

Вакуленко І. О., Болотова Д. М., Перков О. М., Плітченко С. О.

Вплив гарячої деформації на структуру аустеніту вуглецевої сталі

Vakulenlo I. Alex., Bolotova D., Perkov O., Plitchenko S.

Effect the hot deformation on austenite structure of the carbon steel

Мета. Визначення впливу температури і ступеня гарячої пластичної деформації на розвиток збіркової рекристалізації аустеніту вуглецевої сталі. **Методика.** В якості матеріалу для досліджень використані вуглецеві сталі з концентрацією вуглецю 0,55 і 0,65%, що відповідають максимальному і мінімальному значенню в межах марочного складу для суцільнокатаних залізничних коліс. Кількість інших хімічних елементів відповідає вимогам нормативної документації на залізничні колеса. Зразки для досліджень мали форму циліндрів діаметром 20 та висотою 40 мм. Різну ступінь пластичної деформації отримували при стисненні зі швидкістю деформації порядку 10^{-3} с^{-1} . Для нагріву зразків до температур гарячого обтиснення використані нагрівальні електричні печі камерного типу. При нагріві зразків здійснені заходи, що запобігають окисленню та локальному зниженню концентрації атомів вуглецю на їх поверхнях. Після термічної обробки зразків та механічної підготовки поверхні, виявлення структури аустеніту здійснювали з використанням травника на основі суміші розчинів з соляної та пікринової кислот. Структуру сталей досліджували під світловим мікроскопом. Розмір зерна аустеніту визначали за методиками кількісної металографії. **Результати.** Дослідженням структури вуглецевої сталі визначено, що за умов підвищення температури відпалу, виникнення структурної неоднорідності аустеніту обумовлено зміною механізму розвитку збіркової рекристалізації. Починаючи від 10 % гарячого обтискування, пропорційно ступеню пластичної деформації, розвиток збіркової рекристалізації за механізмом руху великокутових меж приводить до подрібнення зерна аустеніту і формуванню однорідної структури. При ступенях гарячої деформації менш ніж 10 %, щільності дислокацій недостатньо для формування зародку для розвитку збіркової рекристалізації за механізмом руху великокутових меж. В результаті значно швидше відбувається рекомбінація дислокацій в зернах гарячедеформованого аустеніту, що призведе до розділення зерен на окремі фрагменти. Їх розмір буде визначатися щільністю дислокацій, що введені за гарячого обтискування. Куті разорієнтації між фрагментами мають проміжні значення між межами з великими кутами разорієнтації та субмежами, що визначає їх низьку мобільність. Для такої структури розвиток збіркової рекристалізації в аустеніті буде відбуватися за механізмом розчинення меж зерен. В результаті, виникає значна неоднорідність структури аустеніту, що визначається різницею в розмірах між сусідніми зернами до декількох разів. **Наукова новизна.** В залежності від умов гарячого обтискування вуглецевої сталі, визначене значення пластичної деформації, що розділяє розвиток збіркової рекристалізації аустеніту за якісно різними механізмами. За низького значення гарячого обтискування, коли щільності дислокацій недостатньо для формування зародка збіркової рекристалізації за механізмом руху великокутових меж, відбувається зростання зерен аустеніту за механізмом розчинення меж зерен. **Практична значущість.** Визначення впливу температури і ступеня гарячої пластичної деформації на механізм розвитку збіркової рекристалізації, дозволить оптимізувати технологію обтискування заготовки суцільнокатаного залізничного колеса.

Ключові слова: сталь, температура, деформація, аустеніт, розмір зерна, збіркова рекристалізація.

Purpose. Determination influence temperature and degree of hot plastic deformation carbon steel on the development secondary recrystallization of the austenite. **Methodology.** The carbon steels with a concentration of carbon by 0.55 and 0.65%, which correspond to the maximum and minimum values within the brand composition for all-rolled railway wheels, were used as material for the research. The number of other chemical elements met requirements of the documentation for railway wheels. The samples for research had the form of cylinders with a diameter of 20 and a height of 40 mm. Different degrees of plastic deformation were obtained during compression with a deformation rate of 10^{-3} s^{-1} . Chamber-type electric heating furnaces were used to heat the samples to temperatures of the hot pressing. When heating samples, measures are taken to prevent oxidation and a local decrease concentration of the carbon atoms on their surfaces. After heat treatment of the samples and mechanical preparation of the surface, detection of the structure of austenite was carried out using the etching based on a mixture of solutions hydrochloric and picric acids. The structure of the steels was investigated under a light microscope. The size of the austenite grain was determined by the methods of quantitative metallographic. **Findings.** The study structure of the carbon steel determined that under conditions of increasing the annealing temperature, the occurrence of structural heterogeneity of the austenite is caused by a change at mechanism of the development secondary recrystallization. Starting from 10% of hot pressing, in proportion to the degree of plastic deformation, development secondary recrystallization by the mechanism of movement of the large-angle boundaries leads to grinding of the austenite grain and the formation of a homogeneous structure. At degrees of hot deformation less than 10%, the density of dislocations is not enough to form a nucleus for the development secondary recrystallization by the mechanism of movement of the large-angle boundaries. As a result, recombination of the dislocations in grains of hot deformed austenite will occur much faster, which will lead to the separation of grains into fragments. Their size will be determined by the density of dislocations introduced during hot pressing. Disorientation angles between fragments have intermediate values between boundaries with large disorientation angles and subboundaries, which determines their low mobility. For such a structure, development of the secondary recrystallization in austenite will occur by the mechanism of grain boundary dissolution. As a result, there is significant heterogeneity structure of the austenite, which is determined by the difference in sizes between neighboring grains up to several times. **Originality.** Depending on the conditions of hot pressing of the carbon steel, the value of plastic deformation is determined, which separates development the secondary recrystallization of the austenite by qualitatively different mechanisms. At a low value of hot deformation, when the density of dislocations is not sufficient for the formation of a nucleus of the secondary recrystallization by the mechanism movement of the large-angle boundaries, the growth austenite grains occurs by the mechanism of dissolution of the grain boundaries. **Practical value.** Determining effect temperature and degree of hot plastic deformation on the mechanism of the development secondary recrystallization will allow to the optimize tech-

Вакуленко І. О. – д.т.н., УДУНТ
Болотова Д. М. – ДПЗЛ
Перков О. М. – к.т.н., ІММ НАНУ
Плітченко С. О. к.т.н., УДУНТ

Vakulenlo I. – d.t.s., USUST
Bolotova D. – DPZL
Perkov O. – c.t.s.
Plitchenko S. – c.t.s., USUST

nology crimping the blank of the all-rolled railway wheel.

Keywords: steel, temperature, deformation, austenite, grain size, secondary recrystallization.

Вступ.

За певного співвідношення температури, швидкості та ступеня пластичної деформації, одночасно зі зміцненням, в вуглецевих сталях мають розвиток процеси пом'якшення [1-2]. Формування структури аустеніту в процесі гарячого обтискування сталі в значній ступені визначається співвідношенням в розвитку процесів деформаційного зміцнення та пом'якшення після завершення деформації [3, 4]. За високих температур, коли швидкість процесів пом'якшення в аустеніті перевищує приріст міцності від пластичної деформації, досягаються умови розвитку динамічного пом'якшення. Комплекс властивостей металу після такої деформації мало відрізняється від недеформованого стану. В той же час, за відносно невисоких гомологічних температур обтискування, зниження швидкості розвитку процесів пом'якшення може сприяти збереженню частини ефекту деформаційного зміцнення, що набуватиме визначеного відбитку на структурному стані аустеніту. Формування структури аустеніту за таких умов є одним із напрямків підвищення комплексу властивостей вуглецевих сталей, особливо для виробів, що складаються з елементів великих перетинів [4].

Загальний вигляд залежності діючого напруження від ступеня гарячої пластичної деформації обумовлений якісними відмінностями в розвитку процесів структурних перетворень. Враховуючи зміну фазового складу вуглецевих сталей в залежності від температури нагріву, розвиток процесів структурних перетворень буде визначатися домінуючим впливом від окремої фази, її морфології або сумарним результатом для багатофазної системи [3]. В загальному вигляді, для вуглецевих сталей в аустенітному стані ефективною перешкодою поширенню пластичної течії є межі зерен та субзерен. При цьому, величина приросту напруження є пропорційною величині опору межі зерна аустеніту розповсюдженню пластичної деформації, що в свою чергу визначається залежністю від низки визначених чинників. Головними, з яких є опір кристалічній решітці аустеніту переміщенню дислокацій, розташування та загальна щільність дислокацій, кількість меж зерен, що зустрічаються на шляху їх руху, тощо [5]. На підставі цього, співвідношення між приростом кількості дефектів кристалічної будови в процесі гарячого обтискування вуглецевої сталі і ступенем їх анігіляції до початку примусового охолодження, буде мати вирішальний вплив на формування кінцевого структурного стану аустеніту. В процесі подальшого охолодження, наприклад, визначеного елемента залізничного колеса, наслідування структурного стану аустеніту набуватиме вирішального значення при розвитку процесу перлітного перетворення. На підставі цього, додаткові дослідження, що спрямовані на пояснення спільного впливу температури та ступеня гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі на

формування структури аустеніту, слід розглядати як одну із складових технології виготовлення суцільнокатаних залізничних коліс.

Аналіз літературних джерел.

Особливості формування структури в результаті гарячого обтиснення металевого матеріалу в загальному вигляді, можуть бути зведені до виконання певного співвідношення між двома конкуруючими процесами: динамічного зміцнення та пом'якшення. У переважній більшості випадків практично повна відсутність наслідків від розвитку процесів деформаційного зміцнення обумовлена суттєвим перебільшенням впливу процесів динамічного пом'якшення.

Як і для більшості сортamentу металопродукату, процес виготовлення суцільнокатаних залізничних коліс, здійснюється не за умов безперервного обтиснення заготовки, а в декілька послідовних етапів. Крім відносно високої швидкості пластичної деформації, кожні поодинні обтиснення заготовки розділяються певною технологічною витримкою в ізотермічних умовах. Тривалість витримки обумовлена транспортуванням заготовки на потрібний агрегат гарячого обтиснення. На підставі цього, формування кінцевої структури аустеніту протягом гарячої деформації залежатиме від певного чергування розвитку процесів структуроутворення за динамічних та статичних умов. Незважаючи на відносно складну схему гарячої пластичної деформації на різних етапах обтиснення заготовки залізничного колеса, механізм формування структури аустеніту в загальному вигляді може бути представлений як чергування розвитку процесів зміцнення та пом'якшення металу. При цьому, визначеного значення набувають процеси дифузійного масопереносу під час технологічної паузи між обтисненнями. За аналогією з процесами структурних перетворень, що набувають визначеного розвитку при нагріві деформованого металу, структурні зміни під час гарячої пластичної деформації обумовлені також розвитком у певній послідовності: динамічними поверненням, полігонізацією та рекристалізацією. Загалом, основу ефекту пом'якшення аустеніту становлять процеси, що спрямовані на зниження накопиченої кількості дефектів кристалічної будови в результаті пластичної деформації вуглецевої сталі. З іншого боку, зниження кількості дефектів, насамперед дислокацій, може бути досягнуто розвитком якісно різних процесів. Як і при розвитку первинної рекристалізації, переміщення меж зерен з великими кутами розорієнтації за збіркової рекристалізації дозволяє не тільки додатково знизити накопичену щільність дислокацій, але і привести до повної заміни кристало-геометричних характеристик деформованого металу. Інший процес пом'якшення деформованого металу заснований на розвитку рекомбінації сформованої дислокаційної структури. Зазначений процес передбачає переміщення як окремих дис-

локацій, так і цілих дислокаційних угруповань. В результаті виходу дислокацій на межі зерен аустеніту, відбувається зниження накопиченої щільності дислокацій. Більше того, у процесі переміщення дислокацій неодмінно відбувається формування всередині зерен аустеніту додаткових меж розділу, з більш низькою власною енергією та складнішою будовою (субмеж), в порівнянні з межами зерен з великими кутами разорієнтації. Враховуючи залежність ступеня опору субмеж руху дислокацій від їх будови, кута разорієнтації та інших чинників, остаточний ефект пом'якшення металу передбачити достатньо складно. Дійсно, якщо за гарячої пластичної деформації, формування субмеж відбувається одночасно з безперервним введенням дислокацій, а енергії дислокації недостатньо для подолання субмеж, сумарний ефект за характером свого впливу на властивості металу буде подібним зміцненню. З огляду на це, слід очікувати впливу розміру субзерна на формування структури аустеніту після завершення гарячого обтиснення. Дійсно, в залежності від умов гарячої пластичної деформації, вплив від формування субструктурних елементів може мати якісно різний вплив на кінцеву структуру аустеніту. За умов, коли темп приросту щільності дислокацій відносно невеликий, рекристалізація дислокацій при формуванні субмеж встигає відбутися без помітного розвитку процесів анігіляції дислокацій. В цьому випадку, утворення субструктурних елементів, з великою вірогідністю, буде супроводжуватися без ефекту пом'якшення деформованого аустеніту. Якісно інший механізм структурних змін спостерігається при збільшенні розміру субзерен або «рекристалізація на місці» [6]. Внаслідок переміщення дислокацій від внутрішніх осередків субзерен до периферійних ділянок відбувається поступове зростання кута разорієнтації між сусідніми субзернами. На підставі цього, пропорційно розміру субзерна слід очікувати зростання ефекту пом'якшення металу. Підтверджується наведене положення відомими експериментальними даними [7]. Одночасно зі зростанням кута разорієнтації між сусідніми мікрооб'ємами, відбувається очищення металу від значної кількості хаотично розташованих дислокацій та практично повна зміна параметрів примусової орієнтації гаряче деформованого стану. У разі розвитку «рекристалізації на місці», зростання субзерен в аустеніті супроводжується збереженням значної частини текстури пластично деформованого металу [3]. На підставі цього, зміна або послідовний розвиток процесів структурних перетворень за різних механізмів, може якісно змінювати структурний стан аустеніту підчас гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі. В результаті охолодження вуглецевої сталі, особливості внутрішньої будови аустеніту набувають визначеного відбитку на розвитку процесів перлітного перетворення. Дійсно, за детального аналізу мікроструктури гарячекатаних вуглецевих сталей визначене існування якісної залежності розміру перлітної колонії при повільному

охолодженні металу, від структурного стану аустеніту. Порівняно зі структурою вуглецевої сталі після відпалу, гаряча пластична деформація сприяє зростанню кількості перлітних колоній. Без спеціального роздільного врахування ступеня та швидкості гарячої пластичної деформації, виявлено існування слабкого кореляційного зв'язку між розмірами зерна аустеніту та перлітної колонії. Обґрунтування виникнення такого співвідношення засноване на зростанні ймовірності розвитку процесу фрагментації в середині зерна аустеніту зі збільшенням його розміру, після завершення гарячого обтиснення сталі [8]. За результатами досліджень [3] зроблено припущення, що сформовані межі розділу в середині зерен аустеніту повинні мати відмінності по значенням кутів разорієнтації від меж з великими і малими кутами разорієнтації. При цьому, розмір зазначених мікрооб'ємів і кутів разорієнтації між ними значною мірою визначатимуться щільністю дислокацій, що введені в метал за гарячого обтиснення. Наведене припущення має визначене пояснення. Поява внутрішніх меж розділу в зерні аустеніту насправді передбачає взаємний розворот кристалічних решіток між сусідніми фрагментами на кут, що є пропорційним щільності дислокацій. В результаті цього, виникаючих спотворень кристалічної решітки аустеніту повинно бути достатньо для порушення умов монотонного зростання перлітної колонії при охолодженні металу. На підставі цього, розмір фрагменту в зерні аустеніту повинен обмежувати зростання перлітної колонії. За високих ступенів гарячої пластичної деформації, картина якісно інша. Значний термодинамічний стимул розвитку збіркової рекристалізації за механізмом переміщення меж зерен з великими кутами разорієнтації, сприятиме формуванню однорідної структури аустеніту. Враховуючи, що межі зерен з великими кутами разорієнтації є місцями як зародження, так і анігіляції дислокацій, ступінь зниження кількості дислокацій у металі з дрібним зерном має бути вищою, ніж із великим. Висока чутливість процесів формування структури аустеніту до умов гарячого обтиснення, у більшості випадків ускладнює передбачення особливостей розвитку процесу перлітного перетворення. Про це свідчить розмаїття пояснень щодо механізму спадкової залежності розміру перлітної колонії від дисперсності структури аустеніту після гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі.

Мета та завдання досліджень. Визначення впливу температури і ступеня гарячої пластичної деформації на розвиток збіркової рекристалізації аустеніту вуглецевої сталі.

Методика. В якості матеріалу для досліджень використані вуглецеві сталі з концентрацією вуглецю 0,55 і 0,65 %, що відповідають максимальному і мінімальному значенню в межах марочного складу для суцільнокатаних залізничних коліс. Кількість інших хімічних елементів відповідала вимогам нормативної документації на залізничні колеса. Зразки для досліджень мали форму циліндрів

діаметром 20 та висотою 40 мм. Різну ступінь пластичної деформації отримували при стисненні зі швидкістю деформації порядку 10^{-3} с^{-1} . Для нагріву зразків до температур гарячого обтиснення, використані нагрівальні електричні печі камерного типу. При нагріві зразків здійснені заходи, що запобігають окисленню та локальному зниженню концентрації атомів вуглецю на їх поверхнях. Після термічної обробки зразків та механічної підготовки поверхні, виявлення структури аустеніту здійснювали з використанням травника на основі суміші розчинів з соляної та пікринової кислот. Структуру сталей досліджували під світловим мікроскопом. Розмір зерна аустеніту визначали за методиками кількісної металографії.

Результати досліджень та їх обговорення. Загалом температурний інтервал розвитку процесів структурних змін, що засновані на дифузійному

масопереносі, для більшості металевих матеріалів визначається за співвідношенням:

$$T_P \sim K \cdot T_S, \quad (1)$$

де T_P – температура процесу, K – коефіцієнт, T_S – температура солідус за діаграмою стану залізо-вуглець [9]. В залежності від досліджуваних процесів, величина K приймає різні значення. При виборі температури гарячого обтиснення (T_D) коефіцієнт K за співвідношенням (1) для багатьох металевих матеріалів становить значення порядку 0,6 [3]. Враховуючи високу швидкість дифузійного масопереносу при температурі обтиснення заготовки залізничного колеса (1250 °C), доцільно окремо оцінити структурні зміни в аустеніті з різним вмістом вуглецю, за час нагріву заготовки для гарячої пластичної деформації. На рис. 1 наведена структура вуглецевої сталі з 0,55 % C після нагріву до різних температур.

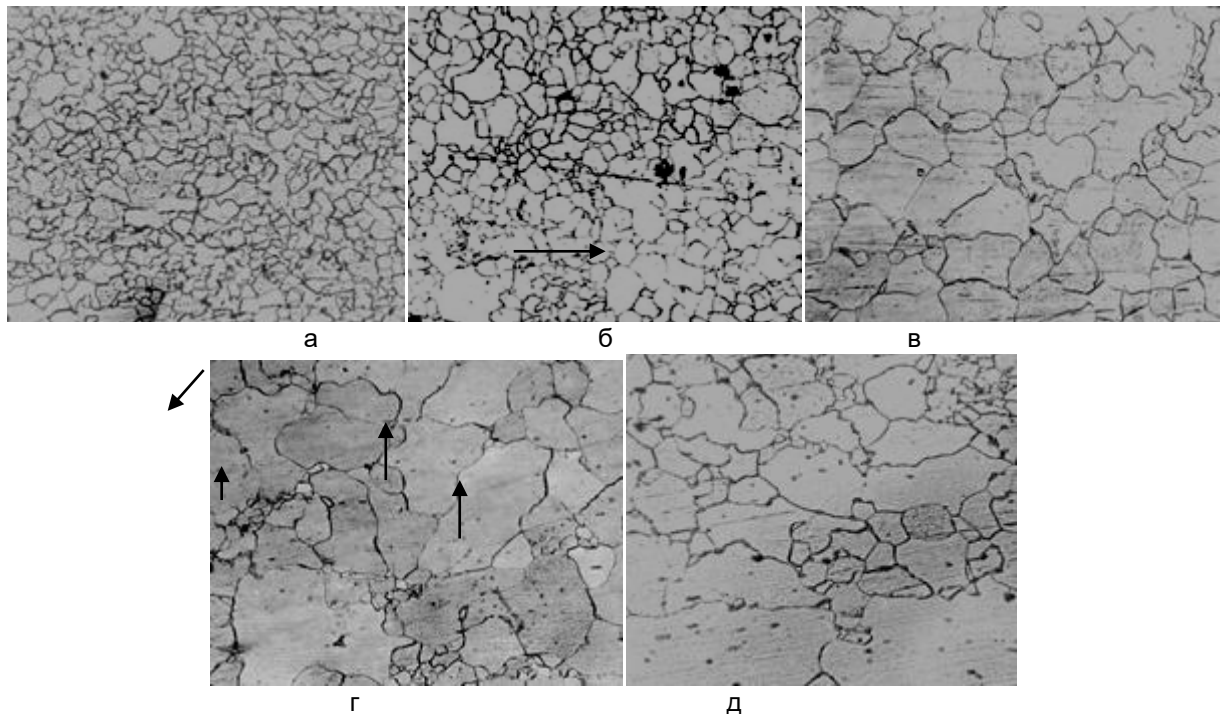


Рисунок 1. Вплив температури нагріву (а – 800, б – 850, в – 900, г – 950, д – 1000 °C) на структуру аустеніту сталі з 0,55 % C. Збільшення 100.

За аналізом структури можна визначити, що пропорційно температурі нагріву, цілком очікувано, середній розмір зерна аустеніту (d_A) збільшується. При нагріві до мінімальної температури досліджуваного інтервалу, спостерігається формування достатньо однорідної структури аустеніту (рис. 1, а), з розміром зерна 40...50 мкм. На підставі цього слід вважати, що температури нагріву 800 °C ($K = 0,64$) має бути достатньо для формування рівномірної структури аустеніту, з відносно дрібним зерном. Пропорційно підвищенню температури нагріву, збільшується не тільки середній розмір зерна аустеніту, але і неоднорідність структури в цілому. Таким чином, обмеження по температурі нагріву заготовки може вирішити питання отримання рівномірної структури зерен аустеніту перед гарячим об-

тисненням. Однак, недостатня потужність обладнання для гарячого стиснення заготовки залізничного колеса є однією з головних причин підвищення температури пластичної деформації до 1250 °C. З іншого боку, враховуючи високу швидкість дифузійного масопереносу при температурі 800 °C, вже незначного підвищення температури повинно бути достатньо для прискорення розвитку збіркової рекристалізації і збільшення середнього розміру зерна аустеніту. Дійсно, підвищення температури нагріву до 850 °C ($K = 0,67$) супроводжується не лише збільшенням d_A приблизно в два рази, але й появою незначної кількості місць в структурі, з відсутніми фрагментами меж зерен (рис. 1, б, позначення стрілкою). Відсутність частини меж зерен можна розглядати як свідчення про початок зміни механі-

зму розвитку збіркової рекристалізації: пересування меж зерен або їх розчинення [3, 7]. З іншого боку, незначна кількість таких місць може свідчити про причини іншого походження, наприклад – виникнення явищ ліквідаційного походження. Дійсно, якщо відсутність фрагментів меж зерен аустеніту при температурі 850 °C відповідає моменту початку зміни механізму збіркової рекристалізації, то при більш високих температурах формування неоднорідної структури повинне отримати суттєвого прискорення. Аналіз структури після нагріву 900 °C (рис. 1, в) свідчить про подальший розвиток збіркової рекристалізації за механізмом руху меж зерен аустеніту. Підтверджує наведене положення формування достатньо однорідної структури аустеніту, з розміром зерна 90...110 мкм та формою, що наближується до поліедру. Хоча в інших об'ємах металу, середній розмір може бути декілька більшим (120...130 мкм), але структура все одно залишається достатньо однорідною. Таким чином, нагрів до температур 900 °C не приводить до зміни механізму збіркової рекристалізації, яка за ознаками відповідає механізму переміщення меж зерен з великими кутами разорієнтації [3]. При підвищенні температури нагріву до 950 °C, цілком очікуване прискорення процесів дифузійного масопереносу сприятиме збільшенню середнього розміру зерна аустеніту (рис. 1, г). В такій структурі, порівняно з температурою 900°C, присутня більша кількість обірваних меж зерен (позначення стрілкою), що свідчить про відповідну частку розвитку рекристалізації аустеніту за механізмом розчинення меж зерен [7]. Нагрів металу до 1000 °C ($K = 0,76$), супроводжується відповідними змінами структури аустеніту (рис. 1, д). Пропорційно підвищенню температури нагріву, суттєво збільшується спроможність до розчинення окремих меж зерен, що обумовлене дією різноманітних чинників, починаючи від внутрішніх напружень, різної природи походження, до ліквідації хімічних елементів. В результаті витримки металу за температури 1000 °C, різниця в розмірах між сусідніми зернами може досягати до 4 і більше разів, складаючи інтервал від 350 до 80 мкм (рис. 1, д). Таким чином, структуру аустеніту сталі з 0,55 % C після нагріву до 800...900 °C можна вважати рівномірною, з відповідним середнім розміром зерна аустеніту. При цьому, механізм збіркової рекристалізації в значній мірі відповідає, переміщенню меж зерен. Досягається рівномірність структури завдяки практично однаковій швидкості руху меж зерен, що забезпечує їх переміщення на приблизно однакові відстані. В результаті одночасного зіткнення меж сусідніх зерен досягається рівномірність структури аустеніту, а форма зерен має вигляд випуклого багатокутника. Швидкість зростання середнього розміру зерна аустеніту буде значно меншою в порівнянні з механізмом розчинення меж зерен. Річ у тому, що абсо-

лютна швидкість переміщення меж зерна буде постійною і пропорційною в основному температурі нагріву. Відносна швидкість зростання розміру зерна, при збільшенні його абсолютного розміру, буде неухильно зменшуватися. Отже, чим більший розмір зерна, тим меншою буде відносна швидкість його зростання. Більше цього, за високих температур нагріву, пропорційно швидкості дифузійного масопереносу зростатиме ймовірність формування флуктуацій рушійної сили збіркової рекристалізації. В наслідок цього, стає дуже складно підтримувати однакову швидкість переміщення меж зерен в різних мікрооб'ємах металу, а з врахуванням текстури рекристалізації [7], стає взагалі неможливо. Таким чином, в разі розвитку збіркової рекристалізації за механізмом руху меж зерен, хоча форма зерен близька до випуклого багатокутника, все одно будуть формуватися осередки структури з визначеними ознаками неоднорідності. Збільшення розміру зерна за механізмом розчинення меж має свої відмінності. Так, розчинення межі між зернами приводить до, приблизно, подвійного збільшення розміру зерна. В результаті швидкість збільшення d_A буде значно більшою в порівнянні з механізмом руху меж зерен. Більше цього, розчинення меж приводить до формування зерен специфічної форми, завдяки викривленим межам (рис. 1, г). Підтверджують наведене положення ділянки структури аустеніту за витримок при температурі 950 °C, з повністю або частково відсутніми фрагментами меж зерен (позначення стрілкою, рис. 1, г). Аналогічні ділянки структури, зі ще більш характерними ознаками збіркової рекристалізації за механізмом розчинення меж зерен, спостерігаються за подальшим підвищенням температури нагріву (рис. 1, д). Таким чином, зі зростанням температури нагріву, зміна механізму збіркової рекристалізації є однією з основних причин виникнення структурної неоднорідності аустеніту вуглецевої сталі. В порівнянні зі сталлю з 0,55 % C, збільшення вмісту вуглецю до 0,65 % не привело до якісних змін в характері формування структури аустеніту під час нагріву до відповідних температур (рис. 2). Порівняльний аналіз d_A показав незначну зміну зі зростанням вмісту вуглецю сталі. Одночасно з цим, приріст вмісту вуглецю в сталі сприяє збільшенню структурної неоднорідності аустеніту, для досліджуваного інтервалу температур. Так, для сталі з 0,55 % C, коли при температурі 800 °C після відпалу формується відносно рівномірна структура зерен аустеніту (рис. 1, а), зростання вмісту вуглецю до 0,65 % супроводжується якісними змінами (рис. 2, а). Поруч із зернами розміром порядку 30 мкм існують ділянки аустеніту з d_A більшим за 150 мкм. Підвищення температури нагріву на 50 °C практично не відбилося на структурі аустеніту (рис. 2, б). Структурна неоднорідність та середній розмір зерна аустеніту

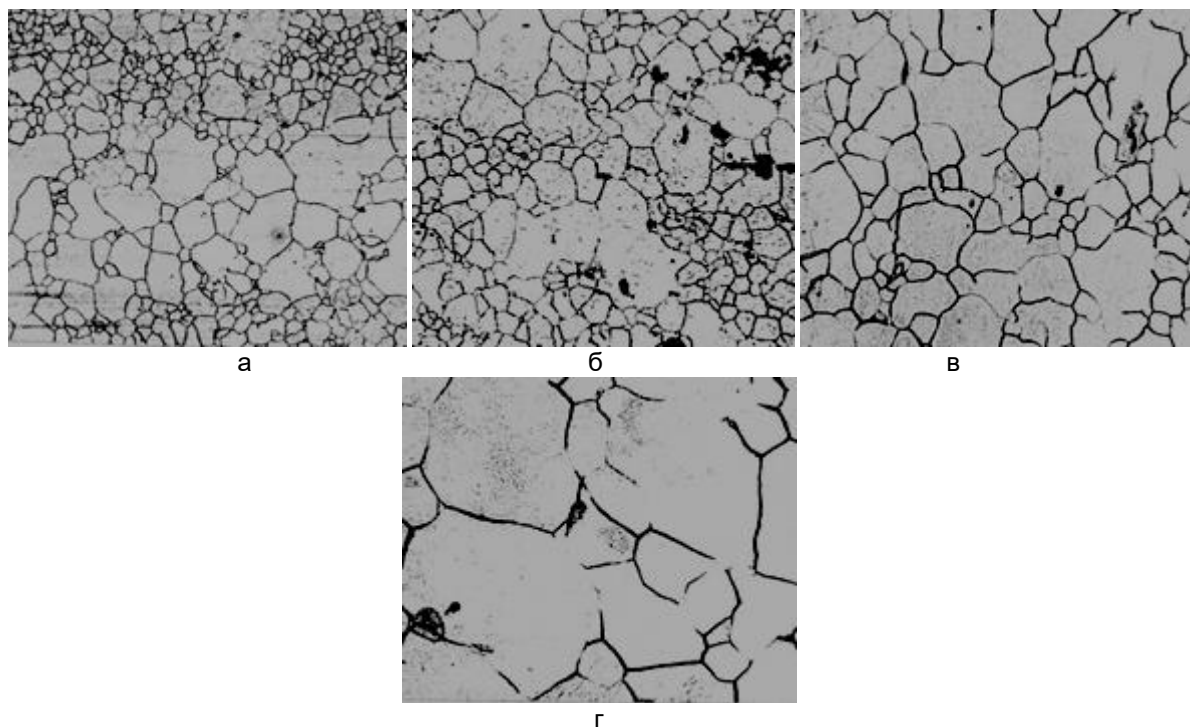


Рисунок 2. Вплив температури нагріву (а – 800, б – 850, в – 900, г – 950 °C) на структуру аустеніту сталі з 0,65 % С. Збільшення 100.

залишилися практично незмінними. Подальше збільшення температури супроводжується прогресуючим зростанням структурної неоднорідності аустеніту та середнього розміру зерна. Значення d_A за температур нагріву 950 і 1000 °C склали відповідно 300 (рис. 2, г) і 350 мкм. Таким чином, відмінності в d_A для сталей з різним вмістом вуглецю в більшій мірі пов'язані зі зміною механізму збіркової рекристалізації. З порівняльного аналізу структури аустеніту (рис. 1 та 2), за однакої температури нагріву, збільшення вмісту вуглецю в сталі сприяє розвитку збіркової рекристалізації за механізмом розчинення меж зерен. Таким чином, розвиток вказаного механізму збіркової рекристалізації є

однією з головних причин утворення структурної неоднорідності аустеніту в вуглецевих сталях. З іншого боку, якщо перлітне перетворення має визначену ступінь успадкування структурного стану аустеніту (рис. 3), то утворення структурної неоднорідності аустеніту за гарячого обтискування повинне набути певного значення. Дійсно, порівняно зі структурою перлітної колонії вуглецевої сталі після відпалу (рис. 4, а), гаряча пластична деформація набуває визначеного впливу на морфологію цементиту перліту, що підтверджується формуванням великої кількості колоній з нерегулярною будовою (рис. 4, б-г).

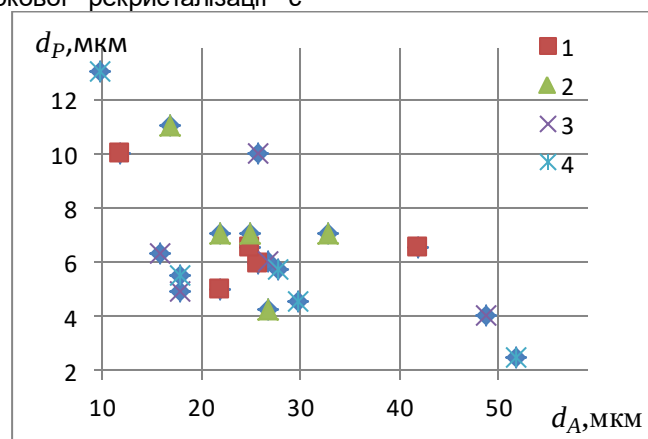


Рисунок 3. Співвідношення d_A - d_P в залежності від вмісту вуглецю (1 – 0,45; 2 – 0,47; 3 – 0,54; 4 – 0,56 % С) в гарячекатаних сталях за даними [13].

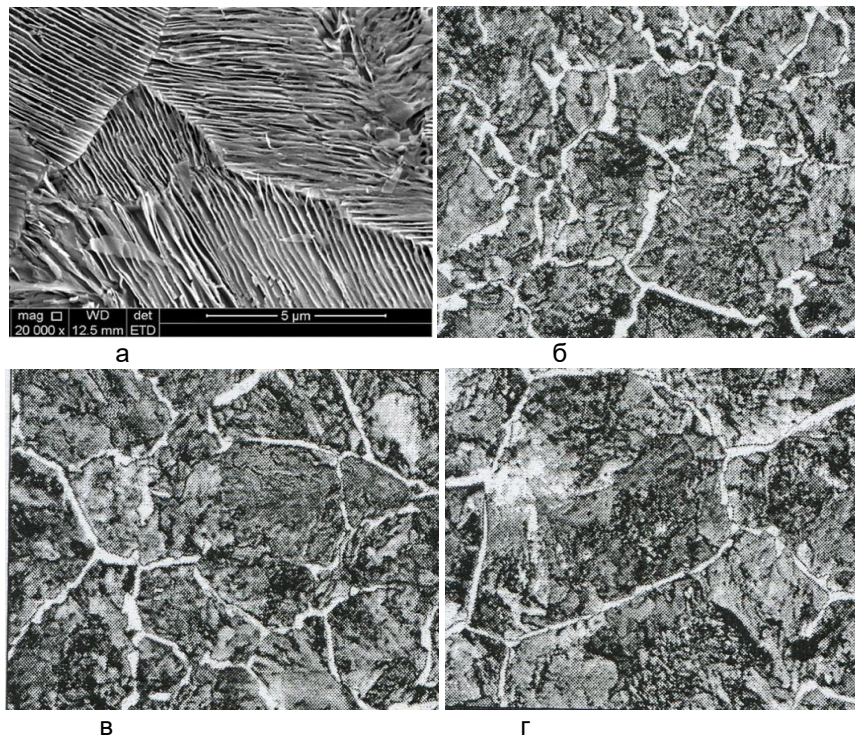


Рисунок 4. Структура сталі з 0,6 % С після відпалу (а) [14] та пластичної деформації (б – 10; в – 18; г – 50 %) при температурі 1240 °С [13]. Збільшення 150.

Середнє значення d_A укладається в інтервал 50...60 мкм. Підвищення температури обтиснення до 1100 °С, одночасно зі зростанням середнього розміру зерна, призводить до формування структури з певним ступенем неоднорідності (рис. 5, б). Присутність у структурі сталі зерен аустеніту зі значними відмінностями у розмірі слід розглядати як свідчення про початок розвитку збіркової рекристалізації за механізмом розчинення меж [6]. Це підтверджується відсутністю окремих фрагментів в межах зерен (рис. 5, б, позначення стрілкою). Враховуючи, що пропорційно d_A , зростає можливість формування флуктуації щільності дислокацій, навіть за невеликих пластичних деформацій, розпад рівномірного розподілу дислокацій на періодичні структури в середині зерна цілком виправдано [8]. В результаті подальшої рекомбінації дислокацій відбувається не тільки розділ зерна аустеніту на фрагменти, з кутами разорієнтації відмінними від значень звичайних меж зерен, але й зміна рівня мікронапружень. В результаті такі межі будуть володіти кутами разорієнтації, що мають проміжні значення для меж з великими і малими кутами [3], а розмір самих фрагментів залежатиме від накопиченої щільності дислокацій гарячого обтиснення. Наведена схема пояснює формування структурної неоднорідності аустеніту, яка неминує буде успадкована при охолодженні перлітною структурою вуглецевої сталі (рис. 4). В результаті, рівень пластичності сталі та її тріщиностійкість матимуть певну залежність від рівномірності структури аустеніту в цілому [10]. Порівняльний аналіз характеру формування структури аустеніту при відпалі (рис. 1 і 2) і в результаті гарячого обтиснення на 10 %

(рис. 5), окрім суттєвої подоби, свідчить про існування певних відмінностей. Для сталей після гарячого обтиснення, практично для всього досліджуваного інтервалу температур зберігається незмінність форми зерен аустеніту і відсутність ознак пластичної деформації. Наведена структура є результатом одночасного впливу високої температури та недостатнього ступеня пластичної деформації (10 %) для ефективного розвитку рекристалізації за механізмом переміщення меж зерна аустеніту.

Якщо розглядати абсолютні значення d_A , простежується, як і при відпалі (рис. 1 і 2), аналогічний характер впливу вмісту вуглецю в сталі. Середній розмір зерна аустеніту для сталі з 0,65 % С перевищує d_A для однакових температур гарячого обтиснення сталі з 0,55 % С (рис. 5). Якщо порівнювати структури після зазначеного обтиснення, наприклад, при температурі 950 °С виявляється, що тільки підвищення концентрації вуглецю в аустеніті на 0,1 % призводить до приросту розміру зерна аустеніту приблизно на 30 % (рис. 5). Разом з цим, спостерігається збільшення неоднорідності структури аустеніту в цілому (рис. 5, в, г). Причиною цього є зростання стимулу розвитку збиральної рекристалізації за механізмом розчинення меж зерен, при підвищенні вмісту вуглецю в сталі. Порівняно з детальним аналізом характеру формування структури аустеніту при відпалі та гарячому обтисненні на 10 %, набуває певного практичного інтересу аналіз кінетики зміни середнього розміру зерна від температури та величини гарячої пластичної деформації. На рис. 6 представлена залежність d_A від вмісту вуглецю в сталі, температури та

ступеня гарячого обтиснення. Аналіз наведених залежностей свідчить, що за постійної температури, збільшення ступеня пластичної деформації супроводжується цілком очікуваним диспергуванням структури аустеніту. Враховуючи, що початковий

ступінь пластичної деформації перевищує критичне значення для початку розвитку рекристалізації за механізмом переміщення меж зерен [6], характер залежності d_A є цілком виправданим [7]. Для пояснення впливу вмісту

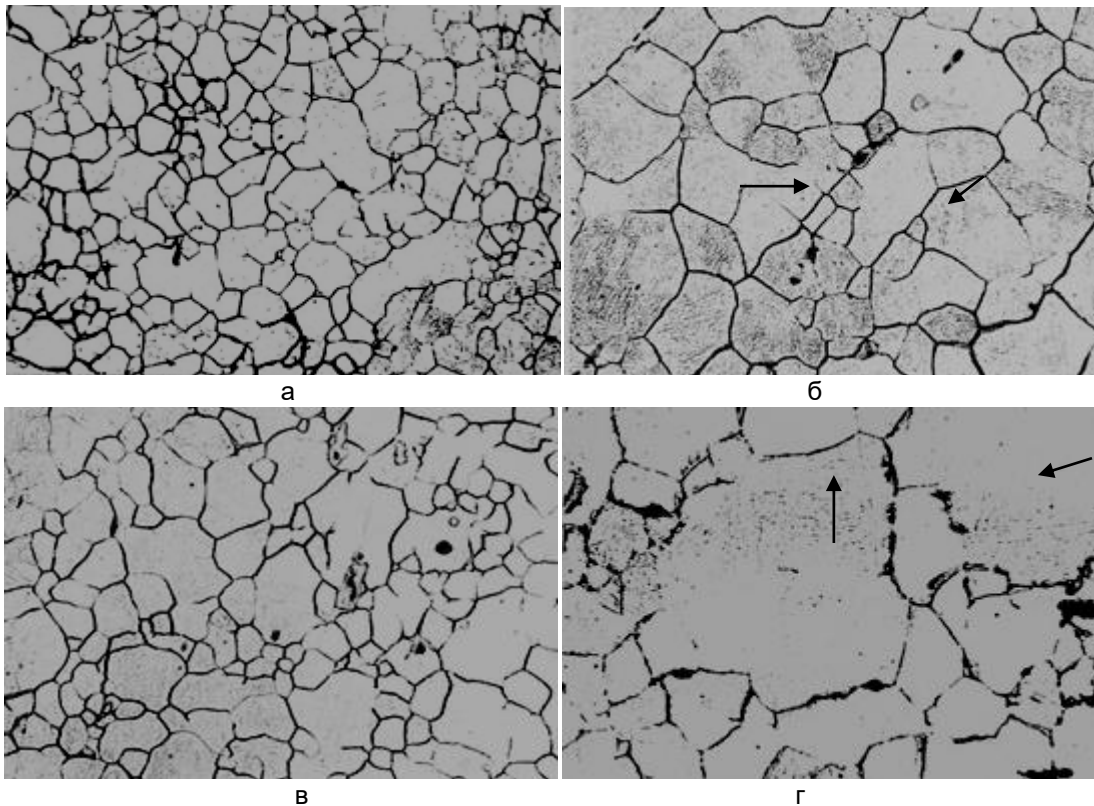


Рисунок 5. Вплив вмісту вуглецю в сталі (0,55 – а, б; 0,65 % С – в, г) і температури (950 – а, в; 1100 °С – б, г) гарячої деформації 10 % на структуру аустеніту. Збільшення 100.

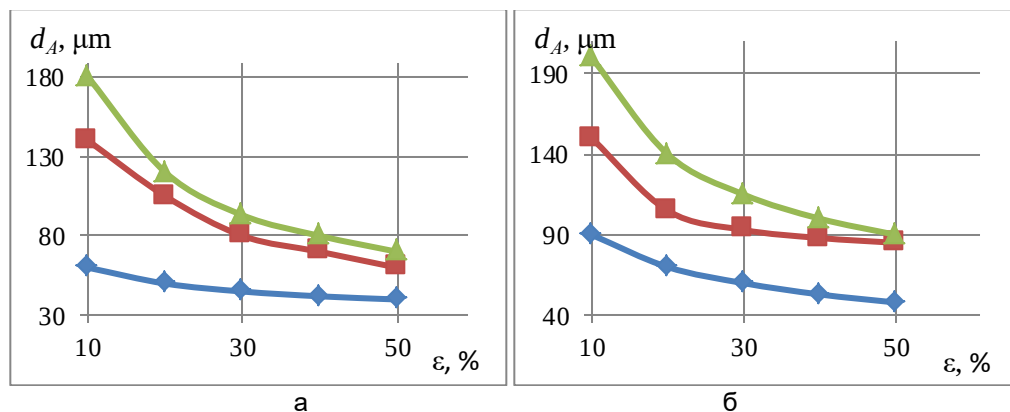


Рисунок 6. Залежність розміру зерна аустеніту від вмісту вуглецю (0,55 – а та 0,65 % С – б), ступеня (ϵ) та температури обтиснення сталі ($\diamond$ – 950; $\blacksquare$ – 1100; $\blacktriangle$ – 1150 °С).

вуглецю сталі на розмір зерна аустеніту, скористаємося співвідношенням (1) для оцінки температури початку рекристалізації. За результатами [11] величину K слід прийняти рівною 0,4:

$$T_R \sim 0,4 T_S, \quad (2)$$

де T_R – температура початку розвитку рекристалізації. З урахуванням зниження T_S , за діаграмою стану залізо-вуглець [9], збільшення вмісту вуглецю сталі від 0,55 до 0,65 % С, призведе до відповідного зниження T_R приблизно на 30...40 °С,

що підтверджується структурою аустеніту (рис. 5). Незмінність форми зерен аустеніту (рис. 5) і характеру залежності розміру зерна аустеніту від ступеня деформації (рис. 6), вказують на практично повне завершення збірної рекристалізації. З іншого боку, висока чутливість швидкості зростання зерен аустеніту до температури та ступеня гарячої деформації [6] може бути використана для диспергування структури зерен. За постійної швидкості пластичної деформації, подрібнення структури

можна досягти від збільшення ступеня пластичної деформації або зниження температури гарячого стискання металу. Незмінність технології обтиснення заготовки залізничного колеса виключає можливість зміни ступенів деформації на пресовому обладнанні. Виходячи з цього, температура стискання залишається одним із можливих технологічних параметрів для зміни структури аустеніту, що підтверджується рис. 5. З метою визначення характеру розвитку процесів формування структури аустеніту під час гарячого обтиснення, використані дані рис. 6. Загалом, зміна розміру зерна аустеніту від ступеня деформації для певної температури, підпорядковується співвідношенню [11]:

$$F = A\varepsilon^n, \quad (3)$$

де F – площа зерна, $d = k\sqrt{F}$, k – коефіцієнт форми зерна, d – розмір зерна, ε – ступінь деформації, A і n – постійні. Враховуючи, що форма зерен аустеніту для досліджуваного інтервалу температур і ступенів деформації наближається до багатокут-

ника (рис. 5), приймаємо $k = 1,86$. Значення постійних A і n визначали після логарифмування співвідношення (3):

$$\lg F = \lg A - n \lg \varepsilon \quad (4)$$

За аналізу співвідношень $\lg F \sim f(\lg \varepsilon)$ (рис. 7), при $\lg \varepsilon = 0$, $\lg F = \lg A$, а $n = -\Delta \lg F / \Delta \lg \varepsilon$. Експонента n визначає чутливість аустеніту до розвитку рекристалізації від температури гарячої пластичної деформації (рис. 8). Формально за залежністю (4) значення A дорівнює площі зерна аустеніту з розміром d_A , після екстраполяції співвідношення $\lg F \sim f(\lg \varepsilon)$ на деформацію 10 %. Хоча за даними [7], деформації 10 % при температурі 950 °С не достатньо для зміни розміру зерна, отримані параметри рівняння (3) (рис. 8, табл.) вказують на реальну зміну d_A , що має додаткове підтвердження [3, 11]. За даними [7, 12], для сталі із середнім вмістом вуглецю, після деформації 10 % при 950 °С та паузи 5 с., розмір

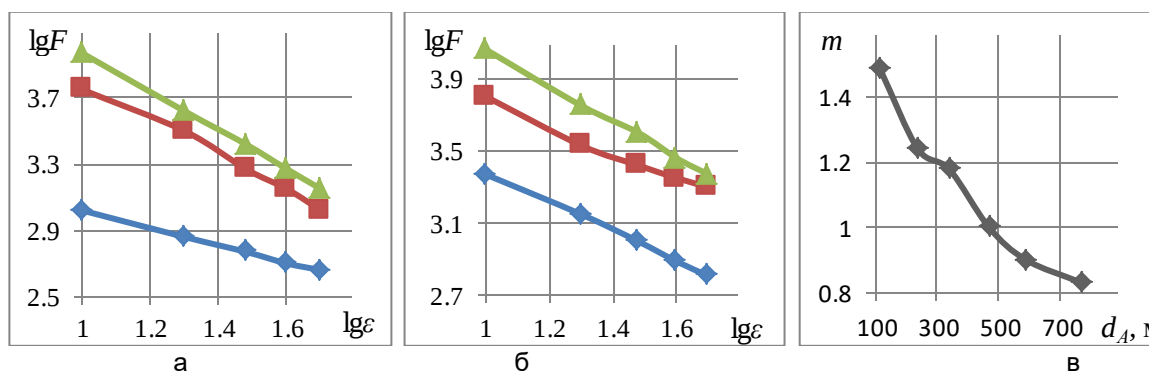


Рисунок 7. Залежність F сталей з 0,55 (а) і 0,65 % С (б) від ступеня (ε) та температури ($\diamond$ – 950; $\blacksquare$ – 1100; $\blacktriangle$ – 1150 °С) гарячого обтиснення. Співвідношення між m і d_A (в).

зерна аустеніту становить 170...200 мкм, а після деформації 4...8% досягає 700...800 мкм. На основі аналізу відомих результатів [10] та отриманих експериментальних даних (рис. 7) визначено, що показник ступеня n в співвідношенні (3), залежить від низки чинників впливу на зростання зерна аустеніту в процесі гарячої пластичної деформації вуглецевої сталі. Враховуючи існування максимального значення показника ступеня, що дорівнює 2 [11], залежність для n має вигляд:

$$n = 2 - m - g - s, \quad (5)$$

де m , g та s є характеристики, які відповідно визначають вплив на зростання зерна аустеніту з боку ступеня деформаційного зміцнення, присутності елементів субструктури та тривалості витримки металу після завершення гарячої деформації. Враховуючи, що за технологією гарячої деформації заготовки залізничного колеса, вплив від g і s залишається практично постійним, співвідношення (5) може бути спрощеним до виду:

$$m \approx 2 - n \quad (6)$$

Аналіз розрахованих значень m та d_A (табл., рис. 8), для відповідних температур гарячої деформації та вмісту вуглецю в сталі, вказує на можливість існування взаємозв'язку між ними (рис. 7, в).

Існуюче обернено пропорційне співвідношення $m-d_A$ відповідає ступеню гарячого обтискування 10 %. Враховуючи, що m визначає роль деформаційного зміцнення при формуванні зародка рекристалізації, кількість дефектів кристалічної будови при гарячому обтисненні буде визначати характер структурних перетворень в аустеніті. За аналізом структурних перетворень, в аустеніті після гарячого обтиснення 10 % щільності дефектів кристалічної будови недостатньо для формування зародка рекристалізації. Компенсується недостатня кількість дефектів кристалічної будови, збільшенням тривалості інкубаційного періоду формування зародка рекристалізації. Разом з цим, значно швидкий розвиток процесу субструктурних перетворень в аустеніті після 10 % обтиснення, буде порушувати умови формування зародка рекристалізації. В результаті будуть виникати межі зерен з низькою мобільністю. Низька мобільність такої межі обумовлена підвищеним рівнем упорядкування дислокацій, в порівнянні зі звичайними межами, що мають великі кути розорієнтації [1, 6]. Утворення меж зерен зі зниженою рухливістю слід розглядати як один із способів уповільнення росту аустенітного зерна під час витримки металу між обтискування-

ми за високих температур. Після завершення обтискування заготовки на пресах, розмір зерна аустеніту в області ободу становить 250...300 мкм. На

етапі формування профілю ободу, метал піддається безперервному обтискуванню на трохвалковому прокатному стані.

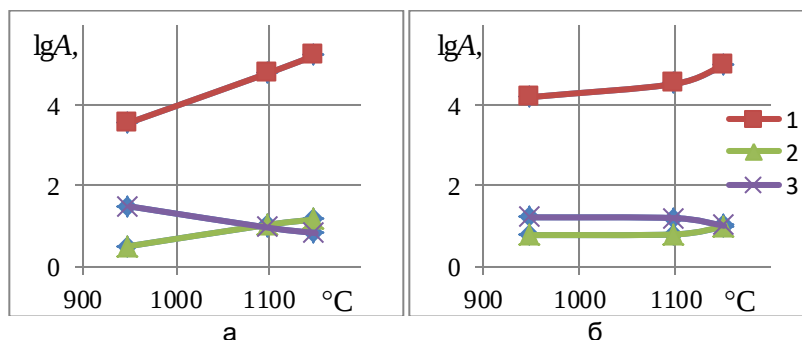


Рисунок 8. Вплив вмісту вуглецю в сталі (а) – 0,55, (б) – 0,65 % С та температури гарячого обтиснення на $\lg A$ – (1), n – (2) і m – (3).

Таблиця.

Значення параметрів співвідношень (3) та (6) для відповідних температур гарячого обтиснення.

Параметр	0,55 % C			0,65 % C		
	Температура, °C					
	950	1100	1150	950	1100	1150
lgA	3,57	4,8	5,24	4,2	4,53	5,0
<i>n</i>	0,51	1,04	1,17	0,78	0,8	0,99
<i>m</i> ≈2 – <i>n</i>	1,49	0,96	0,83	1,22	1,2	1,01
<i>d</i> _A , мкм	115	470	770	240	340	590

Така схема послідовного обтискування металу може бути використана для реалізації технології контрольованого зниження температури деформації. Для 18 % загального ступеня гарячого обтискування на прокатному стані, по залежності $\lg F \sim f(\lg \varepsilon)$ (рис. 7), для сталі з 0,55 % С при температурі прокатки 1150 °С, слід очікувати d_A близько 120 мкм, а для сталі з 0,65 % С, приблизно 130 мкм. Для більш віддалених від поверхні об'ємів ободу, де деформація дорівнює 15 %, d_A декілька збільшиться до 130 та 145 мкм, відповідно. Аналогічні результати були отримані при виборі оптимальної технології гарячої пластичної деформації середньовуглецевої сталі [3]. В результаті використання параметрів співвідношення (3) та визначення оптимальних значень n , m , g і s , були рекомендовані температура та ступені пластичної деформації для отримання структури з дрібним зерном. З аналізу отриманих результатів визначено, що утворення структури аустеніту з дрібним зерном, аналогічно рис. 8 та табл., забезпечується зниженням температури кінця гарячої деформації з 1280 °С до 850...950 °С, а ступінь стиснення близько 50...70 % було запропоновано розділити на декілька етапів. Детальний аналіз структури аустеніту показав, що дрібна структура зерен зберігається завдяки

утворенню меж зі зниженим значенням кута розорієнтації [3]. Таким чином, подрібнення зерна аустеніту та підвищення рівномірності структури по перетину ободу суцільно катаного залізничного колеса, може бути досягнутим завдяки збереженню частини ефекту деформаційного зміцнення при зниженні температури прокатки на прокатному стані [10].

6. Висновки.

1. Прогресуюче зростання структурної неоднорідності аустеніту з підвищенням температури відпалу, обумовлене зміною механізму збіркової рекристалізації в вуглецевій сталі.

2. За незмінних умов відпалу, збільшення вмісту вуглецю в сталі сприяє зростанню середнього розміру зерна аустеніту.

3. Недостатня щільність дислокацій для формування зародка збіркової рекристалізації за механізмом руху великокутових меж, приводить до розвитку структурних перетворень в аустеніті за механізмом розчинення меж зерен.

4. Залежність механізму розвитку збіркової рекристалізації аустеніту від температури і ступеня гарячої деформації дозволить оптимізувати технологію обтискування заготовки суцільно катаного залізничного колеса.

Список літератури.

1. Gleiter H., Chalmers B. High-angle grain boundaries. *Progress in Materials Science*. Pergamon Press, Oxford, New York, Toronto, Sydney, Braunschweig 1972. V. 16. P. 375-381. <https://doi.org/10.1002/maco.19730240132>
2. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М: Металлургия, 1982. 184 с.
3. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 431 с.

4. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. Oxford : Clarendon press, 1953. 223 pp.
5. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Lüders band and the lower yield and flow stresses in iron. *Metallurgical Transactions*. 1971. Vol. 2. P. 2315–2317. <https://doi.org/10.1007/BF02917580>
6. Хесснер Ф., Фомманн С. Миграция большеугловых границ зерен. *Рекристаллизация металлических материалов*. М.: Металлургия, 1982. С. 71–103.
7. Вакуленко И. А., Большаков В. И. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали: монография. Дн-вск: Маковецкий, 2008. 196 с.
8. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals. *Journal of Applied Physics*, 1970. Vol. 41. P. 3197–3202. <https://doi.org/10.1063/1.1659399>
9. Матеріалознавство: підручник. / Мещерякова Т. М., Яцюк Р. А., Кузін О. А., Кузін М. О. Дрогобич : Коло, 2015. 400 с.
10. Вакуленко И., Болотова Д., Дыя Х. Зависимость свойств стали обода железнодорожных колес от параметров горячей деформации: *Collective monograph XVI International Scientific Conference. «New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering»* Czestochowa, 2015. Series: Monographs, No 48. С. 260–263.
11. Вернер Р. Измельчение зерна при горячей деформации. *Черные металлы*, 1969. №7. С. 34–43.
12. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: справ. изд. / Бернштейн М. Л. и др. М.: Металлургия, 1989. 544 с.
13. Бабаченко А. И. Надежность и долговечность железнодорожных колес и бандажей. Дн-ск: ГВУЗ «ПГАСА», 2015. 350 с.
14. Masoumi M., Echeverri E.A.A., Tschiptschin A., Goldenstein H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. *Scientific Reports*, 2019. No 9: 7454. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-43623-7>.

References.

1. Gleiter H., Chalmers B. High-angle grain boundaries. *Progress in Materials Science*. Pergamon Press, Oxford, New York, Toronto, Sydney, Braunschweig 1972. V. 16. P. 375–381. <https://doi.org/10.1002/maco.19730240132>
2. Pickering F. B. Physical metallurgy and development of steels. M: Metallurgy, 1982. 184 p.
3. Bernshtein M. L. Structure of deformed metals. M.: Metallurgiya, 1977. 431 p.
4. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. Oxford: Clarendon press, 1953. P. 223.
5. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Lüders band and the lower yield and flow stresses in iron. *Metallurgical Transactions*. 1971. Vol. 2. P. 2315–2317. <https://doi.org/10.1007/BF02917580>
6. Hessner F., Fofmann S. Migration of high-angle grain boundaries. Recrystallization of metallic materials. Moscow: Metallurgiya, 1982. P. 71–103.
7. Vakulenko I. A., Bolshakov V. I. Morphology of structure and strain hardening of steel: monograph. Dn-vsk: Makovetsky, 2008. 196 p.
8. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals. *Journal of Applied Physics*, 1970. Vol. 41. P. 3197–3202. <https://doi.org/10.1063/1.1659399>
9. Material science: assistant / Meshcheryakova T. M., Yatsyuk R. A., Kuzin O. A., Kuzin M. O. Drogobich: Kolo, 2015. 400 p.
10. Vakulenko I., Bolotova D., Dyya H. Dependence of properties of railway wheel rim steel on hot deformation parameters: collective monograph XVI International Scientific Conference. “New technologies and achievements in metallurgy, material engineering and production engineering” Czestochowa, 2015. Series: Monographs, No 48, P. 260–263.
11. Werner R. Grinding of grain during hot deformation. *Ferrous metals*, 1969. No. 7. P. 34–43.
12. Diagrams of hot deformation, structure and properties of steels: Ref. ed. / Bernstein M. L. et al. M.: Metallurgy, 1989. 544 p.
13. Babachenko A. I. Reliability and durability of railway wheels and tires. Dn-vsk: GVUZ "PGASA", 2015. 350 p.
14. Masoumi M., Echeverri E.A.A., Tschiptschin A., Goldenstein H. Improvement of wear resistance in a pearlitic rail steel via quenching and partitioning processing. *Scientific Reports*, 2019. No 9: 7454. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-43623-7>.