

МЕХАНІКА ТА МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

MECHANICS AND MATERIALS SCIENCE

УДК 670.191.33

**П. Ясній, докт. техн. наук; В. Гладь, канд. техн. наук;
П. Марущак, канд. техн. наук; Д. Баран**

Тернопільський державний технічний університет імені Івана Пулюя

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА МІКРОМЕХАНІЗМИ СТАТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ ТА РУЙНУВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

Запропоновано метод чисельного аналізу зростання твердості і мікротвердості, внаслідок деформаційного зміцнення сталей 25X1M1Ф та 15X13MФ після короткотермінових статичних випробувань, який дозволяє оцінити інтенсивність накопичення пошкоджень, граничне зміцнення сталей роликів МБЛЗ та можливість руйнування в експлуатаційному діапазоні температур.

P. Yasniy, V. Hlado, P. Maruschak, D. Baran

THE INFLUENCE OF TEMPERATURE ON MICROMECHANISMS OF STATIC STRAIN AND FRACTURE OF HEAT-RESISTANCE STEELS

The present work is to study the effect of the tensile plastic deformation of heat-resistant steels at different temperatures on the change in the microstructural parameters, as well as to establish the interrelationship between the hardness, microhardness, value of the material plastic strain and the fracture micromechanisms. Steels 15Kh13MF and 25Kh1M1F that are used for manufacturing bimetallic rolls of continuous casters were under investigation.

Механізми деформування та зміцнення металевих матеріалів визначають тримку здатність конструкції в експлуатаційних умовах та пов'язані із розвитком процесів деградації матеріалу на різних масштабних рівнях [1-3].

Відомо, що зміцнення під час пластичного деформування пов'язане із змінами типів дислокаційних субструктур матеріалу, які визначають опір деформуванню, а розорієнтовані границі елементів субструктури матеріалу є основними концентраторами напружень, що можуть приводити до формування мікротріщин [1-3].

Хоча за умов циклічного навантажування виникають пластичні деформації та пошкодження за напружень нижчих межі текучості, що зумовлено специфічним формуванням дислокаційної структури, граничне зміцнення матеріалу за циклічного та статичного навантаження має однакову величину [4]. Дослідження кінетики вичерпування пластичності теплостійких сталей за різних температур дозволяє виявити основні закономірності деградації фізико-механічних властивостей матеріалу, розглядаючи пластичне деформування як єдиний ієрархічно пов'язаний процес.

Основою аналізу є методи неруйнівного контролю, а також мікроструктурні дослідження. Хоча відомі окремі праці, в яких встановлено зв'язок між густиною дислокацій та характеристиками твердості [5,6], на сьогодні відсутні інженерні методи

оцінки деградації мікроструктури матеріалу із урахуванням фізичної деградації мікроструктури. Це пов'язано із відсутністю достатньої кількості даних про вплив пластичних деформацій різних рівнів на вичерпування пластичності теплостійких сталей. Зокрема, одним з найважливіших факторів впливу є температура, яка збільшує деформівну здатність матеріалу та гомогенізує мікроструктуру [6].

В даній статті проведено дослідження деградації мікроструктури та мікромеханізми руйнування матеріалів за одновісного розтягу при різних температурах. Методами вимірювання твердості та мікротвердості проаналізовано кінетику деформаційного зміцнення сталей 15X13MΦ та 25X1M1Φ.

Матеріали та методика досліджень

Досліджували сталі 15X13MΦ та 25X1M1Φ, які використовуються для виготовлення біметалевих роликів машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). В якості несучого шару ролика використовують сталь 25X1M1Φ, захисного – сталь 15X13MΦ.

Зразки із розміром робочої частини 5×6×30 мм, вирізали в осьовому напрямку з біметалевої бочки ролика МБЛЗ утвореної відцентровим литтям із почерговою заливкою шарів. Зразки виготовляли на фрезерному верстаті із використанням водяного охолодження. Шорсткість поверхні робочої частини після обробки із мінімальним припуском, шліфування та полірування не перевищувала 1,25 мкм. Перед випробуваннями проводили вимірювання робочої частини зразка. Випробування проводили на сервогидравлічній випробувальній машині типу СТМ-100 з керуючим ПК IBM PC. Зразки навантажували одновісним розтягом до руйнування за температур +20, +375, +600 °С. Під час експерименту вимірювали повздовжню деформацію зразка та зусилля на динамометрі випробувальної установки.

Мікроструктуру зразків досліджували на електронному просвічувальному мікроскопі ПЕМ-125К методом тонких фольг. Остаточне стоншення об'єктів досягали методом струминного електролітичного полірування фольги в електроліті, що складається з 10% HClO₄ +90% CH₃COOH при напрузі 140В та струмі 90 мА. Об'єкти для мікроструктурних досліджень вирізали у повздовжньому напрямку зразків із ділянок шийки на різній відстані від поверхні руйнування. Для визначення пластичної деформації цих ділянок розраховували дійсне поперечне звуження $\tilde{\psi}$ за формулою:

$$\tilde{\psi} = \ln(F_0 / F_k), \quad (1)$$

де F_0, F - відповідно початкова і поточна площі поперечного перерізу. Пластична деформація досліджуваних ділянок вздовж шийок змінювалась від 0,05 до 0,50 для сталі 15X13MΦ і від 0,05 до 1,25 для сталі 25X1M1Φ. Досліджували також матеріал в недеформованому стані.

Поверхні руйнування зразків зі сталей 15X13MΦ та 25X1M1Φ, отриманих за різних температур випробування, досліджували методом електронної фрактографії з допомогою растрового електронного мікроскопа типу РЕМ-106 И.

Кількісну оцінку зміцнення матеріалу, після деформування визначали методом твердості (мікротвердості), а неоднорідність зміцнення матеріалу (негомогенність) методом статистичної обробки результатів вимірювання мікротвердості. Для визначення зміцнення вимірювали твердість на приладі Супер Роквелл із навантаженням на індентор 150 Н та мікротвердість приладом ПТМ-3 із навантаженням на індентор 1 Н, витримкою 15 сек.

Вплив температури деформування на мікромеханізми руйнування теплостійких сталей

Фрактографічний аналіз поверхні зламів виявив, що ферито-перлітна сталь 25X1M1Φ руйнується в'язко за ямковим механізмом руйнування незалежно від температури випробувань, а механізм руйнування ферито-мартенситної сталі 15X13MΦ істотно залежить від температури.

Поверхня руйнування сталі 25X1M1Ф представляє собою рівновісні ямки приблизно однакового розміру, утворені злиттям мікропор. В більшості ямок виявлено включення, які ініціювали зародження мікропор (рис. 1а). Стінки ямок та гребені відриву декоровані ще дрібнішими ямками, в яких включень не виявлено. Із зростанням температури випробувань збільшується кількість великих ямок, а також зростає глибина ямок і висота гребенів (рис. 1 б,в). Зростання глибини ямок пов'язане з підвищенням здатності матеріалу до локальної пластичної деформації за вищих температур.

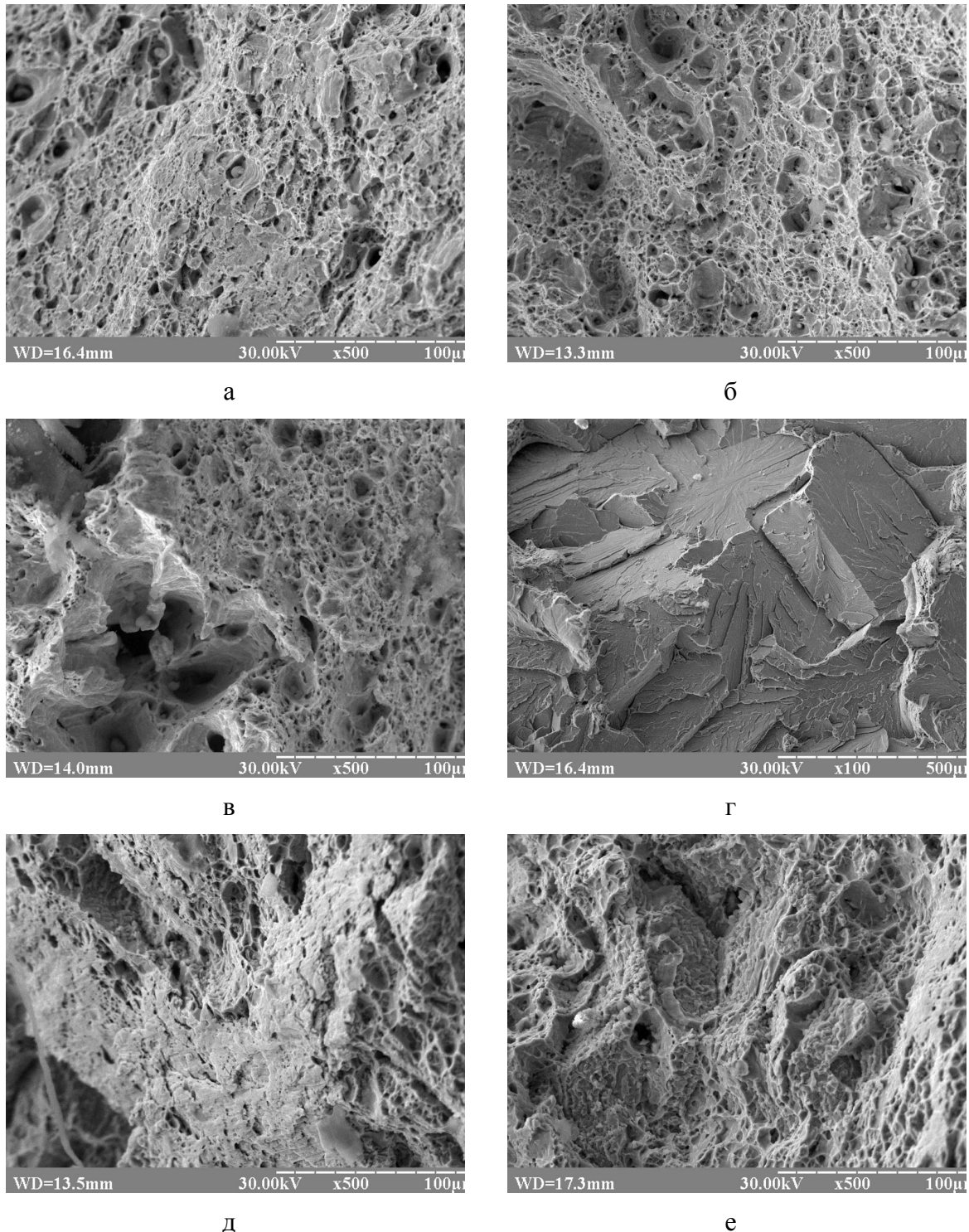


Рисунок 1 - Фрактограми поверхонь руйнування в умовах одновісного розтягу зразків зі сталі 25X1M1Ф (а,б,в) і сталі 15X13MФ (г,д,е) при температурах +20 °С (а,г), +375 °С (б,д), +600 °С (в,е) ×500

Сталь 15X13MФ при температурі $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$ руйнується за механізмом внутрішньозеренного відколу з формуванням фасеток, у вигляді кристалічних ділянок, внаслідок проходження тріщини по певних кристалографічних площинах з мінімальною пластичною деформацією (рис. 1г). Розрив проміжків між цими площинами відколу зумовлює утворення сходинок, які спостерігаються у вигляді річкового візерунку. Виявлено також дуже незначну кількість в'язкого ямкового відриву на деяких гребенях. Із зростанням температури випробувань до $+375\text{ }^{\circ}\text{C}$ механізм руйнування стає змішаним з поєднанням в'язкого і квазікрихкого механізмів, що пов'язано з локальною орієнтацією зерен. Спостерігаються параболічні витягнуті ямки, які утворились об'єднанням мікропор за схемою зсуву, та площини квазісколу з окремими дрібними ямками (рис. 1д).

При температурі випробування $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$ руйнування стає практично повністю в'язким за механізмом ямкового відриву (Рис. 1е). Як видно з рис. 1е, при руйнуванні сталі 15X13MФ за $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$ глибина ямок і висота гребенів є невеликими, порівняно зі сталлю 25X1M1Ф, що свідчить про малу пластичність при руйнуванні матеріалу.

Аналіз мікропошкоджуваності матеріалу

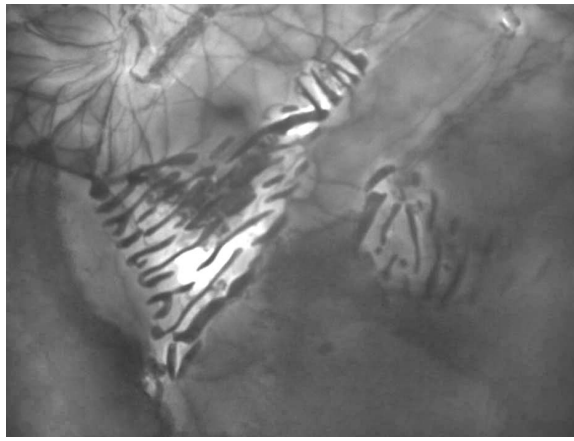
Основним чинником, що визначає опір деформуванню полікристалічних металів, є перешкоди для переміщення дислокацій. Такими перешкодами можуть бути, зокрема, зміни періодичності кристалічної ґратки основного твердого розчину, зумовлені наявністю в них атомів легуючих елементів, границь блоків і т.п. В теплостійких сталях реалізовано принцип багатокомпонентного легування із мікро-гетерогенною структурою металу.

Сталь несучого шару 25X1M1Ф належить до ферито-перлітного класу. Електронно-мікроскопічні дослідження недеформованого матеріалу виявили наявність структурно-вільного фериту, перлітних колоній (рис. 2а) і карбідних включень витягнутої і глобулярної форми. Схему ферито-перлітної структури подано на рис. 2б. За оцінкою дисперсності цементитних пластин, структуру можна класифікувати як сорбіт. В початковому стані дислокаційна мікроструктура ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф має сіткову і частково коміркову дислокаційну структуру.

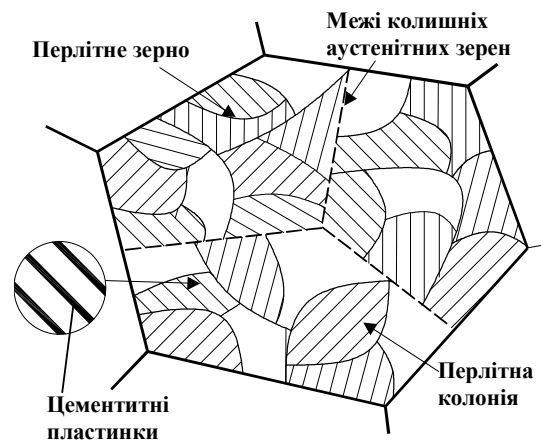
Сталь 15X13MФ належить до ферито-мартенситного класу. Мартенситні ділянки структури представляють собою рейковий дислокаційний мартенсит (рис. 2в). Паралельні рейки мартенситу утворюють пакети мартенситу, див. схему Рис. 2а. Структура пакетів характеризується системою паралельних рейок різного розміру, всередині мартенситних рейок наявна висока густина дислокацій, які окремо майже не розрізняються і мають плямистий контраст. Спостерігаються виділення карбідів на границях мартенситних рейок. Також всередині мартенситних рейок спостерігаються дрібнодисперсні виділення карбідної фази. Причому контраст від карбідних частинок важко відрізнити від контрасту дислокацій через їх значну густину.

Внаслідок попередньої технологічної термообробки ролика в обох досліджених сталях у вихідному (недеформованому) стані формується широкий набір дислокаційних субструктур [7]. У ферито-перлітній сталі 25X1M1Ф перлітна складова в більшості випадків має пластинчасту морфологію, в окремих випадках виявлено зерна з глобулярним цементитом, а також зерна квазіевтектоїда ("квазіперліту"). Спостерігали зерна, що мають хаотично розподілені дислокації (дислокаційний хаос), та зерна із сітковою дислокаційною субструктурою.

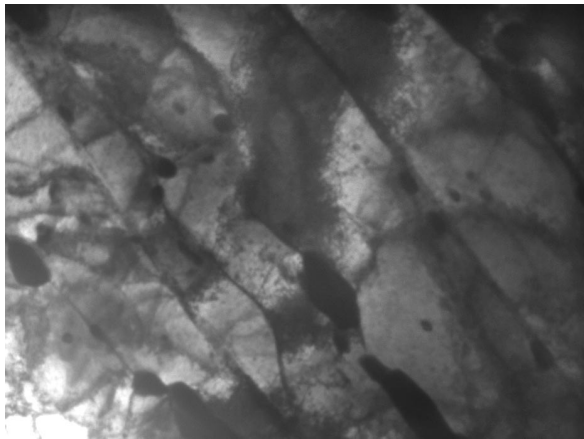
Після пластичного деформування розтягом в обох сталях виявлено зміни дислокаційної структури. В умовах пластичного деформування ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф при температурі $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$ сіткова і частково коміркова дислокаційна структура із збільшенням деформації перетворюється в клубкову та коміркову не розорієнтовану ($\tilde{\psi}=0,35$), коміркову розорієнтовану та частково фрагментовану ($\tilde{\psi}=0,50$), утворюються ділянки повністю фрагментованої дислокаційної структури ($\tilde{\psi}=0,90$).



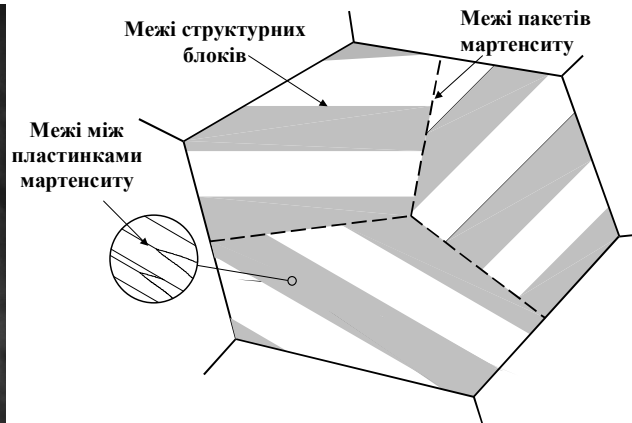
а



б



в



г

Рисунок 2 - Мікроструктура сталі 25X1M1Ф (а, б) і 15X13МФ (в, г): а, в - початковий стан; б - схема ферито-перлітного зерна; г - схема пакетів мартенситу; (а,в $\times 30000$)

Після деформування розтягом ферито-мартенситної сталі 15X13МФ виявлені певні зміни морфології дислокаційної структури, які полягають у збільшенні непаралельності дислокаційних субграниць і зменшенні відстані між субграницями. Виявлено подрібнення зерен мартенситу, збільшення фрагментації рейок дислокаційного мартенситу. Наявність багатьох рефлексів і їх розмитість на мікродифракційній картині вказує на зменшення відстані між малокутовими границями. Спостерігали збільшення ширини та кута розорієнтації дифракційних рефлексів відносно центрального рефлекса, що свідчить про розорієнтацію субграниць ферито-мартенситної структури та рейок дислокаційного мартенситу порівняно з початковим станом матеріалу.

При значних $\tilde{\psi}=0,30$ спостерігали утворення мікротріщин та мікропор біля включень внаслідок відшарування включення від матриці або в результаті руйнування включень, що є наслідками накопичення граничної густини дислокацій та вичерпання пластичності матеріалу. Оскільки в процесі пластичного деформування зростає густина дислокацій у субграницях, а включення є ефективними бар'єрами на шляху переміщення дислокацій, в локальних об'ємах густина дислокацій досягає граничного значення, що приводить до відшарування включень від матриці або руйнування включень і утворення мікротріщин та пор.

Характер процесів у формуванні дислокаційних субструктур свідчить про процеси самоорганізації деформованого матеріалу. Кожній субструктурі матеріалу відповідає певний діапазон густини дислокацій [8,9].

Вплив температури деформування на зміцнення сталей

Пластичне деформування зумовлює зміцнення матеріалу внаслідок еволюції дислокаційної субструктури, зростання деформацій та напружень у матеріалі, зокрема

неоднорідності властивостей на границях зерен фериту, границях розділу феритної та перлітної складових. Збільшення твердості сталей внаслідок деформаційного зміцнення пояснюють такими основними причинами: утворенням внутрішньозернової субструктури, яка відіграє роль додаткових бар'єрів, та збільшенням розорієнтації границь структурних складових. Пластичне деформування викликає збільшення кількості дислокацій у матеріалі, що підвищує опір їх переміщенню. Зміцнення матеріалів можна оцінити методом вимірювання твердості (мікротвердості), який характеризує деформівну здатність матеріалу [10]. Дані залежності твердості (мікротвердості) сталей 15X13МФ і 25X1М1Ф від дійсного поперечного звуження $\tilde{\psi}$ зразків за різних температур випробування зображені на рис. 3.

Наведені на рис. 3 криві зростання мікротвердості сталей можна описати функцією двох параметрів (дійсного звуження і температури), що характеризують умови зміцнення матеріалу:

$$H = H_0 + f(T, \tilde{\psi}). \quad (2)$$

Одержано серію кривих, які характеризують вичерпування пластичності матеріалу, положення яких залежить від температури деформування матеріалу, величини дійсної пластичної деформації, що досягається за даних умов та початкового зміцнення матеріалу.

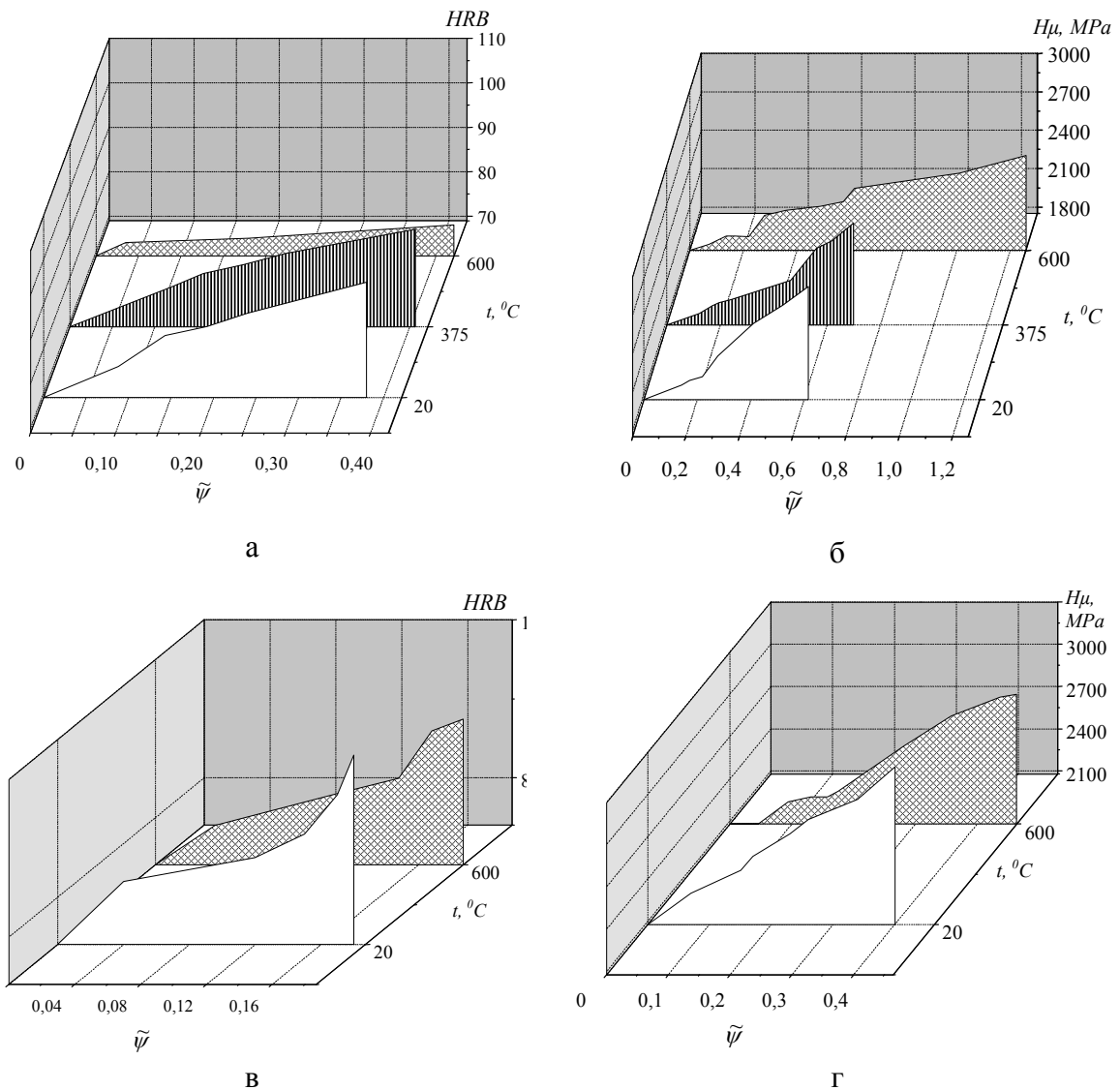


Рисунок 3 - Залежність твердості (а, в), та мікротвердості (б, г) сталей 25X1М1Ф (а, б) і 15X13МФ (в, г) від дійсного поперечного звуження зразків за досліджених температур

Різний нахил кривих “мікротвердість-дійсне звуження” (рис. 3) зумовлений фізико-механічними процесами, що супроводжують зміцнення субструктурних складових сталі та накопичення дефектів ґратки.

Із збільшенням величини дійсного поперечного звуження зростає мікротвердість матеріалу для обох досліджених сталей у всьому дослідженому температурному діапазоні. Максимальну інтенсивність зростання мікротвердості спостерігали при температурі $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, мінімальну - при $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Рис. 3 а,б) Очевидно, із зростанням температури пластичного деформування активуються процеси термічного повороту, що полягають у деякій ліквідації нерівноважного надлишку точкових дефектів та перебудові дислокаційної структури. При самочинній перебудові вільна енергія кристалу знижується, тому в результаті термічного повороту густина дислокацій, а відповідно й мікротвердість зменшуються, а дислокації, що залишаються, утворюють стійкі конфігурації у вигляді малокутових границь. На початковому етапі деформуються границі зерен із наступним деформуванням в об’ємі феритних зерен.

Оскільки пластичне деформування макрооб’єму є інтегральною характеристикою неоднорідного поля структурних деформацій, для встановлення зв’язку із пластичною деформацією та мікротвердістю важливо також провести статистичний аналіз локальних характеристик матеріалу, зокрема мікротвердості [10].

Аналізували зміцнення матеріалу для різних значень дійсного поперечного звуження при температурах ($+20$, $+375$, $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$) за різних ступенів зміцнення $k = \frac{H}{H_0}$, де H_0 - початкове значення твердості (мікротвердості) матеріалу; H – біжуче значення відповідного параметру. Залежність коефіцієнта зміцнення сталей 25X1M1Ф та 15X13MФ від температури випробування $+20$, $+375$, $+600\text{ }^{\circ}\text{C}$ за досліджених значень величини пластичного деформування подано на рис. 4.

Виявлено, що для обох досліджених параметрів (твердість і мікротвердість) підвищення температури деформування сприяє зниженню коефіцієнта зміцнення матеріалу, що, очевидно, зумовлено впливом процесів термічного повороту та підвищенням пластичності із зростанням температури.

Збільшення твердості сталей внаслідок деформаційного зміцнення пояснюють, в основному, двома причинами: утворенням внутрішньозернової субструктури, яка відіграє роль додаткових бар’єрів, та збільшенням розорієнтації границь структурних складових, що існують в початковому стані матеріалу.

Для малого рівня деформування характерне обмеження процесу ковзання та формування дислокаційної субструктури. Основним джерелом генерування дислокацій у сталі 25X1M1Ф є границі розділу ферит-цементит, в сталі 15X13MФ – границя ферит-мартенсит. Зміцнення матеріалу сталі 25X1M1Ф пов’язане із формуванням розвинутої коміркової, а за значних пластичних деформацій - фрагментованої субструктури в об’ємі металу. Зміцнення матеріалу сталі 15X13MФ пов’язане із збільшенням непаралельності дислокаційних субграниць, зменшенням відстані між субграницями, подрібненням зерен мартенситу, збільшенням фрагментації рейок дислокаційного мартенситу.

Граничні пластичні деформації сталей супроводжуються істотною еволюцією структурно-фазового стану матеріалу: зростає густина дислокацій у малокутових границях, у сталі 25X1M1Ф подрібнюються та частково розчиняються пластини цементиту перлітних колоній, а в сталі 15X13MФ – рейки мартенситу, релаксують окремі поля макронапружень. Для значних пластичних деформацій сталі 25X1M1Ф характерне часткове руйнування пластинок цементиту. Дані процеси визначаються граничним зміцненням субструктури, “насиченням” її значною кількістю мікрodefektів.

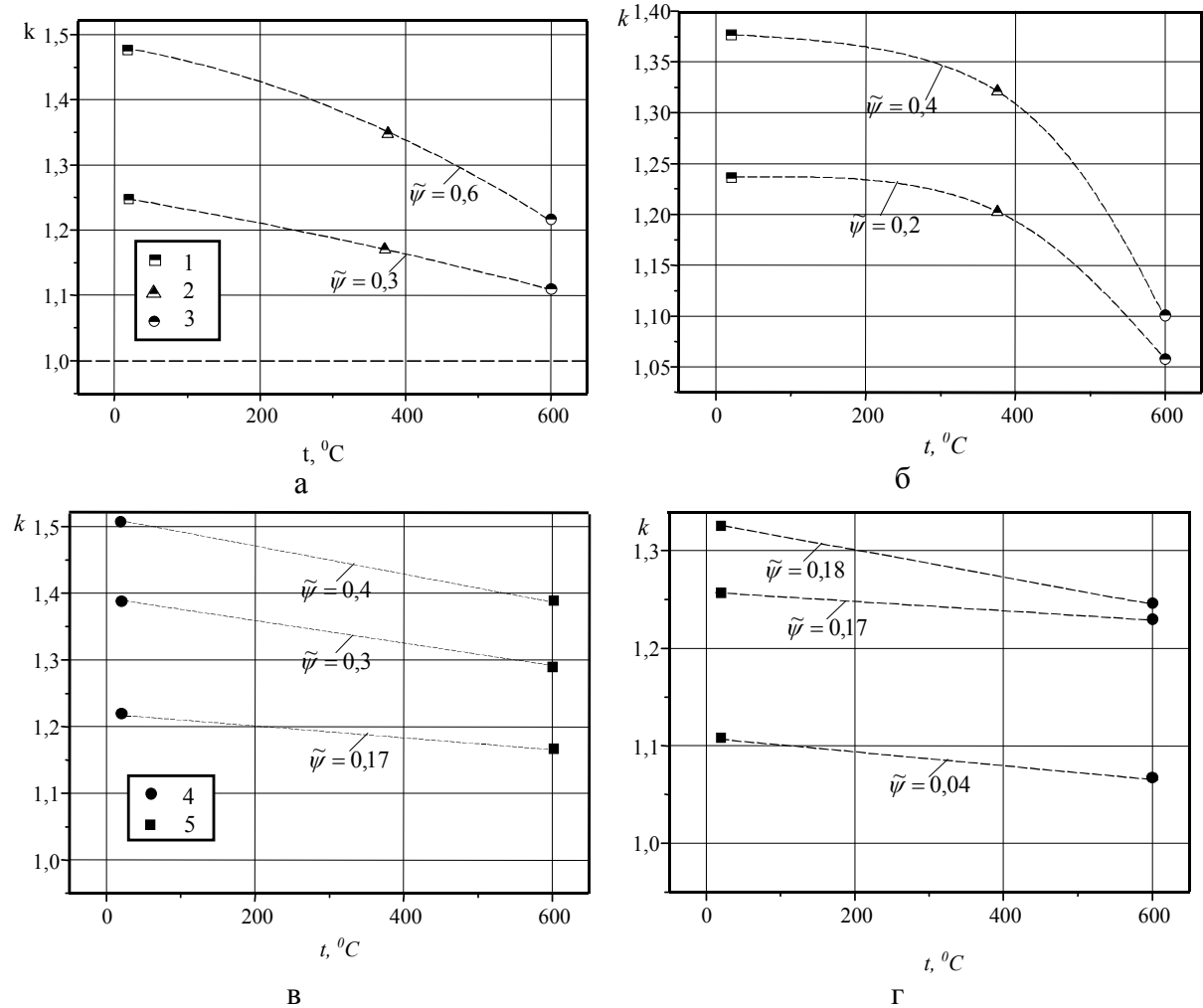


Рисунок 4 - Залежність коефіцієнта змінення сталей 25X1M1Ф (а,б) та 15X13MФ (в,г) від температури випробування +20 (1,4), +375 (2), +600 $^{\circ}\text{C}$ (3,5) за досліджених значень величини пластичного деформування. Змінення за мікротвердістю (а,в); змінення за твердістю (б,г)

З метою аналізу вичерпування пластичності матеріалу побудовано залежність мікротвердості сталей за досліджених температур випробування від відносної величини дійсного звуження у координатах $H_{\mu} - \bar{\psi}$ (рис. 5); де $\bar{\psi} = \frac{\tilde{\psi}}{\tilde{\psi}_c}$; $\tilde{\psi}_c$ - критичне значення дійсного поперечного звуження, одержане після руйнування зразка.

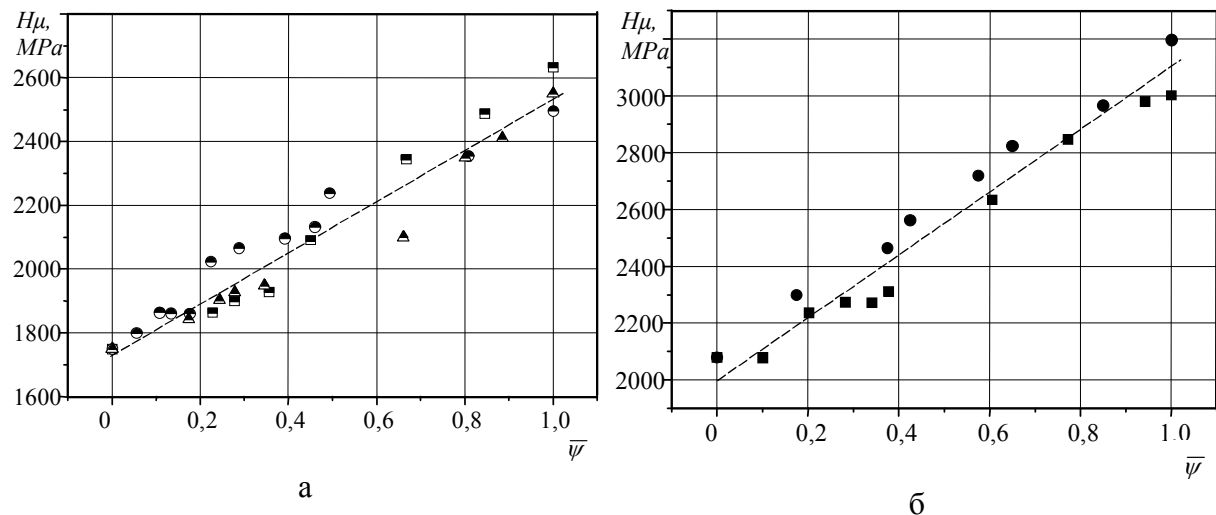


Рисунок 5 - Залежність мікротвердості сталей 25X1M1Ф (а) та 15X13MФ (б) від відносної величини дійсного звуження за температур +20 $^{\circ}\text{C}$ + 375 $^{\circ}\text{C}$. +600 $^{\circ}\text{C}$ (Позначення даних, одержаних за різних температур, див на рис. 4)

Як видно з рис.5, значення мікротвердості сталей 25X1M1Ф та 15X13MФ у відносних координатах $H_{\mu} - \bar{\psi}$, незалежно від температури випробування, знаходиться в межах однієї смуги розкиду. Функціональну залежність мікротвердості H_{μ} від величини $\bar{\psi}$ знаходимо експериментально у вигляді:

$$H_{\mu} = H_{\mu 0} + B\bar{\psi},$$

де $H_{\mu 0}$ - початкова мікротвердість матеріалу; B – стала; $B = tg\varphi$, де φ - кут нахилу прямої. Даний вираз характеризує зростання мікротвердості матеріалу із вичерпуванням пластичності під час деформування. Зрозуміло, що граничним станом матеріалу буде $H_{\mu c} / H_{\mu 0}$, тобто відношення граничного зміцнення до початкового зміцнення матеріалу.

Таким чином, з підвищенням температури деформування пластичність обох сталей збільшується - зростає максимальне (граничне) звуження зразків, а характер поверхні руйнування стає більш в'язким (див. рис. 1). Проте їх мікротвердість, у відносних координатах ($H_{\mu} - \bar{\psi}$), зростає за однією залежністю, і максимальна (гранична) мікротвердість приблизно однакова для кожної сталі у зразках деформованих при досліджених температурах.

Висновки. Сталь 25X1M1Ф при деформуванні розтягом руйнується в'язко за ямковим механізмом незалежно від температури випробувань. Поверхня руйнування сталі 25X1M1Ф представляє собою рівновісні ямки приблизно однакового розміру, утворені злиттям мікропор. Із зростанням температури випробувань збільшується кількість великих ямок, а також зростає глибина ямок і висота гребенів. Сталь 15X13MФ при температурі +20 °С руйнується за механізмом внутрішньозернового відколу з формуванням фасеток у вигляді кристалічних ділянок, при температурі +375 °С механізм руйнування стає змішаним з поєднанням в'язкого і квазікрихкого механізмів, а при +600 °С руйнування стає практично повністю в'язким за механізмом ямкового відриву. Глибина ямок і висота гребенів є невеликими, порівняно зі сталлю 25X1M1Ф, що свідчить про малу пластичність при руйнуванні сталі 15X13MФ.

В умовах пластичного деформування розтягом ферито-перлітної сталі 25X1M1Ф при температурі +600 °С сіткова і частково коміркова дислокаційна структура із збільшенням деформації перетворюється в клубкову та коміркову нерозорієнтовану, коміркову розорієнтовану та частково фрагментовану, утворюються ділянки повністю фрагментованої дислокаційної структури. Деформування розтягом ферито-мартенситної сталі 15X13MФ супроводжується збільшенням непаралельності дислокаційних субграниць і зменшенням відстані між субграницями, подрібнюються зерна мартенситу, збільшується фрагментація рейок дислокаційного мартенситу.

Із збільшенням величини дійсного поперечного звуження зростає твердість і мікротвердість матеріалу обох досліджених сталей. Максимальна інтенсивність зростання спостерігається при температурі +20 °С, мінімальна - при +600 °С. Із зростанням температури деформування збільшується пластичність та активуються процеси термічного повороту, що полягають у деякій ліквідації нерівноважного надлишку точкових дефектів та перебудові дислокаційної структури, що зумовлює меншу інтенсивність зростання твердості.

Залежність мікротвердості сталей 25X1M1Ф та 15X13MФ від величини дійсного поперечного звуження у відносних координатах $H_{\mu} - \bar{\psi}$, незалежно від температури випробування, знаходиться в межах однієї смуги розкиду. Граничний стан вичерпування пластичності в умовах деформування розтягом сталей 25X1M1Ф та 15X13MФ чисельно можна характеризувати граничною мікротвердістю за досліджених температур випробувань.

Робота виконана за рахунок бюджетних коштів Державного фонду фундаментальних досліджень, реєстраційний номер 0107U004213.

Література

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Эволюция структуры и зарождение разрушения // Современные вопросы физики и механики материалов. Ред. З.П. Каменцева. – С.-Петербург: СПбГУ, 1997. –С.322-332.
2. Byun T.S., Lee E.H., Hunn J.D. Plastic deformation in 316LN stainless steel – characterization of deformation microstructures // Journal of Nuclear Materials.-2003.-Vol. 321.-P. 29–39.
3. Han B.Q., Lavernia E.J., Mohamed F.A. Dislocation structure and deformation in iron processed by equal-channel-angular pressing // Metallurgical and Materials Transactions A.-2004.- Vol. 35A (4).-P. 1343-1350.
4. Природа усталости металлов. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. М., «Металлургия», 1975.-456 с.
5. Effect of hot deformation on phase transformation kinetics of 86CrMoV7 steel / Xiao F., Liao B., Qiao G., Guan S. // Materials Characterization.-2006.-Vol. 57.-P. 306–313.
6. Игнатович С.Р. К вопросу о статистической природе пластического деформирования // Проблемы прочности.-1996.-№4.-С. 99-108.
7. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Metallurgy, 1983.– 232 с.
8. Hutchinson B., Ridley N. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel // Scripta Materialia.-2006.-Vol. 55.-P. 299–302.
9. Multiscale modelling of the plastic anisotropy and deformation texture of polycrystalline materials / Paul Van Houtte, Anand Krishna Kanjarla, Albert Van Bael // European Journal of Mechanics A/Solids.-2006.- Vol. 25.-P. 634–648.
10. Лебедев А.А., Музыка Н. Р., Волчек Н. Л. Определение поврежденности конструкционных материалов по параметрам рассеяния характеристик твердости // Проблемы прочности, 2002.- № 4.-С 5-11.

Одержано 25.06.2007 р.

УДК 539.3; 537.39

Г.Степанов, докт. техн. наук; А.Бабуцький, канд. техн. наук; І.Мамеєв

Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАНУ, Київ, Україна

**ВПЛИВ ІМПУЛЬСНОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА
РЕЛАКСАЦІЮ ЗАЛИШКОВИХ ЗВАРЮВАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ**

Наведено результати експериментальних досліджень релаксації залишкових зварювальних напружень під дією імпульсного електричного струму (ІЕС) високої густини та попереднього нагрівання. Оцінку зміни напружено-деформованого стану зразків проводили тензометруванням. Припускаючи, що дія ІЕС на релаксацію залишкових зварювальних напружень аналогічна високотемпературному відпуску, методом чисельного моделювання досліджували кінетику їх формування та релаксації у кільцевих зразках, що використовувалися в експериментах.

G.Stepanov, A.Babutsky, I.Mameyev

**INFLUENCE OF IMPULSE ELECTRIC CURRENT ON
RELAXATION OF RESIDUAL WELDING STRESSES**

The results of the experimental investigations of residual welding stress relaxation under action of high-density impulse electric current and preliminary heating are presented. Tensometry was used for estimation of the specimens strain-stress state. Taking into account the analogy between impulse electric current treatment and high temperature tempering the forming and relaxation of the residual welding stresses in ring specimens used in the tests was investigated numerically.

Вплив залишкових зварювальних напружень (ЗЗН) на несучу здатність конструкцій як при статичному, так і при циклічному навантаженні загальновідомий.