

## ОСОБЕННОСТИ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ В ЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЯХ

Среди высокоазотистых сталей мартенситного класса в настоящее время производится сталь торговой марки CRONIDUR с высокими коррозионными свойствами (15 % Cr – 1 % Mo с частичной заменой углерода азотом). Она применяется для изготовления инструмента, а также подшипников и деталей механизма управления закрылками самолетов Боинг и двигателей космических кораблей вместо стали 60X13. В транспортном и энергомашиностроении используются высокопрочные аустенитные стали марок P900+Mo (18 % Cr – 19 % Mn – 2 % Mo – 0,8 % N) и P2000 (16 % Cr – 13 % Mn – 0,8 % Mo) для деталей электрогенераторов и медицинской техники.

С целью определения критических температур фазовых превращений в работе проводились дилатометрические исследования коррозионно-стойких сталей 3X15AM (1), 06X18AG19M2 (2) и 07X16AG13M3 (3) на дилатометре Шевенара. В качестве эталона использовали сплав на основе никеля – пирос. Данный сплав при нагреве испытывает только магнитное превращение при 200 °С, которое сопровождается настолько незначительным объемным изменением, что не оказывает влияние на точность при измерении критических температур. Для изучения размерных эффектов  $\Delta l/l_0$  исследуемых сталей в интервале температур 20–900 °С использовали измерительную головку высокой чувствительности HS.

Дилатограммы исследованных сталей, полученные при нагреве с печью ( $V_{\text{нагр.}} = 0,18$  °С/сек) и охлаждении на воздухе ( $V_{\text{охл.}} = 3,5$  °С/сек), приведены на рисунке.

Исходная структура стали 1, закаленной после от 1050 °С в воде представляла собой  $\alpha'$ -мартенсит и остаточный аустенит. Образование мартенсита было обусловлено распадом аустенита в процессе охлаждения от температуры аустенитизации и в результате естественного старения. В интервале температур нагрева 20–650 °С фазовых превращений не зафиксировано, происходил нагрев  $\gamma$ - и  $\alpha'$ -фаз. При этом дилатометрический эффект практически отсутствовал, так как знак эффекта при нагреве этих фаз противоположный. В интервале температур 650–740 °С наблюдалось увеличение размеров образца, обусловленное

появлением в структуре феррита. При этих температурах происходил распад аустенита по реакции  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Me}_3\text{C} + \text{Me}_2\text{N}$ , который происходил отдельно [1].

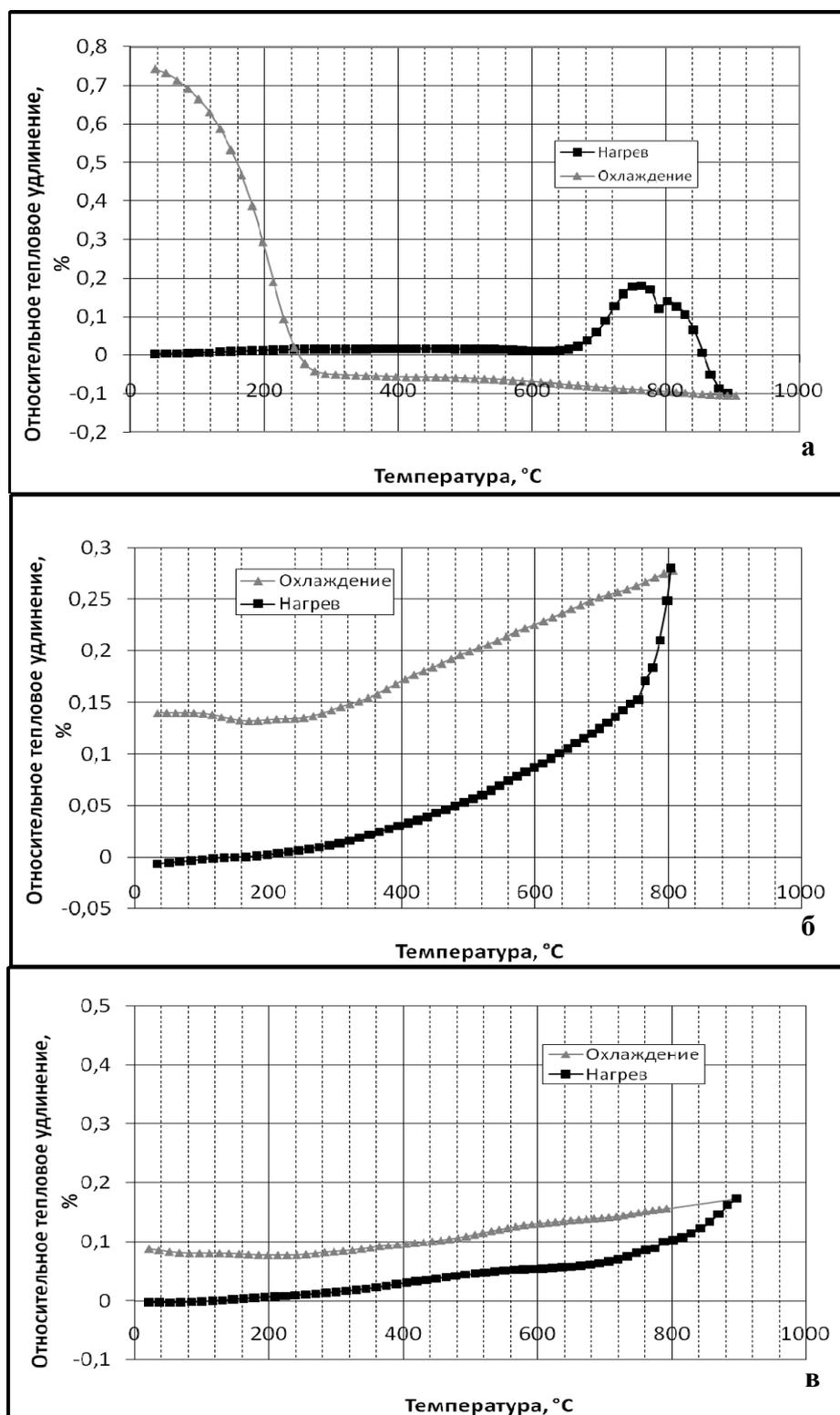


Рис. Дилатограммы отожженных в течение 1 ч при 1050 (сталь 1), 1100 (сталь 2) и 1150 °C (сталь 3) и закаленных в воде сталей

С повышением температуры от 740 до 880 °С протекало обратное ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращение, происходившее в два этапа: при температурах 740–850 °С происходило превращение обогащенного углеродом (вблизи частиц нитридной фазы) феррита в аустенит ( $\alpha_{\text{обогащ. C}} \rightarrow \gamma$ ), а при температурах 850–880 °С – превращение обогащенного азотом (вблизи частиц карбидной фазы) феррита в аустенит ( $\alpha_{\text{обогащ. N}} \rightarrow \gamma$ ). Далее до температуры 920 °С происходил нагрев аустенита и его гомогенизация. При последующем охлаждении зафиксирована температура ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ )-мартенситного превращения – 250 °С. Мартенситное превращение прошло не до конца, и в структуре стали после дилатометрического нагрева наблюдается остаточный аустенит, хотя количество его существенно превосходило исходное, чем и обусловлен значительный дилатометрический эффект ( $\Delta l/l_0 = 0,75 \%$ ), зафиксированный после цикла нагрев–охлаждение. Подобная дилатограмма была получена ранее на стали 0X18H2A1 [2].

На рис. 1б приведена дилатограмма стали 2, отожженной при 1100 °С (1 ч) с последующей закалкой в воде. Исходная структура сталей – аустенит. Температура начала полиморфного превращения аустенита по реакции  $\gamma \rightarrow \alpha$  составила 760 °С. Нагрев проводили до 800 °С, а далее сталь охлаждали. Никаких фазовых превращений при охлаждении не было зафиксировано. После охлаждения до комнатной температуры в результате незавершённого процесса нагрева (не было достигнуто обратное превращение образовавшегося феррита) был зафиксирован положительный размерный эффект ( $\Delta l/l_0 = 0,15 \%$ ).

Дилатограмма аустенитной стали 3, снятая после отжига при 1150 °С (1 ч) и закалки в воде (рис. 1в) аналогична полученной на стали 2, но с несколько меньшим размерным эффектом ( $\Delta l/l_0 = 0,1 \%$ ), что связано с меньшим содержанием марганца, понижающего температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

В результате проведенных исследований показано, что в соответствии с литературными данными 1) распад остаточного аустенита в стали 3X15AM (1) протекал отдельно с образованием карбидов и нитридов с последующим обратным превращением  $\alpha \rightarrow \gamma$  в два этапа обогащенной углеродом и азотом  $\alpha$ -фазы; 2) аустенитные стали 06X18AG19M2 (2) и 07X16AG13M3 (3) показали высокую термическую стабильность к распаду аустенита в интервале температур от комнатной до 800–850 °С.

#### Список использованных источников

1. Berns H., Duz' V.A, Ehrhardt R., Gavriljuk V.G., Petrov Yu.N., Tarasenko A.V. Precipitation during tempering of chromium-rich iron-based martensite alloyed with carbon and nitrogen // Z. metallk., 1997. Bd. 88. S. 109–116.

2. *Банных О.А., Блинов В.М., Березовская В.В.* [и др.] Влияние мартенситного ( $\gamma \rightarrow \alpha$ )-превращения в Fe-Cr-N-сплавах на коррозионное растрескивание под напряжением // *Металлы*. 2005. № 4. С. 26–31.