

УДК 669.15.018:539.374

Особливості пластичного деформування сталей 08X18T1 та 15X25T

Кондир А. І., к.т.н., доц. каф. ІМПФ

Національний університет «Львівська політехніка»
(вул. С. Бандери, 12, м. Львів, 79013, Україна)

Однією з причин обмеженого застосування у промисловості високохромистих сталей є схильність до кількох видів окрихчення [1]. «Крихкість за 475°C» сплавів, що містять 15–75% мас., виникає після ізотермічних витримок виробів в інтервалі 400–550°C або ж повільного охолодження у цьому діапазоні температур. Схильність до окрихчення посилюється зі зростанням вмісту хрому і найвиразніше виявляється після ізотермічних витримок за 475–485°C. Згідно з сучасними даними початкові стадії окрихчення за 480°C сплавів, що містять понад 20 % мас., обумовлені спінодальним розпадом α -твердого розчину з утворенням кластерів атомів хрому у площинах $\{100\}$. У сталях з меншим вмістом хрому окрихчення супроводжується розпадом твердого розчину за механізмом зародження і росту часточок α' -фази. Зростання часу витримки призводить до утворення когерентно зв'язаних з матричним α -твердим розчином сферичних зон α' -фази, у яких вміст хрому поступово зростає до 80% ат. Такий неоднорідний ізоструктурний фазовий стан значно впливає на здатність сталей пластично деформуватися, що виявляється в утрудненні поперечного ковзання дислокацій. У свою чергу посилюється схильність до механічного двійникування, як допоміжного поряд з ковзанням механізмом деформування і додаткового способу релаксації високих локальних напружень, які виникають унаслідок гальмування дислокацій бар'єрами. Посилення схильності до двійникування сприяє також зниженню енергії дефектів упаковки, яке має місце завдяки розшаруванню твердого розчину на α - та α' -фази. Зазначені структурні фактори та особливості деформування суттєво позначаються на статичній та циклічній тріщиностійкості окрихчених Fe–Cr–сплавів [2]. Незважаючи на важливість питання вивчення особливостей деформаційної поведінки сплавів, схильних до механічного двійникування, для практики обробки металів тиском та оцінки експлуатаційної надійності виробів залишається не встановлені кінетичні параметри структури та деформаційного зміцнення. У роботі досліджено зв'язок між змінами структури та механізмом пластичної деформації при випробуваннях на розтягування та стискання зразків високохромистих сталей 08X18T1 та 15X25T промислових плавов.

Термічна обробка зразків полягала у нагріванні до 800°C, витримки упродовж 30 хв. і наступному гартуванні у воді, що усувало можливість неконтрольованого окрихчення сталі під час охолодження в температурному інтервалі прояву крихкості. Зафіксований після гартування структурно-фазовий стан розглядали як вихідний перед проведенням обробки, яка викликала ізоструктурний розпад і полягала у витримці за 480°C тривалістю до 680 год. Стандартні механічні характеристики ($\sigma_{0,2}$, σ_a , Ψ , δ_5) визначали випробуваннями на розтягування циліндричних зразків діаметром 5 мм. Випробування на осаджування проводили на циліндричних зразках діаметром 5 мм заввишки 8 мм. Випробування на розтягування та стискання виконували на машині Instron за швидкостей деформування $(1,0-2,5) \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$. Первинні діаграми деформування перебудовували у діаграми «дійсні напруження (S) – дійсні деформації (e)» у припущенні про незмінність об'єму і збереження циліндричної форми зразками на стадії їх рівномірного видовження (вкорочення). Мікроструктуру деформованих зразків досліджували за допомогою оптичного мікроскопа МИМ–8. Злами зразків вивчали на сканувальному мікроскопі JXA–50A. Залежність між дійсним напруженням і дійсною (логарифмічною) деформацією описували степеневою функцією:

$$S = S_0 + ke^n, \quad (1)$$

де S_0 – границя пружності за деформації 0,05%; k, n – відповідно коефіцієнт та показник деформаційного зміцнення. Значення величин, що входять у рівняння (1), визначали регресійним аналізом.

У неокрихченому стані криві деформаційного зміцнення за обох схем деформування мають вигляд, характерний для металів з ОЦК ґраткою – на них практично відсутні сходинка текучості та друга стадія зміцнення, а перша зливається з третьою. Зі збільшенням тривалості витримки за 480°C підвищується напруження течії металу, інтенсивність зростання якого суттєво більша у випадку сталі 15X25T порівняно з 08X18T1. Форма кривих зміцнення сталі 08X18T1 слабо залежить від ступеня розпаду твердого розчину – практично лише після витримок за 480°C понад 50–75 год. дуже повільно зростає опір малим пластичним деформаціям, показником якого є величина S_0 . Мікроструктурні дослідження виявили, що основним механізмом пластичної деформації є ковзання. Повільне деформаційне зміцнення сталі 08X18T1 слід пов'язати з малою швидкістю ізоструктурного розпаду твердого розчину.

Значно істотніші зміни деформаційної поведінки унаслідок розшарування твердого розчину спостерігали у сталі 15X25T. Утворення кластерів та зон, збагачених хромом, передусім викликає помітне зростання опору малим пластичним деформаціям вже після витримок 0,25 год. за 480°C. Утворення дисперсних скупчень α' -фази позначається на формі кривих $S(e)$ за більш тривалих ізотермічних витримок – помітні зміни коефіцієнта та показника деформаційного зміцнення залежно від жорсткості схеми випробування відмічені після 2–5 год. Спочатку обидва параметра зменшуються до величин, які слід розглядати як мінімально можливі для реалізації деформування ковзанням.

Після досягнення певної витримки за 480°C залежно від схеми деформування на кривих розтягування та стискання спостерігали переривчасту течію металу: починаючи від ділянки нижче за границю пружності й до ступеня деформації 1–2 % мали місце стрімкі спади навантаження, які супроводжувалися відчутним потріскуванням. Під час металографічного дослідження у структурі деформованих зразків були виявлені двійники. Зубчастий характер кривих деформування залежно від схеми випробування та часу витримки зберігався до певного ступеня деформації. Для характеристики інтенсивності двійникування використовували декілька параметрів: кількість подій стрімкого спадання навантаження, які обчислювали за діаграмами випробування; максимальний ступінь деформації, до якої спостерігали двійники; внесок механічного двійникування у загальний ступінь пластичної деформації (таблиця 1).

Таблиця 1. Вплив схеми напруженого стану та часу витримки за 480°C на схильність сталі 15X25T до механічного двійникування

Схема випробування	Кількість подій двійникування після витримки за 480°C, год.							
	12	25	50	100	200	300	500	680
Стискання	—	25	40	55	70	80	90	110
Розтягування	20	35	55	75	90	105	120	135

Проведені дослідження показали, що пластичне деформування феритних високохромистих сталей після витримок за 480°C в окрихченому структурно-фазовому стані може здійснюватися ковзанням та механічним двійникуванням. Схильність до механічного двійникування виявляється за ступенів деформації до 2 % і залежить від жорсткості схеми випробування.

1. Сокол И. Я. Двухфазные стали. — М.: Металлургия, 1974. — 216 с.
2. Распространение усталостных трещин в стали, склонной к деформационному двойникованию / А. Н. Ткач, О. Н. Романив, В. В. Симинькович, А. И. Кондырь, М. Ф. Замора. — Физ.-хим. механика материалов, 1982, № 2. — С. 67–73.