


Рис. 8. Прогнозні криві напруження–деформація для динамічної рекристалізації [41]: $\varepsilon_x < \varepsilon_c$ (а); $\varepsilon_x > \varepsilon_c$ (б).

Fig. 8. Predicted stress–strain curves for dynamic recrystallization [41]: $\varepsilon_x < \varepsilon_c$ (a); $\varepsilon_x > \varepsilon_c$ (b).

дуже близька до критичної деформації ε_c , необхідної для початку процесу ДР. Відповідно до їхнього моделю, коли $\varepsilon_x < \varepsilon_c$, тобто рекристалізація в одному циклі практично завершується до того, як новий цикл рекристалізації знову почнеться для одночасно зміцнених рекристалізованих зерен, крива плинності буде мати кілька піків. Навпаки, поведінка з одним піком відбувається за умови $\varepsilon_x > \varepsilon_c$, коли наступний цикл рекристалізації починається у найбільш зміцнених у попередньому циклі рекристалізованих зернах до того, як рекристалізація цього циклу буде завершена.

Іншим критерієм, запропонованим Сакаї і Джонесом [43], передбачається, що форма кривої плинності залежить від співвідношення початкового (d_0) і стаціонарного (d_{ss}) розмірів зерен. Згідно з їхнім моделю, перехід від поведінки з кількома піками до поведінки з одним піком відповідає зменшенню середнього розміру зерна (приблизно як 2:1) у порівнянні з початковим розміром. Крива плинності з одним піком є механізмом, що контролюється зростанням (тобто подрібненням) зерен, і зазвичай початковий розмір зерна (d_0) більш ніж удвічі перевищує розмір динамічно рекристалізованого зерна у стаціонарному стані (d_{ss}). Поведінка з одним піком зазвичай пов'язана з ДР, заснованою на утворенні намістоподібної структури. Навпаки, крива плинності з кількома піками пов'язана з механізмом, що контролюється зародкотворенням і зіткненням (тобто збільшенням у розмірах) зерен, а також з умовою, що $d_0 < 2d_{ss}$. Однак механізм утворення намістоподібної структури не може бути реалізований під час огрубіння зерен, коли зростання кожного нового зерна зупиняється після зіткнення його меж з іншими зернами, що рекристалізуються [43].

У загальному випадку ДР відрізняється від СР тим, що рекристалізовані зерна, які з'явилися, з низькою густиною дислокацій під час свого росту поступово наклепуються через деформацію, що триває (в них підвищується густина дислокацій). Ділянки структури, що рекристалізувалися у першу чергу, починають наклепуватися раніше, і в них швидше досягається критична густина дислокацій, необхідна для зародження нових рекристалізованих зерен, які потім знову наклепуються і т. д. Цикли ДР і наклепу рекристалізованих зерен, що багаторазово повторюються, відповідають стаціонарній стадії з незмінним середнім розміром зерна.

Наклеп рекристалізованих зерен зменшує різницю у густині дислокацій по обидва боки від мігрувальної межі, а оскільки ця різниця є рушійною силою міграції, то швидкість зростання рекристалізованих зерен зменшується. Чим вищою є температура і нижчою швидкість деформації, тим більшими та досконалішими є рекристалізовані зерна.

До характерних особливостей структури металу на стадії ДР можна віднести наступні [35–37, 43]:

- неоднорідність субструктури за об'ємом металу та всередині окремих зерен, яка пов'язана з тим, що одні ділянки щойно рекристалізувалися, а раніше рекристалізовані ділянки зазнали наклепу та динамічного повернення;
- хвилястість або зубцюватість меж зерен, що викликана викиданням «язиків» під час зародження нових зерен (див. рис. 6);
- поява колоній нових зерен переважно навколо меж вихідних кристалітів (рис. 9, а і б);
- рівновісність зерен на відміну від витягнутих зерен на стадії динамічного повернення.

ДР зазвичай починається на наявних межах зерен (рис. 9, а), а нові зерна згодом зароджуються на межах щойно утворених зерен (рис. 9, б), і, таким чином, утворюється смуга з рекристалізованих зерен, яка поступово потовщується (рис. 9, в). Завдяки послідовній появі наступних шарів може утворитися намістоподобна зеренна структура. За сприятливих умов цей процес може продовжуватися до утворення дрібнозернистої динамічно рекристалізованої структури (рис. 9, г). Водночас динамічний розмір зерна чутливо залежить від умов деформації [44]. Однак слід зазначити, що ДР ніколи не буває повною, оскільки в нові рекристалізовані зерна деформацією, що триває, вносяться нові дислокації [16].

За умови істотного розвитку динамічного повернення критична густина дислокацій, яка необхідна для зародження центрів рекристалізації, може не бути досягнутою аж до найбільших ступенів деформації, й в таких умовах ДР може взагалі не розпочатися [35, 40, 43]. Саме така ситуація може спостерігатися у металах з високою енергією дефектів пакування (α -Fe, Al та ін.). І навпаки, у металах з порівняно низькою енергією дефектів пакування (γ -Fe, Ni, Cu, Co та ін.) динамічне повернення пригнічене і під час гарячої деформації достатніх ступенів може бути досягнута критична густина дислокацій, яка необхідна для ініціювання процесу ДР. До стопів, у яких за відносно високого ступеня гарячої деформації виникає ДР,

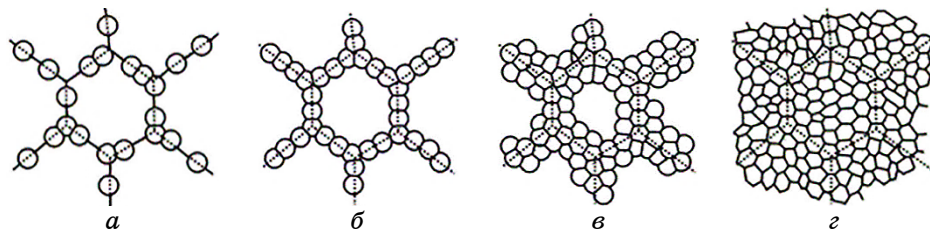


Рис. 9. Схема еволюції зеренної структури криці під час динамічної рекристалізації [19]. Пунктирні лінії показують початкові межі зерен.

Fig. 9. Schematic of the evolution of the grain structure of steel during dynamic recrystallization [19]. The dashed lines show the initial grain boundaries.

відносяться вуглецеві та леговані криці в аустенітному стані, жароміцні нікелеві стопи та латуні, що є вкрай важливим для реалізації різних технологічних схем ТМО їх у промислових умовах.

Легувальні елементи, які зменшують енергію дефектів пакування, ускладнюють динамічне повернення та полегшують ДР. Під час оцінки ролі легувальних добавок також слід враховувати можливе пригнічення ДР через гальмування міграції меж дисперсними часточками (карбідів, нітридів тощо), які можуть виділятися у процесі деформаційного оброблення. Коли сила закріплення меж, що викликана наявністю виділень, перевищує рушійну силу для міграції меж, ДР пригнічується; водночас утворюються дрібніші динамічно рекристалізовані зерна за великих деформацій, якщо утворення їх взагалі буде можливим за таких умов [45].

У загальному випадку критичний ступінь деформації, необхідний для початку ДР, збільшується зі зростанням швидкості деформації та пониженням температури, а також зі збільшенням розміру вихідного зерна [35, 36, 40, 41, 43].

5. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ ПІСЛЯ ЗАКІНЧЕННЯ ГАРЯЧОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Гарячедеформована структура металу містить велику кількість накопиченої енергії у вигляді дислокацій, що робить її термодинамічно нестабільною. Після гарячої деформації або впродовж міждеформаційних інтервалів встановлено три типи мимовільних відновлювальних процесів, такі як статичне повернення, статична рекристалізація (СР) та метадинамічна рекристалізація (МДР), що іноді зветься постдинамічною, які пов'язані з рівнем накопиченої деформації. Перші два процеси мають аналоги під час відпалу після холодної деформації, а МДР може перебігати тільки після гарячої деформації.

Тип відновлювальних процесів, їхня кінетика та внесок у знеміцнювання металу залежать від того, на якій стадії було перервано гарячу деформацію. На рисунку 10, *а* наведено криву плинності вуглецевої криці в аустенітному стані за температури у 780°C, а на рис. 10, *б* — кінетику знеміцнювання під час післядеформаційного ізотермічного витримування після переривання гарячого стискання за різних ступенів деформації [46].

Крива 1 на рис. 10, *б* відноситься до переривання гарячого стискання на стадії початкового деформаційного зміцнення (точка 1 на кривій плинності на рис. 10, *а*). У цьому випадку наклеп до моменту закінчення деформації ще занадто малий, щоб під час післядеформаційного витримування стала можливою СР, і післядеформаційне знеміцнювання відбувається тільки завдяки статичному поверненню. Це повернення починається безпосередньо після за-

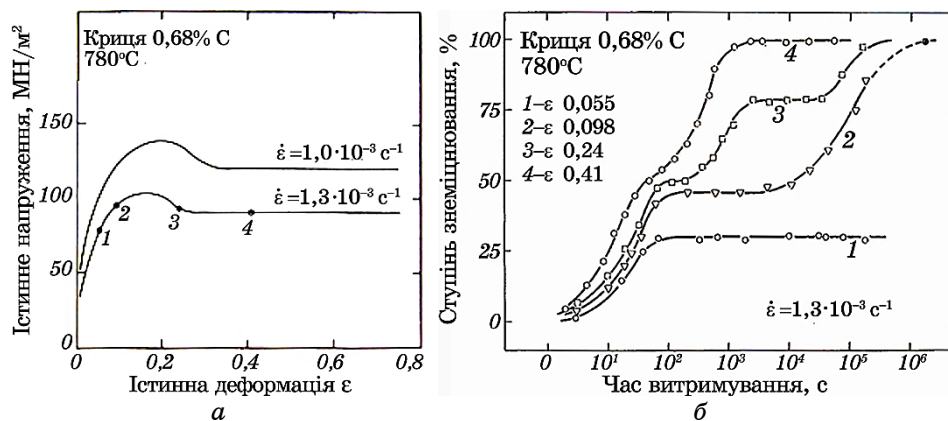


Рис. 10. Крива плинності криці з 0,68% С, деформованої стисненням за 780°C зі швидкістю у $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (а) та залежність ступеня знеміцнювання цієї криці від тривалості післядеформаційного витримування за 780°C (б) [46].

Fig. 10. Flow curves for 0.68% C steel compressed at 780°C with a rate of $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (a) and dependence of softening of this steel on the duration of post-deformation holding at 780°C (б) [46].

кінчення гарячої деформації (без інкубаційного періоду) і перебігає із поступовим згасанням. Статичне повернення визначається як зменшення густини і зміна розподілу дислокацій та інших дефектів кристалічної структури, що відбуваються під час витримування за підвищеної температури, де ці зміни не передбачають «вимітання» дефектів завдяки міграції великокутових меж [47]. Переривчаста деформація, температура, а також природа матеріалу чинять істотний вплив на статичне повернення. За таких умов енергія дефектів пакування матеріалу є найважливішим фактором, що впливає на ступінь відновлення, оскільки вона визначає механізми, які контролюють швидкість відновлення: швидкість переповзання дислокації та їхнього поперечного ковзання [19].

Крива 2 на рис. 10, б також відноситься до переривання гарячого стиснення на стадії деформаційного зміцнення, але ступінь деформації поряд з цим є вищим (точка 2 на рис. 10, а) і наклеп є достатнім для розвитку СР під час післядеформаційного витримування. Нові статично рекристалізовані зерна зароджуються переважно там, де локальна деформація найвища, тобто на вже наявних межах зерен, смугах деформації та включеннях. СР зазвичай починається після певного часового інтервалу (інкубаційного періоду) від початку витримування [19], необхідного для термічної активації процесу зародкоутворення, і призводить до повного знеміцнювання (другий підйом на кривій 2). Для ініціювання класичної СР потрібна відно-

сна деформація у $\cong 10\%$ [42]. З підвищенням швидкості гарячої деформації до певної міри зростає густина дислокацій; у результаті процес СР пришвидшується [47]. Упродовж інкубаційного періоду відбувається лише статичне повернення, яке розвивається дещо швидше та призводить до більшого знеміцнювання у порівнянні з попереднім випадком (плато на кривій 2 вище за плато на кривій 1). На кінетику процесу СР виражений вплив чинять рівень накопиченої деформації, початковий розмір аустенітного зерна, швидкість деформації, температура та хімічний склад криці [19].

Особливий інтерес представляє крива 3 на рис. 10, б, що характеризує знеміцнювання після деформації, перерваної на стадії початку ДР, але ще до досягнення стаціонарної стадії (точка 3 на спаді після пікового напруження на рис. 10, а). Знеміцнювання у цьому випадку відбувається у три етапи. Перший і третій підйоми на кривій 3 аналогічні підйомам на кривій 2 і відповідають процесам статичного повернення та СР відповідно. Новим є проміжний підйом на кривій 3, що відповідає МДР, яка на відміну від класичної СР перебігає без інкубаційного періоду. Згідно з Джонесом і співавторами [46, 48, 49], коли деформацію перервано на стадії ДР, є безліч свіжих зародків рекристалізованих зерен, що не встигли піддатися наклепу та здатні до зростання в статичних умовах відразу після припинення гарячої деформації. Багато великокутових меж рекристалізованих зерен, по обидва боки яких сильно різняться густини дислокацій, мігрували у бік більш наклепаних зерен під час гарячої деформації (див. рис. 3) і можуть продовжувати таку міграцію відразу після її закінчення. Цим зумовлено найважливішу для металургійної практики особливість МДР — відсутність інкубаційного періоду та зростання зерен за короткий час після завершення гарячої деформації металу. Перша затримка у знеміцнюванні (маленьке плато на кривій 3) є результатом того, що знеміцнювання за швидкого статичного повернення завершується раніше, ніж стане помітним знеміцнювальний ефект від МДР, що розвивається.

Крива 4 на рис. 10, б відповідає знеміцнюванню після припинення гарячої деформації на стадії стаціонарної плинності металу (точка 4 на рис. 10, а). Зупинка знеміцнювання після закінчення стадії статичного повернення не спостерігається через сильно розвинене на цьому етапі знеміцнювання від МДР. Відмінною особливістю є те, що МДР призводить до повного знеміцнювання за час, менший інкубаційного періоду СР, через що остання не ініціюється.

Різні механізми, що реалізуються після гарячої деформації, були додатково вивчені Ходжсоном і співавторами [50–52]. У роботах [53, 54] ними також розглянуто механізм знеміцнювання завдяки перебігу МДР в аустеніті після повної ДР (рис. 11, а). Початкове знеміцнювання, яке спостерігається на ранній стадії післядеформаційного витримування, зумовлене швидким зростанням динамі-

чно сформованих зародків, що мають високу рушійну силу міграції через відносно низьку густину дислокацій всередині них у порівнянні з сусідніми зернами (рис. 11, *а* і *б*). Це приводить до утворення вільних від дислокацій областей позаду меж, що рухаються (рис. 11, *б*). Прогресуюче руйнування субмеж всередині динамічно рекристалізованих зерен, зумовлене переповненням та анігіляцією дислокацій, у підсумку приводить до утворення зерен, які практично вільні від дислокацій, та пониження швидкості міграції меж зерен (рис. 11, *в* і *г*).

Таким чином, чим більшим є ступінь гарячої деформації до початку стадії плинності металу, тим швидше відбувається знеміцнювання під час післядеформаційного витримування та дрібнішим є рекристалізоване зерно. Збільшення ступеня деформації на стадії плинності не впливає ні на швидкість знеміцнювання, ні на розмір зерна під час післядеформаційного витримування. Швидкість післядеформаційного знеміцнювання зростає з підвищенням температури гарячої деформації [51, 52].

Основна відмінність між СР і МДР полягає в їхніх кінетичних залежностях. МДР істотно залежить від швидкості деформації, неістотно залежить від температури та хемічного складу криці, але майже не залежить від ступеня деформації. СР, з іншого боку, істотно залежить від температури, ступеня деформації та розміру зер-

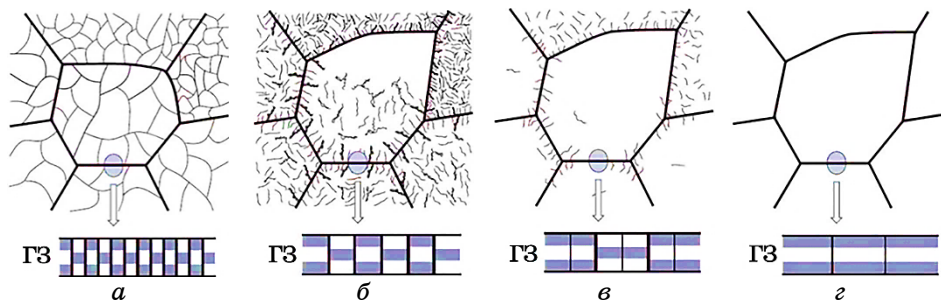


Рис. 11. Схематичне зображення запропонованого у роботі [54] механізму постдинамічного знеміцнювання: початковий динамічно рекристалізований стан (*а*); швидка міграція меж зерен і руйнування субмеж (*б*); видалення дислокацій із внутрішньої частини зерен (*в*); кінцевий бездислокаційний стан зерен (*г*). Вставки на рис. (*а*)–(*г*) ілюструють прогресуюче зменшення кількості дислокацій з обох боків від меж зерен («ГЗ»).

Fig. 11. Schematic representation of the post-dynamic softening mechanism proposed in Ref. [54]: the initial dynamically recrystallized state (*a*); rapid grain-boundary migration and disintegration of subboundaries (*б*); removal of dislocations from the grain interiors (*в*); formation of dislocation-free grains (*г*). The insets in (*a*)–(*г*) illustrate a progressive loss of visibility of extrinsic dislocations inside the grain boundary (ГЗ) structure.

на, але неістотно залежить від швидкості деформації.

6. ЗАСТОСУВАННЯ У ПРОМИСЛОВИХ УМОВАХ

Взаємозв'язок між структурою та властивостями криць зумовлює важливість формування бажаних типів структур під час вальцювання металовиробів у промислових умовах. Залежно від умов проведення гарячого деформування (зміни температури, ступеня та швидкості деформації, тривалості післядеформаційного витримування) може спостерігатися широкий спектр структурних станів деформованого металу: від гаряченаклепаного до статично рекристалізованого [55]. Ці структурні стани, яких зафіксовано охолодженням, визначають комплекс механічних властивостей вальцювання за кімнатної температури після перебігу відповідних фазових перетворень.

У випадку низькошвидкісного гарячого вальцювання у більшості випадків ступінь деформації за один прохід порівняно невеликий і в зоні деформації (між вальцювими валками) відбувається тільки динамічне повернення, що не змінює форми зерен. Після виходу з міжвалкового простору в металі, що охолоджується, може відбуватися тільки статичне повернення, а зерна залишаються витягнутими у напрямку деформаційної течії (рис. 12, *а*), або можлива також СР, у результаті якої утворюються рівновісні рекристалізовані зерна (рис. 12, *б*). Перший випадок є характерним для металів із високою, а другий — із низькою енергією дефектів пакування [56].

Одним із найважливіших параметрів процесу гарячого вальцювання, що впливає на умови початку ДР, є час між деформаційними проходками. Коли міждеформаційна пауза є дуже короткою для початку та розвитку СР або для виділення дисперсних частинок (карбідів, нітридів тощо) недостатньо часу, то у цих умовах відбувається накопичення деформації, що приводить до початку та розвитку ДР і МДР (рис. 13). І навпаки, коли тривалість міждеформаційної паузи є значною, як, наприклад, під час вальцювання листів на реверсивних станах, є достатньо часу для перебігу СР чи виділення дисперсних частинок. Останнє, як було зазначено раніше, запобігає початку ДР. Вплив тривалості міждеформаційних пауз на характер відновлювальних процесів, що відбуваються у гарячедетформованому аустеніті, і, зокрема, на те, у яких випадках ініціюється ДР, ретельно розглянуто у роботах Джонеса та співавторів [57–60].

Одним з найпоширеніших у металургійній практиці є спосіб ТМО крицевого довгомірного вальцювання круглого перерізу, який має назву «Стелмор-процес», а технологічна ділянка охолодження металу має назву лінії двостадійного (водоповітряного) охолодження (рис. 14). У складі такої лінії гарячедетформоване вальцювання після виходу з високошвидкісного чистового вальцювального блоку охолоджується до певної температури водою у спеціальних форсунко-

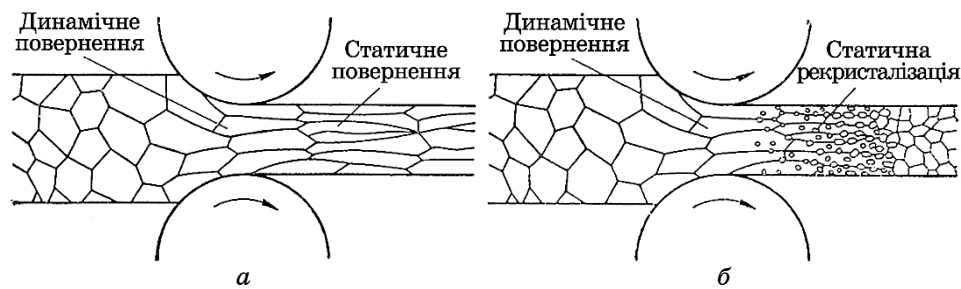


Рис. 12. Схеми комбінацій динамічних і статичних відновлювальних процесів під час гарячого вальцювання з невеликим обтисненням [56].

Fig. 12. Schemes of combinations of the dynamic and static processes during hot rolling with small reductions [56].

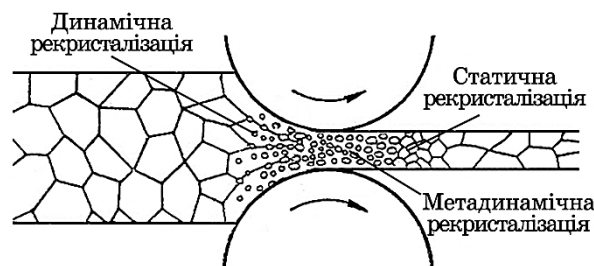


Рис. 13. Схема комбінації динамічних і статичних відновлювальних процесів під час гарячого вальцювання з великим обтисненням [61].

Fig. 13. Scheme of combinations of the dynamic and static processes during hot rolling with high reductions [61].

вих пристроях, а після розкладання на витки — повітряними потоками, які нагнітаються дуттьовими вентиляторами знизу-вгору, або на спокійному повітрі на роликовому транспортері.

Якщо розглядати зазначені вище відновлювальні процеси у контексті виробництва койлового вальцювання малого перерізу (діаметром у 5,5–6,5 мм) на Стелмор-лінії, то фінальна гаряча деформація металу відбувається у високошвидкісному чистовому вальцювому блоці, що складається з 8–12 вальцювих клітей, які мають загальний привод від одного електродвигуна. Міжклітинні віддалі у таких блоках — переважно короткі (менші за 1 м), швидкість вальцювання на виході з блоку становить 90–120 м/с, а сумарний відносний ступінь деформації складає $\cong 90\%$ за одиничного обтиснення у $\cong 20\%$. Це означає, що у процесі виробництва койлового вальцювання малого діаметра метал зазнає 90%-сумарної деформації у вальцювому блоці менше, ніж за 1 с. Температура металу на виході з

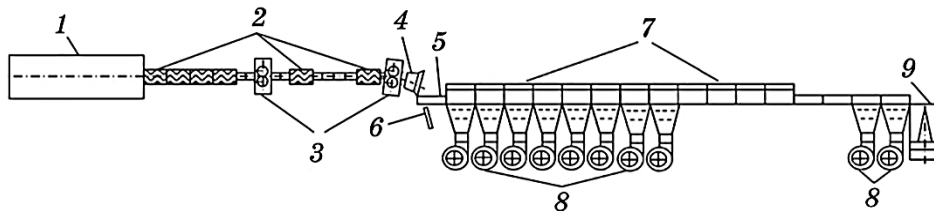


Рис. 14. Схема розташування основного обладнання сучасної Стелмор-лінії [62]: чистовий вальцювальний блок (1); ділянка водяного охолодження (2); трайбапарати (3); виткоутворювач (4); приймальний стіл витків вальцівки (5); пірометер (6); ділянка регульованого повітряного охолодження з вальцевим транспортером і теплоізоляційними кришками (7); дуттьові повітряні вентиляторні системи (8); шахта виткозбірника (9).

Fig. 14. Scheme of layout of the main equipment of a modern Stelmor line [62]: finishing rolling block (1); water cooling line (2); pinch roll (3); laying head (4); receiving table for rolled coils (5); pyrometer (6); controlled air-cooling line with roller conveyor and heat-insulating hoods (7); blower air fan systems (8); collecting pit (9).

вальцевого блоку (температура завершення деформації) зазвичай змінюється у діапазоні 1000–1200°C. Такі режими гарячого деформування створюють передумови для початку та пришвидшеного перебігу в криці процесів рекристалізації, зокрема ДР і МДР (рис. 13).

Якщо динамічно рекристалізований метал після виходу з вальцювального блоку піддавати післядеформаційним витримуванням за температури закінчення гарячого деформування, то в ньому будуть відбуватися процеси статичного повернення та полігонізації (надлишкові дислокації будуть перебудовуватися в субмежі), а також МДР і, можливо, СР (надлишкову кількість дислокацій буде «ліквідовано» у результаті міграції великокутових меж), що дає можливість контролювано регулювати ступінь наклепу та розмір зерна гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду і, як результат, — об'ємну частку структурних складових, що утворюються у процесі фазово-структурних перетворень [63]. Ця особливість є найважливішим інструментом для металургійної практики з точки зору можливості керування мікроструктурним дизайном у гарячедеформованому металі та одержання заданого комплексу механічних властивостей готових металовиробів.

Таким чином, саме процеси МДР і СР, що перебігають після ДР і статичної полігонізації, є визначальними під час реалізації знеміцнювальних схем ТМО-вальцювання. Знеміцнювальний ефект за ТМО досягається завдяки регулюванню величини динамічно рекристалізованого аустенітного зерна шляхом пришвидшеного водяного охолодження металу від температури закінчення гарячого де-

формування до температури розкладання вальцювання на витки перед початком стадії повітряного охолодження [61]. Контрольоване керування вказаними процесами структуроутворення під час охолодження металу з вальцювального нагріву на Стелмор-лінії створює сприятливі передумови для вирішення важливої науково-прикладної проблеми — пластифікації койлового вальцювання з низьковуглецевих легованих криць, зокрема зварювального призначення [64].

Наукова концепція знеміцнювального ТМО койлового вальцювання з низьковуглецевих криць ґрунтується на створенні структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна завдяки процесу ДР і мінімальною густиною дефектів кристалічної структури (дислокацій) та упорядкуванням їх за рахунок наступного перебігу статичного повернення та МДР з одночасним пригніченням розвитку СР. Перетворення дрібнозернистого метастабільного аустеніту за такої схеми ТМО починається за більш високих температур у порівнянні з крупнозернистим (після розвитку у достатній мірі процесу СР) та у випадку низьковуглецевих легованих криць супроводжується утворенням більшої об'ємної частки структурно-вільного фериту, меншим ступенем мікродеформації його кристалічної ґратниці, зменшенням твердорозчинного зміцнення за рахунок пониження концентрації Карбону у фериті та меншою вірогідністю утворення структур бейнітного та мартенситного типу під час уповільненого охолодження койлового вальцювання на транспортері Стелмор-лінії [64, 65].

7. ВИСНОВКИ

Проведено огляд наявних науково-технічних публікацій, які стосуються деформаційного зміцнення, відновлення, міграції меж зерен, зародкоутворення та зростання зерен, що пов'язані з динамічною, метадинамічною та статичною рекристалізацією гарячедеформованого аустеніту, а також впливу вихідного розміру аустенітного зерна, температури та швидкості деформації на зазначені процеси під час високошвидкісного вальцювання та післядеформаційного охолодження крицевого койлового вальцювання в промислових умовах. Показано, що природа відновлювальних процесів у гарячедеформованому аустеніті, які відповідальні за формування структури термомеханічно зміцнених криць, є достатньо добре вивченою, а самі процеси успішно використовують на практиці для одержання високоміцних металовиробів. Проте їхнє раціональне застосування у контексті знеміцнювального термомеханічного оброблення крицевого вальцювання недостатньо досліджено і багато в чому залишається незрозумілим.

Розвинуто подальші уявлення щодо фундаментальних положень знеміцнювального термомеханічного оброблення койлового вальцювання з низьковуглецевих криць у потоці сучасних технологічних ліній, що ґрунтуються на створенні специфічного структурного стану гарячедеформованого аустеніту перед початком його розпаду, який характеризується дрібним розміром зерна за рахунок розвитку динамічної рекристалізації та мінімальною густиною дислокацій та упорядкуванням їх завдяки наступному перебігу статичного повернення та метадинамічної рекристалізації з одночасним пригніченням розвитку статичної рекристалізації. Перетворення дрібнозернистого метастабільного аустеніту за такої схеми термомеханічного оброблення починається за більш високих температур порівняно з крупнозернистим та у випадку низьковуглецевих легованих криць буде супроводжуватися утворенням більшої об'ємної частки структурно-вільного фериту, меншим ступенем мікродеформації його кристалічної ґратниці, зменшенням твердорозчинного зміцнення завдяки пониженню концентрації Карбону у фериті та меншою вірогідністю утворення структур бейнітного та мартенситного типу під час уповільненого охолодження койлового вальцювання на транспортері Стелмор-лінії. Така концепція є головною передумовою для вирішення важливої науково-прикладної проблеми—пластифікації койлового вальцювання з низьковуглецевих легованих криць, зокрема зварювального призначення, які у подальшому піддаються холодній пластичній деформації з високими ступенями.

Цей матеріал було створено за підтримки проекту «Встановлення особливостей формування структурного стану та властивостей бунтового вальцювання з легованих Cr–Mo–V криць для підвищення його деформованості при виробництві зварювальних матеріалів» (державний реєстраційний номер науково-дослідної роботи 0125U000021).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. K. Okuda, K. Yamamitsu, X. Xu, and G. Miyamoto, *Tetsu Hagane*, **109**: 323 (2023).
2. B. Zhao, F. Ai, Q. Yuan, H. Wu, J. Cheng, S. Wang, and D. Xie, *J. Phys. Conf. Ser.*, **2463**: 012011 (2023).
3. S. Huang, C. Li, Z. Li, C. Zhuang, Z. Zeng, and J. Wang, *Materials*, **15**: 3438 (2022).
4. K. Isobe, Y. Kumagai, and T. Satou, *ISIJ Int.*, **63**: 919 (2023).
5. M. Yan, J. Sun, H. Huang, L. Chen, K. Dong, and Z. Chen, *J. Iron Steel Res. Int.*, **25**: 1113 (2018).
6. R. Kuziak, Z. Kania, V. Pidvysots, H. Roelofs, M. Pernach, and M. Pietrzyk, *Mater. Sci. Forum*, **892**: 23 (2017).
7. G. Liu, J. Liu, J. Zhang, M. Zhang, and Y. Feng, *Materials*, **14**: 6900 (2021).

8. X. Li., X. Zhou, Q. Jiang, and Z. Liu, *JOM*, **75**: 2225 (2023).
9. K. Rytberg, M. K. Wedel, P. Dahlman, and L. Nyborg, *J. Mater. Process. Technol.*, **209**: 3325 (2009).
10. T. Kozmel and S. Tin, *Metall. Mater. Trans. A*, **46**: 3208 (2015).
11. S. Benarrache, T. Benchatti, and H. Benhorma, *Ann. Chim. Sci. Materiaux*, **43**: 11 (2019).
12. S. G. Gautam and H. K. C. Kumar, *J. Alloys Compd.*, **587**: 380 (2014).
13. T. Klein, S. Niknafs, R. Dippenaar, H. Clemens, and S. Mayer, *Prakt. Metallogr.*, **52**: 259 (2015).
14. S. Y. P. Allain, S. Aoued, A. Quintin-Poulon, M. Gouné, F. Danoix, J.-C. Hell, M. Bouzat, M. Soler, and G. Geandier, *Materials*, **11**, Iss. 7: 1087 (2018).
15. S. Gaudez, J. Teixeira, S. Denis, G. Geandier, and S. Y. P. Allain, *Mater. Charact.*, **185**: 111740 (2022).
16. С. И. Губенко, В. В. Парусов, *Деформация металлических материалов* (Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС: 2006); S. I. Gubenko and V. V. Parusov, *Deformatsiya Metallicheskih Materialov* [Deformation of Metallic Materials] (Dnepropetrovsk: ART-PRESS: 2006) (in Russian).
17. S. Gubenko, *Physical Nature of Plasticity and Strengthening of Metals During Deformation* (Germany-Mauritius: Beau Bassin. LAP LAMBERT Academic publishing: 2020).
18. H. J. McQueen and J. J. Jonas, *J. Appl. Metalwork.*, **3**: 410 (1985).
19. J. Humphreys, G. S. Rohrer, and A. Rollett, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena (3rd Ed.)* (Elsevier: 2017).
20. T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, and J. J. Jonas, *Prog. Mater. Sci.*, **60**: 130 (2014).
21. M. F. Ashby, R. W. Messler, R. Asthana, E. P. Furlani, R. E. Smallman, A. H. W. Ngan, R. J. Crawford, and N. Mills, *Engineering Materials and Processes Desk Reference (1st Ed.)* (USA: Elsevier: 2009).
22. U. F. Kocks and H. Mecking, *Prog. Mater. Sci.*, **48**, Iss. 3: 171 (2003).
23. E. Nes, *Acta Metall. Mater.*, **43**, Iss. 6: 2189 (1995).
24. K. Huang, *Towards the Modelling of Recrystallization Phenomena in Multipass Conditions: Application to 304L Steel (Ph.D. Thesis)* (Paris: National School of Mines of Paris: 2012).
25. P. A. Beck and P. R. Sperry, *J. Appl. Phys.*, **21**: 150 (1950).
26. M. C. Theyssier and J. H. Driver, *Mater. Sci. Eng. A*, **272**, Iss. 1: 73 (1999).
27. W. B. Hutchinson, *Acta Metall.*, **37**, Iss. 4: 1047 (1989).
28. P. A. Beck, *J. Appl. Phys.*, **20**: 633 (1949).
29. R. W. Cahn, *Proc. Phys. Soc.*, **63**, Iss. 4: 323 (1950).
30. P. R. Rios, F. Siciliano, H. R. Z. Sandim, R. L. Plaut, and A. F. Padilha, *Mater. Res.*, **8**, Iss. 3: 225 (2005).
31. A. Belyakov, H. Miura, and T. Sakai, *Mater. Sci. Eng. A*, **255**, Iss. 1–2: 139 (1998).
32. E. Brünger, X. Wang, and G. Gottstein, *Scr. Mater.*, **38**, Iss. 12: 1843 (1998).
33. X. Wang, E. Brünger, and G. Gottstein, *Scr. Mater.*, **46**, Iss. 12: 875 (2002).
34. H. Beladi, P. Cizek, and P. D. Hodgson, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**: 1175 (2009).
35. H. J. McQueen and J. J. Jonas, *Treatise Mater. Sci. Technol.*, **6**: 393 (1975).
36. D. Hardwick and W. J. McG. Tegart, *J. Inst. Met.*, **90**: 17 (1961).
37. J. J. Jonas, C. M. Sellars, and W. J. McG. Tegart, *Met. Rev.*, **14**, Iss. 1: 1 (1969).
38. A. N. Belyakov and R. O. Kaibyshev, *Phys. Met. Metallogr.*, **78**: 240 (1994).

39. C. Rossard and P. Blain, *Mem. Sci. Rev. Metall.*, **56**: 285 (1959).
40. C. M. Sellars, *Philos. Trans. Roy. Soc. Lond. A*, **288**: 147 (1978).
41. M. J. Luton and C. M. Sellars, *Acta Metall.*, **17**, Iss. 8: 1033 (1969).
42. R. A. Petkovic, M. J. Luton, and J. J. Jonas, *Can. Metall. Quart.*, **14**, Iss. 2: 137 (1975).
43. T. Sakai and J. J. Jonas, *Acta Metall.*, **32**, Iss. 2: 189 (1984).
44. T. Sakai and J. J. Jonas, *Encyclopaedia of Materials: Science and Technology* (2nd Ed.): 7079 (2001).
45. I. Weiss and J. J. Jonas, *Metall. Trans. A*, **10**, Iss. 7: 831 (1979).
46. R. A. P. Djaic and J. J. Jonas, *Metall. Trans.*, **4**: 621 (1973).
47. R. W. Cahn, *Physical Metallurgy* (Amsterdam: North Holland Publishing Company: 1965).
48. R. A. P. Djaic and J. J. Jonas, *J. Iron and Steel Inst.*, **210**: 256 (1972).
49. R. A. Petkovic, M. J. Luton, and J. J. Jonas, *Acta Metall.*, **27**, Iss. 10: 1633 (1979).
50. P. D. Hodgson and R. K. Gibbs, *ISIJ Int.*, **32**, Iss. 12: 1329 (1992).
51. C. Roucoules, P. D. Hodgson, S. Yue, and J. J. Jonas, *Metall. Mater. Trans. A*, **25**: 389 (1994).
52. C. Roucoules and P. D. Hodgson, *Mater. Sci. Tech.*, **11**, Iss. 6: 548 (1995).
53. H. Beladi, P. Cizek, and P. D. Hodgson, *Scr. Mater.*, **62**, Iss. 4: 191 (2010).
54. H. Beladi, P. Cizek, and P. D. Hodgson, *Acta Mater.*, **59**, Iss. 4: 1482 (2011).
55. Dierk Raabe, *23 - Recovery and Recrystallization: Phenomena, Physics, Models, Simulation. Physical Metallurgy (Fifth Edition)* (Eds. David E. Laughlin and Kazuhiro Hono) (Elsevier: 2014), pp. 2291–2397.
56. И. И. Новиков, *Теория термической обработки металлов* (Москва: Металлургия: 1978); I. I. Novikov, *Teoriya Termicheskoy Obrabotki Metallov* [Theory of Thermal Processing of Metals] (Moskva: Metallurgiya: 1978) (in Russian).
57. J. W. Bowden, F. H. Samuel, and J. J. Jonas, *Metall. Trans. A*, **22**: 2947 (1991).
58. P. R. Cetlin, S. Yue, J. J. Jonas, and T. M. Maccagno, *Metall. Trans. A*, **24**: 1543 (1993).
59. J. J. Jonas, *Mater. Sci. Forum*, **284–286**: 3 (1998).
60. J. J. Jonas, *Steel Res. Int.*, **76**, Iss. 5: 392 (2005).
61. Е. В. Олійник, Е. В. Парусов, І. М. Чуйко, *Матер. міжнар. наук.-техн. конф. Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні – ITMM'2024* (10–11 квітня 2024 р., Дніпро) (Дніпро: УДУНТ: 2024), с. 57–64; E. V. Oliinyk, E. V. Parusov, and I. M. Chuiko, *Mater. of the Int. Sci. and Tech. Conf. Information Technologies in Metallurgy and Machine Building – ITMM'2024* (April 10–11, 2024, Dnipro) (Dnipro: Ukrainian State University of Science and Technologies: 2024), p. 57–64 (in Ukrainian).
62. Е. В. Парусов, О. Б. Сычков, С. І. Губенко, С. О. Малашкін, Л. В. Сагура, *Наукові праці ВНТУ*, **3**: 1 (2017); E. V. Parusov, O. B. Sychkov, S. I. Gubenko, S. O. Malashkin, and L. V. Sahura, *Scientific Works of VNTU*, **3**: 1 (2017) (in Ukrainian).
63. В. В. Парусов, А. Б. Сычков, В. А. Луценко, Э. В. Парусов, *Металлургическая и горнорудная промышленность*, **6**: 54 (2003); V. V. Parusov, A. B. Sychkov, V. A. Lutsenko, and E. V. Parusov, *Metallurgical and Mining Industry*, **6**: 54 (2003) (in Russian).
64. V. V. Parusov, I. N. Chuyko, O. V. Parusov, A. B. Sychkov, V. I. Suhomlin, *Metallurgical and Mining Industry*, **6**: 61 (2013).
65. V. V. Parusov, O. V. Parusov, I. N. Chuyko, A. B. Sychkov, *Metallurgical and Mining Industry*, **2**, No. 2: 137 (2010).