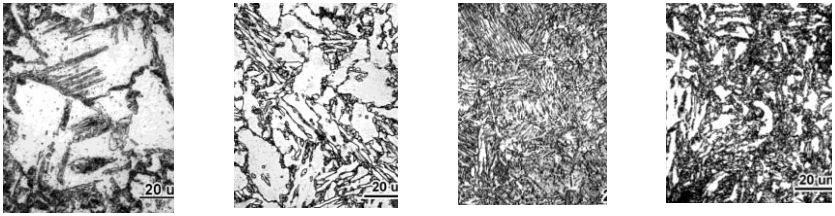
УДК 669.716:621.785:669.15-194.2:669.018.295
Кусса Р.О.[1], Зурнаджи В.І. [1], Єфременко В.Г.[1], Бриков М.М.[2], Зурнаджи А.І.
[1] ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Маріуполь
[2] НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя

ІНТЕНСИВНІСТЬ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ TRIP-ASSISTED СТАЛЕЙ ІЗ РІЗНИМ ХІМІЧНИМ СКЛАДОМ

Досліджено поведінку двох TRIP-assisted сталей при деформації розтягненням в стані ізотермічного гартування із межкритичного інтервалу. Хімічний склад сталей становив (мас. %): сталь А – 0,18 C; 1,50 Si; 1,80 Mn; 0,05 Nb; сталь Б – 0,20 C; 1,79 Si; 1,73 Mn; 0,045 Nb; 0,55 Cr; 0,20 Mo; 0,10 V. Сталі було виплавлено в лабораторній індукційній печі, зливки були піддані гарячій пластичній деформації із отриманням смуги товщиною 15 мм. Зразки сталей піддавали термічній обробці, яка складалася із нагріву до 770 оС або 900 оС (що відповідало двохфазній $\alpha+\gamma$ області), після чого зразки переносили у ванну ПОС-61, де витримували при 300 оС впродовж 20 хв. із охолодженням на повітрі. Така обробка сформувала в сталях ферито-бейнітну структуру із різним співвідношенням структурних складових в залежності від складу сталі (після обробки від 900 оС сталь А не вміщувала ферит) (рис. 1). До складу бейніту входив залишковий аустеніт (RA) у вигляді плівок між пластинами альфа-фази.



а) б) в) г)

Рисунок 1 – Мікроструктура дослідних сталей А (а,в) і Б (б, г): аустенізація при 770 ^{o}C (а,б) і 900 ^{o}C (в, г).

Зразки було випробувано на розтягнення; криві розтягнення перебудували таким чином, щоб отримати залежність справжньої напруги (true stress – σ) від справжньої деформації (true strain – ε). Це дозволили розрахувати інтенсивність деформаційного зміцнення (strain hardening rate – SHR) як SHR=$d\sigma/d\varepsilon$. Залежності «true stress» і «SHR» від «true strain» представлені на рисунку 2.

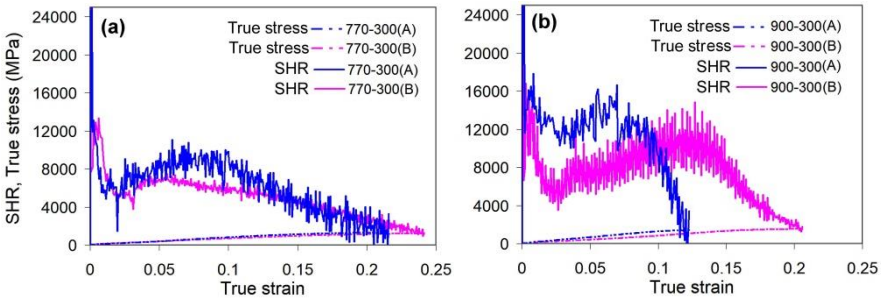


Рисунок 2 – Залежності «true stress» і «SHR» від true strain для різної температури аустенізації; 770 ^{o}C (а), 900 ^{o}C (б).

Як випливає з рис. 2, початкова стадія деформації (до $\varepsilon \leq 0{,}025$) характеризувалася різким падінням SHR, пов'язаним із кумулятивними взаємодіями рухомих дислокацій та блокуванням щільноупакованих площин ковзання дислокацій. За більшої деформації SHR почав збільшуватися, вказуючи на протікання стадії зміцнення, викликаної проявом TRIP-ефекту, пов’язаним із перетворення RA в мартенсит деформації. Як видно, в обох випадках крива SHR для сталі А досягала більш високих максимальних значень, що свідчило про вищу швидкість деформаційного мартенситного перетворення (ДМП). Різниця в максимальному значенні SHR була більшою для зразків, оброблених при 900 оС (рис. 1,б), що можна пояснити відсутністю доевтектоїдного фериту в сталі А. Оскільки залишковий аустеніт був єдиною м’якою фазою у сталі А, то пластична деформація почалася саме в аустеніті за меншого ступеню деформації, ніж у сталі Б, яка містила доевтектоїдний ферит. Крім того, друга фаза деформаційного зміцнення у сталі В тривала до більш високої деформації, вказуючи на більш повільну кінетику ДМП. Така поведінка призвела до відтермінування стану пластичної нестабільності, який відповідає початку формування шийки. Критерієм пластичної нестійкості є досягнення умови $d\sigma/d\varepsilon = \sigma$, яка знаходиться на перетині кривих SHR та true stress. Як видно на рисунку, для обох режимів термічної обробки сталь Б досягала пластичної нестійкості за більш високої деформації, що є важливою умовою для збільшення рівномірного подовження зразку. Це дозволило припустити, що сталь Б мала RA підвищеної стабільності та повільнішою кінетикою ДМП, що сприяло підвищенню міцності та пластичності сталі. Навпаки, залишковий аустеніт у сталі А перетворювався при деформації швидше, прискорюючи появу пластичної нестабільності. Причиною різної різниці є більше збагачення RA вуглецем в сталі Б (через більш високий вміст Si), а також присутність в складі сталі Cr та Mo, які механічно стабілізували аустеніт до ДМП внаслідок твердорозчинного зміцнення.