

УДК 621.771.25:621.778

**В.В.Парусов, С.Ю.Жукова, М.Ф.Евсюков, А.Б.Сычков,  
И.В.Дервянченко, А.И.Сивак**

**КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КАТАНКЕ  
ИЗ НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ Св-08Г2С  
ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ**

Изучена кинетика фазовых превращений в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С при непрерывном охлаждении с различными скоростями. Даны рекомендации по повышению технологической пластичности катанки проволоки из стали Св-08Г2С при волочении катанки в проволоку диаметром 0,8(0,6) мм без умягчающей термической обработки.

Необходимость повышения конкурентоспособности катанки широкого марочного сортамента обуславливает разработку и внедрение на базе новых теоретических и экспериментальных исследований высокоэффективных технологических процессов ее производства. Так, в последнее десятилетие резко возрос спрос на катанку сварочного назначения с низким содержанием окалина, удаляемой как механическим, так и химическим способами, из которой прямым волочением (без отжига на промежуточных размерах) производят проволоку диаметром до 0,6 мм.

На СЗАО «Молдавский металлургический завод» освоены технологические процессы производства катанки для сварочной проволоки из низкоуглеродистых кремнемарганцевых электросталей типа Св-08ГС, Св-08Г1С и Св-08Г2С по ТУ У 14-4-495-2001, аналогами которых являются соответственно стали SG –1, SG –2 и SG –3 по DIN17145 (DIN 8559) [1-3]. Согласно п.2.9 ТУ У 14-4-495-2001 микроструктура катанки должна быть феррито-перлитной, по согласованию изготовителя с потребителем при соблюдении норм механических свойств в двухфазных (перлитных) участках допускается наличие бейнито-мартенситных участков. Как показал опыт СЗАО «ММЗ», при производстве катанки из стали марки Св-08ГС и Св-08Г1С и их аналогов (SG –1 и SG –2) в металлопрокате формируется структура практически полностью состоящей из феррита и перлита, а при производстве катанки из стали Св-08Г2С (SG –3) в металлопрокате образуются бейнито-мартенситные структуры, суммарная площадь которых в поле зрения под микроскопом (x800) достигает до 20% [3]. Наличие бейнито-мартенситных участков снижает технологическую пластичность катанки из стали Св-08Г2С, в связи с чем при прямом волочении из нее может быть получена проволока диаметром не менее 1,4-1,2 мм.

Для исключения образования или уменьшения количества бейнито-мартенситных структур в катанке из стали Св-08Г2С необходимо было изучить кинетику превращений аустенита этой стали при непрерывном охлаждении с различными скоростями, в том числе и весьма медленными.

В качестве материала для исследования была выбрана катанка СЗАО «ММЗ» диаметром 5,5 мм из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С следующего химического состава, %: С – 0,07; Мn – 1,79; Si – 0,78%; P – 0,018; S – 0,008; Cr – 0,04; Ni – 0,09; Cu – 0,17.

Структура исходной катанки состояла из феррита (80-88%), перлита (8-13%) и бейнито-мартенсита (7-12%). Величина зерна феррита соответствовала номеру 8-7. Перлит на поперечных шлифах представлял собой равноосные зерна, а на продольных – как равноосные, так и вытянутые. Бейнито-мартенситные структуры на продольных образцах имеют полосчатый характер, что можно объяснить влиянием дендритной ликвации, возникающей при кристаллизации металла после непрерывной разливки на заготовки сечением 125x125 мм [3].

Кинетику превращений аустенита при непрерывном охлаждении изучали на дилатометрах АД-80 и МД-83 конструкции ИЧМ НАНУ. Температуру при нагреве и охлаждении образцов контролировали хромель-алюминовыми термопарами, приваренными к поверхности образцов, с диаметром электродов 0,3 мм. Аустенизацию дилатометрических образцов осуществляли при 950<sup>0</sup>С и затем охлаждали их по рассчитанным программам в печах с различной тепловой инерцией. По регистрируемым термограммам определяли среднюю скорость охлаждения образцов, а по дилатограммам – температуру начала и конца фазовых превращений. Построенная термокинетическая диаграмма превращений аустенита в стали Св-08Г2С представлена на рис. 1.

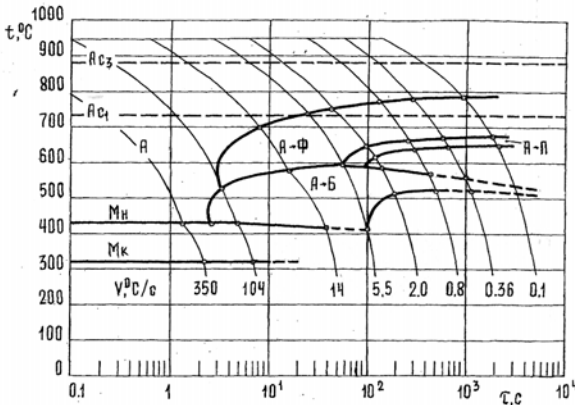


Рис.1 – Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали Св-08Г2С с 0,07%С и 1,79%Mn

Микроструктурные исследования дилатометрических образцов показали следующее. При скорости охлаждения 0,1<sup>0</sup>С/с и ниже, близкой к скорости охлаждения витков катанки под крышками на линии Стелмор, при

температуре  $785^{\circ}\text{C}$  начинается распад аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита. В процессе охлаждения до  $680^{\circ}\text{C}$  количество образовавшегося феррита составляет около 80% площади шлифа. Величина зерна феррита – номер 7-8. В процессе дальнейшего охлаждения в интервале температур  $675-650^{\circ}\text{C}$  оставшийся аустенит распадается с образованием перлита в виде зерен различной величины и формы, расположенных, в основном, на границах ферритных зерен. При охлаждении ниже  $650^{\circ}\text{C}$  распад аустенита тормозится вплоть до температуры  $535^{\circ}\text{C}$ . Оканчивается распад аустенита в интервале температур  $535-510^{\circ}\text{C}$  с образованием бейнита в виде сплошных или изрезанных светлых (слабо травящихся) участков (рис.2а).

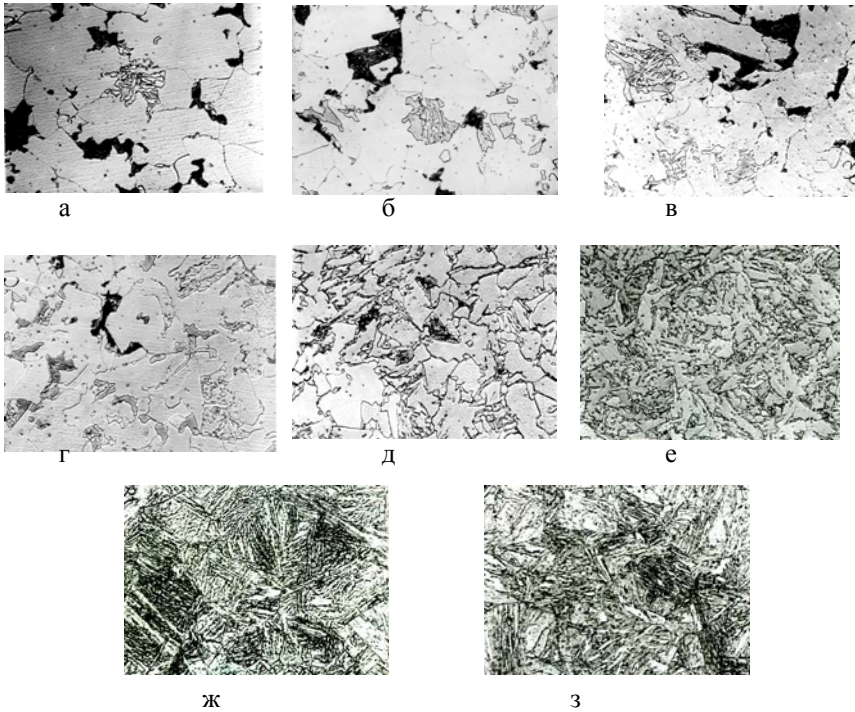


Рис.2 – Микроструктура ( $\times 800 \times 0,4$ ) проволоки из стали Св-08Г2С после предварительной аустенизации при  $950^{\circ}\text{C}$  и дальнейшего охлаждения в интервале скоростей  $0,1-350^{\circ}\text{C}/\text{с}$

При более высокой скорости охлаждения, равной  $0,36^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , температурные интервалы распада аустенита на феррит и перлит практически не изменились. При этом температура начала распада оставшегося аустенита на бейнит повысилась до  $570^{\circ}\text{C}$ , а количество его в структуре увеличилась до 5-7%. Морфология продуктов распада аустенита при скорости охлаж-

дения  $0,36^{\circ}\text{C}/\text{с}$  такая же, как при скорости охлаждения  $0,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$  и представлена на рис.2б. С увеличением скорости охлаждения до  $0,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$  температура начала распада аустенита на феррит понижается до  $770^{\circ}\text{C}$  и при охлаждении до  $660^{\circ}\text{C}$  образуется 75% феррита. При дальнейшем охлаждении в интервале температур  $660-640^{\circ}\text{C}$  образуется 10-15% перлита. Температурный интервал распада оставшегося аустенита на бейнит по сравнению со скоростью охлаждения  $0,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$  изменился несущественно, а количество бейнита увеличилось до 10-15%. Микроструктура образца охлажденного со скоростью  $0,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$  приведена на рис.2в.

При скорости охлаждения  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$  феррит выделяется из аустенита в интервале температур  $760-645^{\circ}\text{C}$  в количестве до 70%. В интервале температур  $645-615^{\circ}\text{C}$  аустенит распадается с образованием 5-7% перлита, а в интервале температур  $590-510^{\circ}\text{C}$  оставшейся аустенит распадается с образованием 20-30% бейнита. Превращение аустенита в мартенсит не обнаружено. Микроструктура дилатометрического образца, охлажденного со скоростью  $2^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , приведена на рис.2г. Резкое торможение степени распада аустенита по диффузионной кинетике наблюдается в процессе охлаждения дилатометрических образцов со средней скоростью  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Превращение аустенита в феррит начинается при температуре  $740^{\circ}\text{C}$ , а заканчивается при  $600^{\circ}\text{C}$  с образованием 40-45% феррита. Количество образующегося при последующем охлаждении перлита уменьшилась до 1%, а доля бейнито-мартенситных структур увеличилась значительно: в интервале температур  $600-410^{\circ}\text{C}$  образуется 50-55% бейнита, а затем – 1-3% мартенсита. Микроструктура образца, охлажденного со скоростью  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , состоит из мелких неравноосных участков феррита, единичных мелких перлитных участков и сравнительно равномерно распределенных бейнитных структур, рис.2д.

Увеличение скорости охлаждения до  $14^{\circ}\text{C}/\text{с}$  привело к снижению температуры начала образования феррита до  $700^{\circ}\text{C}$ , который выделяется в интервале температур  $700-580^{\circ}\text{C}$  в количестве 30-35%. При температурах ниже  $580^{\circ}\text{C}$  оставшийся аустенит распадается с образованием 45-50% бейнита, а при температурах ниже  $415^{\circ}\text{C}$  – 15-20% мартенсита. Микроструктура образцов после охлаждения со скоростью  $14^{\circ}\text{C}/\text{с}$  состоит из мелких участков феррита и равномерно распределенных в пределах бывших аустенитных зерен бейнито-мартенситных структур в виде пакетов, реек и игл, рис.2е.

Полный распад аустенита по сдвиговому механизму с образованием в интервале температур  $530-430^{\circ}\text{C}$  бейнита (10-15%) а ниже  $430^{\circ}\text{C}$  – мартенсита, наблюдается при охлаждении образцов со скоростью  $104^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Характерная микроструктура дилатометрического образца, охлажденного со скоростью  $104^{\circ}\text{C}/\text{с}$  представлена на рис.2ж.

При охлаждении со скоростью выше  $183^{\circ}\text{C}/\text{с}$  переохлажденный аустенит при температуре ниже  $430^{\circ}\text{C}$  превращается в мартенсит. Температура

конца мартенситного превращения, определенная dilatометрическим методом, равна  $320-325^{\circ}\text{C}$ . Микроструктура образца, охлажденного со скоростью  $350^{\circ}\text{C}/\text{c}$  и состоящая из мартенсита в виде реек, пакетов и игл, представлена на рис.2з.

Микротвердость (максимальные и минимальные значения) dilatометрических образцов, подвергнутых аустинитизации при  $950^{\circ}\text{C}$  и охлаждению со скоростями ( $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ) 0,1; 0,36; 0,8; 2; 5,5; 14; 104 и 350 приведена на рис.3. Из рис.3 следует, что отношение значений твердости стали Св-08Г2С охлажденной после аустенизации со скоростями 350 и  $0,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$  составляет  $\sim 1,75$ .



Рис.3 – Микротвердость dilatометрических образцов, охлажденных после предварительной аустенизации при  $950^{\circ}\text{C}$  в интервале скоростей  $0,1-350^{\circ}\text{C}/\text{c}$

Анализ термокинетической диаграммы фазовых превращений в непрерывнолитой электростали Св-08Г2С, подвергнутой в процессе производства катанки диаметром 5,5 мм горячей деформации с коэффициентом вытяжки равным 657,99, показал следующее. На диаграмме стали Св-08Г2С протяженность области бейнитного превращения, граничащей с областью мартенситного превращения, по временной и температурной шкалам больше соответственно на порядок и в 1,5-2 раза по сравнению с аналогичной областью на диаграмме стали 10 (C – 0,13%; Mn – 0,55%; Si – 0,22%) [4]. В отличие от стали 10 на диаграмме стали Св-08Г2С область бейнитного превращения существенно вытянута вправо. Верхняя граница этой области граничит с областью метастабильного аустенита, состав и количество которого определяются предварительным выделением феррита и перлита, а нижняя граница соответствует практически полному завершению превращения метастабильного аустенита в бейнит. Указанная осо-

бенность положения области бейнитного превращения на диаграмме стали Св-08Г2С объясняется влиянием марганца и кремния, а также дендритной ликвации на фазовые превращения как в системе железо-марганец, так и железо-углерод-марганец [5]. Так, согласно указанному источнику в сплавах на основе железа, содержащих более 5% Mn  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращение при обычной скорости охлаждения происходит бездиффузионным путем подобно мартенситному превращению в железоуглеродистых сплавах.

Следовательно, в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С, содержащей  $\geq 1,8 \pm 0,05\%$  Mn (нижняя граница согласно нормам ГОСТ 2246-70 и ТУ У 14-4-495-2001) бейнитная структура образуется даже при средней скорости охлаждения аустенита (от температуры аустенитизации до конца фазовых превращений), равной  $0,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Микротвердость стали Св-08Г2С, охлажденной со скоростью  $0,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , составляет HV50 178-223 по ГОСТ 9450-76. Для дальнейшего уменьшения микротвердости и повышении технологической пластичности при прямом волочении катанки из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С необходимо обеспечить снижение содержания углерода в указанной стали до нижнего нормативного уровня (0,05%).

Из сопоставления фазовых превращений в системах железо-марганец и железо-углерод-марганец можно предположить, что протяженная область бездиффузионного превращения метастабильного аустенита, расположенная на диаграмме (рис.1) ниже областей превращения  $A \rightarrow \Phi$  и  $A \rightarrow \Pi$  и области стабилизации переохлажденного аустенита, представляет собой область мартенситного превращения в системе железо-марганец.

Таким образом, построена термокинетическая диаграмма фазовых превращений в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С. Устойчивость аустенита стали Св-08Г2С благодаря повышенному содержанию марганца и кремния существенно превышает устойчивость аустенита стали 10. Показано, что в стали Св-08Г2С при непрерывном охлаждении в интервале скоростей  $5,5-183^{\circ}\text{C}/\text{с}$  бейнитное превращение предшествует мартенситному, а при скоростях охлаждения менее  $5,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$  аустенит практически полностью распадается в бейнитной области. Для повышения технологической пластичности при прямом волочении катанки из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С рекомендуется наряду с замедленным охлаждением катанки до температуры  $500^{\circ}\text{C}$  снижение содержания углерода до нижнего нормативного уровня.

1. *Структура* и свойства катанки из борсодержащих сталей, предназначенной для изготовления сварочной проволоки /В.В.Парусов, А.М.Нестеренко, А.Б.Сычков, М.А.Жигарев// *Металлургическая и горнорудная промышленность.* – 2000. – №3. – С. 48-51.

2. *Разработка* технологии производства высокопластичной катанки из непрерывнолитой стали /В.В.Парусов, А.М.Нестеренко, А.Б.Сычков, А.И.Сивак//В сб. научных трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение». – Днепропетровск: ПГАСА, 2001.–Вып.12.–С. 88-89.
3. *Структурно-технологические* аспекты производства высокопластичной катанки из стали Св-08Г2С /В.В.Парусов, А.М.Нестеренко, А.Б.Сычков, О.В.Парусов//В сб. научных работ «Перспективные задачи инженерной науки».–Днепропетровск: Guadeamus.–2002.–С. 148-153.
4. *Металлургические* факторы, определяющие технологическую пластичность при волочении катанки из кремнемарганцевых сталей /В.В.Парусов, А.Б.Сычков, С.Ю.Жукова, А.И.Сивак//В сб.научных трудов «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии».–Днепропетровск: Vision.–2004.–С. 322-330.
5. *Борковский Ю.З., Парусов В.В.* Влияние химического состава и сортамента проката на процесс упрочнения при закалке с самоотпуском// Металлургическая и горнорудная промышленность.–1967.–№6.–С.42-43.
6. *Гудремон Э.* Специальные стали.–М.: Металлургия.–1966.–т.1.–2-е изд.–736 с.

*Статья рекомендована к печати д.т.н. И.Г.Узловым*