

Г.В.Левченко, Т.В.Грицай, Е.Е.Нефедьева, Г.А.Мединский

### ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НОРМАЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ ОСЕВОЙ СТАЛИ

Исследовано влияние температуры нагрева под нормализацию в диапазоне температур 800–970<sup>0</sup>С на структуру осевой стали. Установлено, что однократная нормализация при температурах нагрева 820–840<sup>0</sup>С обеспечивает формирование мелкозернистой и равномерной структуры осевого металла.

**осевая сталь, структура, разнотернистость, номер зерна, нормализация**

**Введение. Постановка задачи.** Наиболее распространенным видом несовершенства микроструктуры деформированных и затем термически обработанных осей является неоднородность зеренной структуры по сечению изделия. Разнотернистость, как правило, отрицательно влияет на эксплуатационные свойства изделий и часто приводит к большим экономическим потерям [1].

Существующая технология производства железнодорожных осей не всегда обеспечивает требования как отечественных стандартов ГОСТ 31334–2007 «Оси для подвижного состава железных дорог колеи 1520 мм», так и зарубежных. В частности, стандарт М 101 на продукцию, поставляемую для американских железных дорог, предполагает однородную мелкозернистую структуру образцов осей с величиной зерна не крупнее 5 номера (согласно ГОСТ 5639 и ASTM E112). В связи с этим, на Днепровском металлургическом комбинате (ДМК) осуществляется жесткий контроль качества готовых осей.

На комбинате используют ультразвуковой контроль готовых осей, позволяющий выявить несовершенства структуры. Оси, имеющие более крупное зерно (>5 номера), могут оказаться при УЗ–контроле непрозвучивающимися. Отбракованные оси подвергают дополнительной термообработке и снова проверяют ультразвуковым дефектоскопом, что значительно увеличивает затраты на производство.

В связи с этим возникает необходимость в корректировке технологии изготовления железнодорожных осей, с целью гарантированного выполнения требований стандартов по структуре с минимальным количеством дополнительных термообработок.

**Материал и методика исследований.** В настоящей работе было проведено исследование направленное на выбор оптимального температурного режима нормализации осевой стали, гарантирующего выполнение требований стандартов по структуре с минимальным количеством дополнительных термообработок.

Для уточнения температурного интервала нормализации определены температуры критических точек при нагреве осевой стали ( $A_{C1}$  и  $A_{C3}$ ). Исследования проведены на dilatометре МД–83 конструкции Института черной металлургии. Методика исследования состояла в следующем. Из разрывных образцов, железнодорожных осей, изготовили dilatометрические образцы диаметром 4 мм и длиной 30 мм. Температуру образцов в dilatометре при нагреве в электрической трубчатой печи сопротивления и охлаждении контролировали ХА термопарой с диаметром электродов 0,3 мм. В этом случае электроды термопары приваривали к образцу на половине его высоты. Режим нагрева и охлаждения регулировали с помощью программных и тиристорных регуляторов. Нагрев образцов в dilatометре осуществлялся со скоростью  $200^{\circ}\text{C}/\text{час}$  до  $850^{\circ}\text{C}$  с последующей выдержкой в течение 10 мин. После этого образцы охлаждались в выключенной печи до  $400^{\circ}\text{C}$  со средней скоростью  $0,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . В процессе нагрева и охлаждения температуру образца во времени регистрировали на потенциометре КСП4, а изменение длины образца в зависимости от температуры (дилатограмму) регистрировали на двухкоординатном потенциометре ПДП4–002. По термограмме определяли среднюю скорость охлаждения и его температуру, по перегибам на дилатограммах – температуру начала и конца фазового превращения. Критические точки на одном образце от каждой оси определялись два раза. Установлено, что критические точки в исследованной стали с содержанием углерода 0,50% и марганца 0,84% при нагреве со скоростью  $200^{\circ}\text{C}/\text{час}$  равны:  $A_{C1}$ –  $732^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{C3}$  –  $780^{\circ}\text{C}$  (исследования проведены к.т.н. Евсюковым М.Ф.).

Методика дальнейшего проведения исследования состояла в следующем. Образцы для исследования влияния режимов нормализации отбирали от осей после прокатки на стане 250, на рис.1 представлена структура образца (исходное горячекатаное состояние).

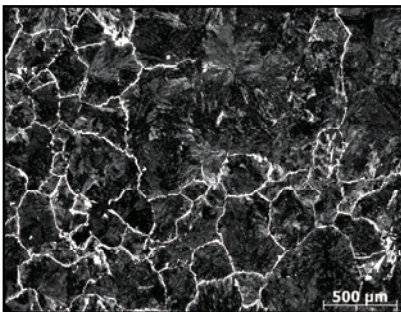


Рис.1. Исходная структура образца оси после прокатки на стане 250

Нагрев образцов производили в интервале температур  $800$ – $970^{\circ}\text{C}$ . Выдержка при температуре нагрева для стабилизации структуры составляла 15 мин. Известно, что на дисперсность конечной феррито–перлитной структуры оказывает влияние размеры зерен аустенита.

Для фиксации аустенитной структуры и определения влияния температуры нагрева на формирование аустенитного зерна одну часть опытных образцов подвергали охлаждению в воде, а вторую часть

образцов охлаждали с печью (учитывая масштабный фактор, моделировали охлаждение на воздухе нормализованной оси).

**Результаты исследований.** Проведенные исследования позволили установить влияние температуры нагрева под нормализацию на особенности формирования структуры осевой стали. При температурах нагрева до  $870^{\circ}\text{C}$  в результате фазового  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образуется однородная неравновесная структура стали (рис.2), состоящая из мелких зерен неправильной формы (как аустенитная, так и феррито–перлитная структуры имеют схожие размерные характеристики).

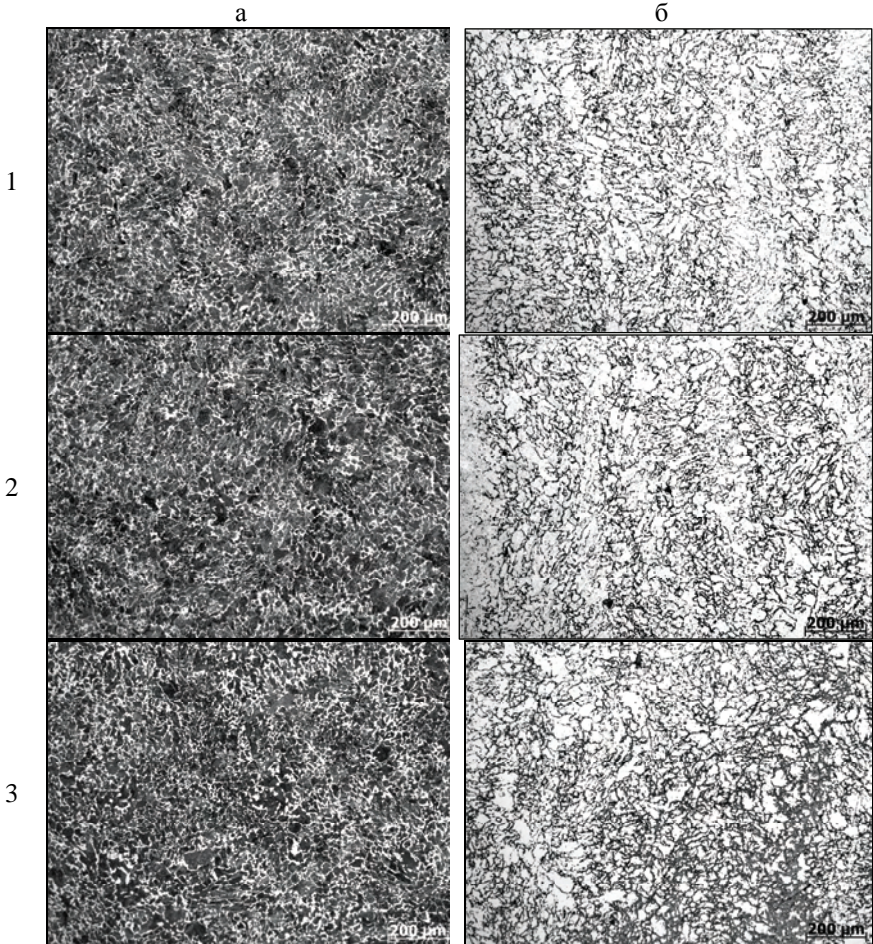


Рис.2. Микроструктура образцов осей после нормализации при температуре: 1– $820^{\circ}\text{C}$ ; 2– $840^{\circ}\text{C}$ ; 3– $870^{\circ}\text{C}$  ( а– охлаждение с печью, б– охлаждение в воде)



Границы зерен извилистые, часто незамкнутые. Иногда внутри контуров зерен располагаются другие зерна. Средний размер зерна меняется незначительно (остается в пределах номера зерна 7–7,5). Следует отметить, что структура образцов полностью удовлетворяет требованиям стандартов. При повышении температуры нагрева до  $890^{\circ}\text{C}$  в структуре исследуемых образцов появляются отдельные аномально крупные зерна номера 1,5–2 и в аустенитной, и в феррито–перлитной структурах (рис.3). Границы мелких зерен внутри крупного постепенно исчезают, рассасываются. Иногда внутри крупных зерен сохраняются отдельные мелкие зерна или участки границ бывшего мелкого зерна. Повышение температуры приводит к увеличению размеров и количества крупных зерен за счет дальнейшего присоединения групп мелких зерен и к образованию новых крупных зерен.

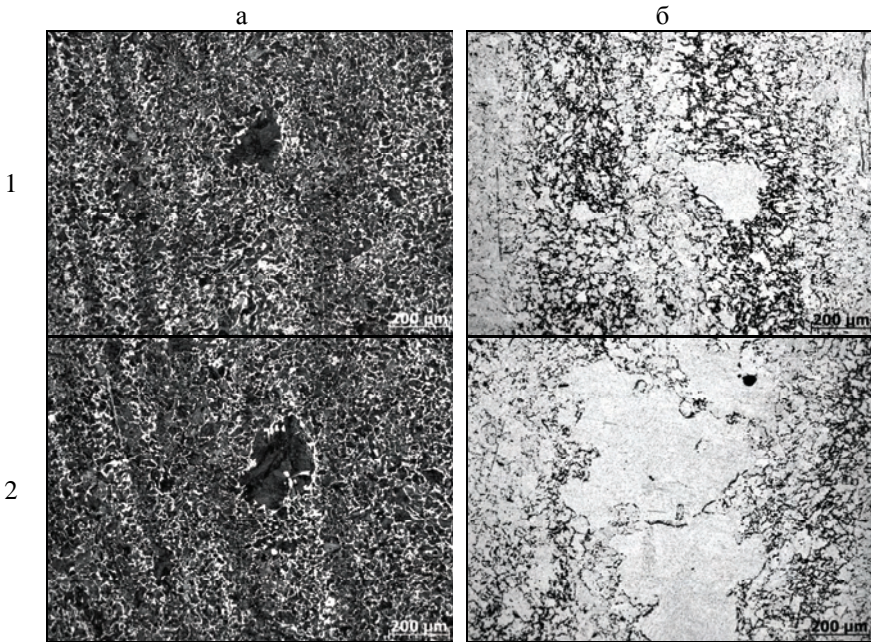


Рис.3. Микроструктура образцов осей после нормализации при температуре: 1– $890^{\circ}\text{C}$ ; 2– $910^{\circ}\text{C}$  (а– охлаждение с печью, б– охлаждение в воде)

Процесс слияния зерен вызван распадом неравновесных дислокационных границ, образовавшихся при фазовом  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, вследствие термически активируемого процесса перемещения дислокаций, которые при повышении температуры освобождаются от закрепляющих их примесей. При движении дислокации аннигилируют, частично образуют субграницы. Процесс

передвижения дислокаций стимулируется протеканием выравнивающей диффузии углерода, азота и других примесей, которая вызывается неоднородной концентрацией этих элементов после  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Распад дислокационных границ и перемещение дислокаций не требуют диффузии атомов железа на большие расстояния и могут происходить одновременно во многих участках. Можно полагать, что слияние зерен происходит наиболее интенсивно в участках, имеющих близкую кристаллографическую ориентировку, обусловленную предшествующей деформацией и упорядоченным характером  $\gamma \rightarrow \alpha$ - и  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений. В результате слияния зерен существенно снижается свободная энергия системы вследствие уменьшения протяженности границ и плотности дислокаций в объеме зерен [2]. При температуре нагрева  $970^{\circ}\text{C}$  структура исследуемых образцов подобна исходной горячекатаной структуре.

Зависимости представленные на рис.4 показывают влияние температуры нагрева под нормализацию на средний размер зерен перлита и неоднородность структуры осевой стали. Несмотря на обеспечение требуемого среднего размера зерна, наиболее однородная и равномерная структура стали образуется при температуре нагрева  $820\text{--}840^{\circ}\text{C}$ .

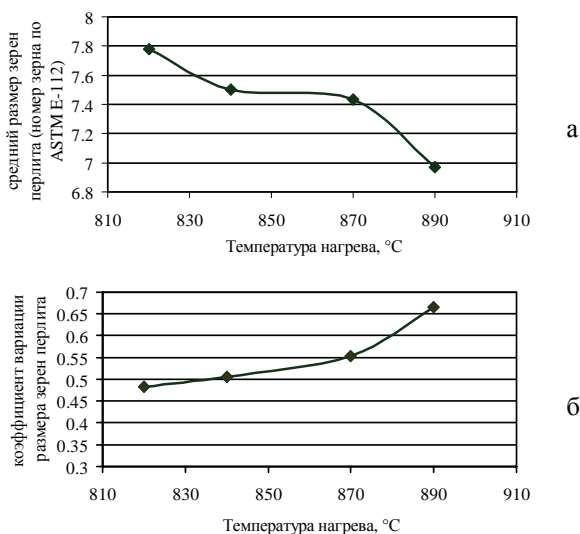


Рис.4. Влияние температуры нормализации на средний размер зерен перлита (а) и неоднородность структуры (б) в осевой стали

При температурах нормализации  $820\text{--}840^{\circ}\text{C}$  основную площадь образца  $\sim 64\%$  занимают зерна меньше 5 номера (рис.5). Использование

єтих температур дозволяє отримувати необхідну однорідну мелкозернисту структуру.

Стоїть відзначити, що хоча при температурі нормалізації 870<sup>0</sup>С структура осевої сталі однорідна, однак зерна номера 7–5 займають ~42% площі зразка, зерна номера 4–3 займають порядку 12% від площі.

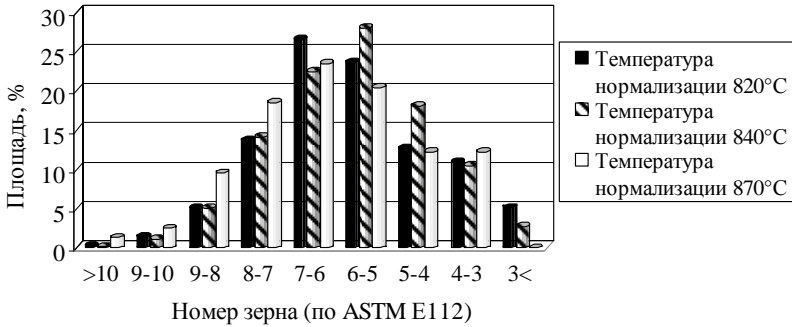


Рис.5. Удельная площадь образца занимаемая зернами соответствующей размерной группы

**Висновок.** Таким образом, установлено, что наиболее благоприятная структура осевого металла (равномерная с размером зерна не крупнее 5 номера по ASTM E 112) формируется после проведения нормализации при температурах нагрева 820–840<sup>0</sup>С. Полученные результаты позволяют предположить, что на формирование разноструктурности основное влияние оказывает формирующаяся при определенной температуре нагрева аустенитная структура.

1. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.
2. Виноград М.И., Ульянина И.Ю., Файвилович Г.А. О механизме роста зерна аустенита в конструкционной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 1. – С.5–11.

*Статья рекомендована к печати  
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*

**Г.В.Левченко, Т.В.Грицай, О.Є.Нефедьєва, Г.А.Мединський**  
**Вплив режимів нормалізації на структуру в'єсової сталі**

Досліджено вплив температури нагріву під нормалізацію в інтервалі температур 800–970<sup>0</sup>С на структуру осевої сталі. Встановлено, що одноразова нормалізація при температурах нагріву 820–840<sup>0</sup>С забезпечує формування дрібнозернистої та рівномірної структури в'єсового металу.