

В.А.Луценко, М.Ф.Евсюков, А.И.Сивак, О.В.Луценко

**КИНЕТИКА РАСПАДА АУСТЕНИТА И ФОРМИРОВАНИЕ
МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ
ПАТЕНТИРОВАНИИ**

Изучено влияние температуры изотермического распада на кинетику превращения и морфологию продуктов распада аустенита стали 90. Показано, что минимальная микротвердость соответствует структуре пластинчатого перлита при температуре изотермического распада равной 690°C , а максимальная при 250°C . За счет тепла рекалесценции начало распада аустенита всегда ниже температуры конца превращения.

Современное состояние вопроса. С целью снижения металлоемкости в последнее время большое внимание уделяется вопросам создания материалов, которые можно использовать для уменьшения весовых с сохранением прочностных характеристик. Поэтому на рынке металлопроката появилась большая потребность в металле для изготовления высокопрочной, сверх- и ультравысокопрочной проволоки и металлокорда.

Одним из способов получения высоких прочностных характеристик в металле является термомеханическая обработка (ТМО) [1]. Патентирование является, по существу, одной из разновидностей ТМО. Материалом для патентирования служит проволока из углеродистой стали со структурой после холодного волочения, которая характеризуется предпочтительной ориентацией кристаллов пластинчатого перлита вдоль оси деформации. В процессе патентирования происходит изменение структуры металла вследствие аустенитизации и последующего изотермического превращения в перлит (сорбит), дисперсность которого зависит от степени предшествующей холодной деформации [2].

Известно [3], что увеличение содержания углерода в стали повышает предел прочности патентированной проволоки и её деформационное упрочнение при последующей обработке давлением. Так увеличение содержания углерода на 0,10% приводит к повышению предела прочности проволоки после патентировочной ванны на 100Н/мм^2 , а после холодного волочения с истинной деформацией 3,2 – на 250Н/мм^2 [4]. Однако следует учитывать, что в стали с высоким содержанием углерода, например, 0,92%, может образовываться цементитная сетка, которая проявляется в виде структурной наследственности и приводит к обрывам проволоки при волочении и свивке.

С целью выявления условий формирования микроструктуры высокоуглеродистой стали при патентировании была изучена кинетика распада аустенита высокоуглеродистой стали в изотермических условиях.

Методика исследования. В качестве исходного материала для исследований была выбрана катанка диаметром 5,5 мм, из непрерывнолитой

заготовки стали 90 производства РУП «Белорусский металлургический завод», используемая для изготовления сверхвысокопрочного металлокорда, проволоки бортовой и рукавов высокого давления. Химический состав исследуемого металла, %: С – 0,92, Мн – 0,44, Si – 0,21, Р – 0,005, S – 0,009, Cu – 0,017, Cr – 0,019, Ni – 0,011, Al – 0,001, N₂ – 0,004. Определены критические точки начала диффузионного (Ас₁) и бездиффузионного (М_н) превращения аустенита, которые составляют Ас₁=725...735⁰С, М_н=185⁰С. Строение продуктов распада изучали микроструктурным и дюрOMETрическим методом.

Изложение основных материалов исследования. Результаты исследований фазовых превращений аустенита стали 90 с отдельного нагрева в изотермических условиях представлены в виде диаграммы (рис.1).

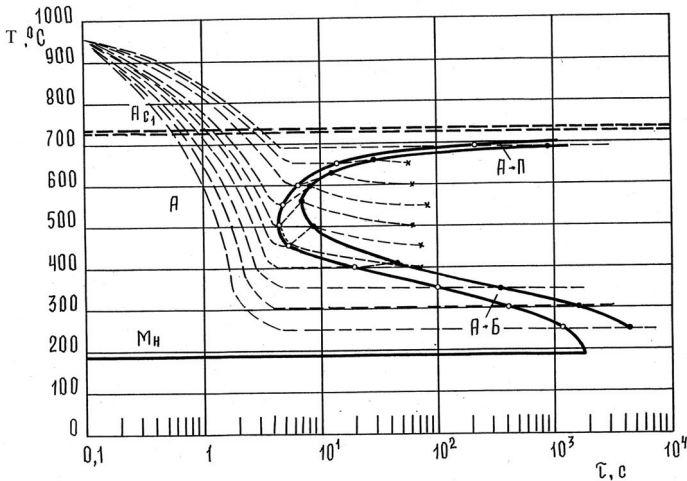


Рис.1. Изотермическая диаграмма превращения аустенита стали 90: —○— —начало превращения; —●— —конец превращения аустенита; —×— —достижение температуры изотермической ванны

Анализ изотермической диаграммы показал, что устойчивость переохлажденного аустенита при температурах ниже Ас₁ зависит от температуры изотермического превращения. При температурах до 690⁰С аустенит обладает максимальной устойчивостью и распадается по диффузионной кинетике. Начинается распад через 220 с и продолжается около 700с. Разогрев образца за счет выделения тепла рекалесценции не наблюдается. Исследования результатов микротвердости приведенных на рис.2 показали, что при температуре 690⁰С её значения минимальны, это объясняется наличием в микроструктуре до 40...50% пластинчатого перлита балла 3–5 в виде больших колоний (рис.3.а).

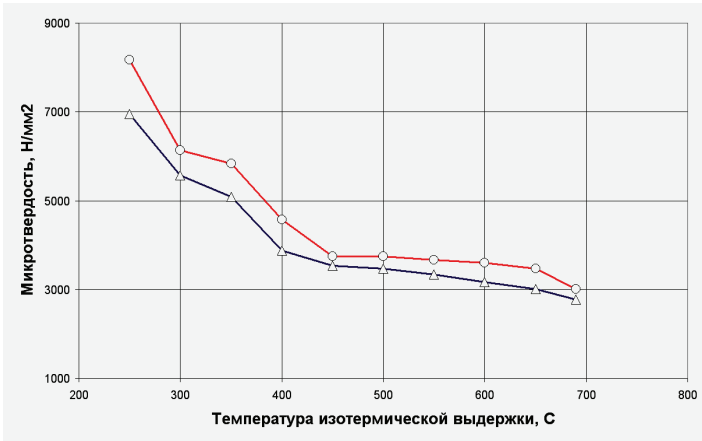


Рис.2. Изменение микротвердости от температуры изотермической выдержки: \circ – максимальные; Δ – минимальные значения микротвердости

При температурах ниже 650°C значения микротвердости повышаются, что объясняется увеличением доли сорбитообразного перлита, и при 550°C основу микроструктуры составляет перлит 1 балла.

Минимальная устойчивость аустенита стали 90 наблюдается при температуре 500°C . Такая кинетическая закономерность распада аустенита характерна для всех до- и заэвтектоидных углеродистых сталей, в которых минимум устойчивости аустенита, независимо от температуры нагрева, величины зерна и содержания углерода, находится в интервале $500\dots 550^{\circ}\text{C}$ [5]. В нашем случае переохлажденный аустенит начинает распадаться через 4,2 с при температуре 500°C . Заканчивается распад аустенита через 6,6 с при температуре 580°C . Известно, что в процессе фазового превращения выделяется большое количество тепла, которое и привело к повышению температуры образца на 80°C . Общее время распада составило 2,4с. Дальнейшая выдержка приводит к подстуживанию образца, который принимает температуру изотермической ванны через 56с. Микроструктура образца при этих температурных условиях – сорбитообразный перлит.

В температурном интервале изотермического распада $500\dots 450^{\circ}\text{C}$ минимальные значения микротвердости немного повышаются (рис.2). Микроструктура состоит из сорбита, троостита и отдельных участков (450°C) бейнита (рис.3.б). Так как максимальное значение микротвердости для указанного интервала не изменяется ($\sim 3750 \text{ Н/мм}^2$), наличие бейнита возможно также при температурах, близких к 500°C .

Существенное повышение устойчивости аустенита наблюдается при температуре изотермической ванны, равной 400°C . В этом случае аустенит начинает испытывать фазовое превращение только через 18с, а распад заканчивается через 46с. Общее время распада аустенита увеличилось до

28с. За счет значительного снижения скорости распада, а следовательно и выделения тепла рекалесценции, температура образца повысилась всего на 5°C . Начиная с температур изотермического распада 400°C и ниже, значения микротвердости монотонно растут, это объясняется повышением доли бейнитной составляющей (рис.3.в).

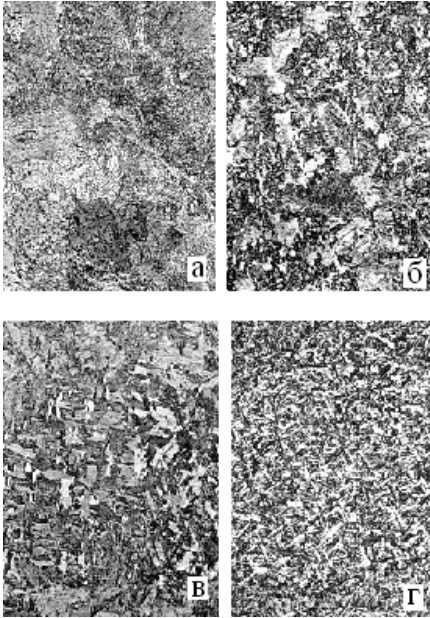


Рис.3. Микроструктура (x500) стали 90 после аустенитизации и последующей изотермической выдержки при температурах, $^{\circ}\text{C}$: 690 (а), 450 (б), 400 (в) и 350 (г).

При температуре 350°C наблюдается дальнейшее повышение устойчивости переохлажденного аустенита. Так аустенит в изотермической ванне с температурой 350°C начинает распадаться через 60с, а заканчивается распад через 332с. Общее время распада аустенита 272с. За счет малой скорости распада температура образца не изменяется и равна температуре ванны. Переохлажденный аустенит в процессе выдержки полностью распадается на игольчатый бейнит. Бейнит выявляется в виде очень мелких игл и пакетов (рис.3.г).

Из анализа температурно–временных параметров распада следует, что при температурах выше 650°C и ниже 400°C распад аустенита протекает практически в изотермических условиях.

На основании исследований установлено, что с повышением времени распада величина температурного отогрева образца, за счет тепла рекалесценции, уменьшается, эта зависимость приведена на рис.4.

Исследования влияния масштабного фактора на кинетику превращения аустенита при температуре патентирования 570°C показали, что за счет тепла рекалесценции повышается температура конца фазового превращения для образцов 1,94 и 2,45 мм на 20 и 30°C , и при дальнейшей выдержке они принимали температуру ванны через 15 и 36с соответственно.

Результаты исследований приведены на рис.5 из которых следует, что на температурно–временные условия распада аустенита оказывают влияние как диаметр исследуемого образца, так и тепло рекалесценции.

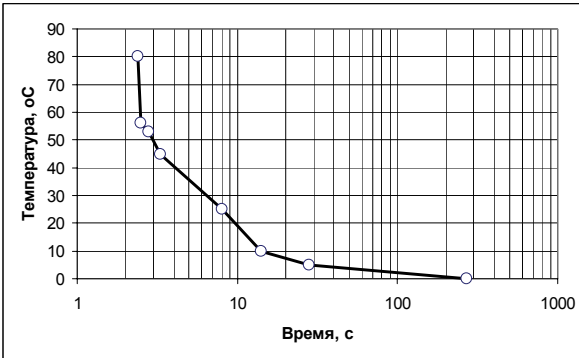
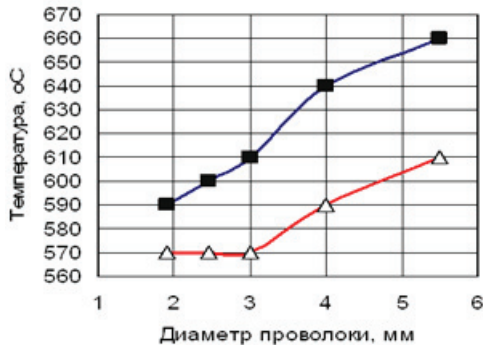


Рис. 4. Зависимость между временем распада аустенита и температурой разогрева образца диаметром 1,6 мм из стали 90

Рис. 5. Влияние масштабного фактора на температурный интервал распада аустенита в свинцовой ванне с температурой 570⁰C: —△— начало; —■— конец распада аустенита



С увеличением диаметра образца снижается скорость среднемассового охлаждения при погружении в ванну. Это приводит к повышению температуры начала и окончания фазового превращения аустенита [6]. В образцах диаметром 5,5 мм стали 90 аустенит начинает распадаться уже в процессе охлаждения при температуре 620⁰C, за счет тепла рекалесценции температура образца повышается, и при 660⁰C распад аустенита заканчивается. Перегретый образец принимает температуру ванны через 67с.

Анализ влияния масштабного фактора на кинетику распада аустенита показал, что температура конца распада за счет тепла рекалесценции выше температуры начала распада. Так распад аустенита образцов диаметром 1,94...3,0 мм начинается при температуре ванны (570⁰C), а в образцах диаметром 4,0...5,5 мм часть аустенита начинает распадаться в процессе охлаждения до температуры ванны – термокинетически, а остальная часть переохлажденного аустенита (до 70%) распадается в изотермических условиях при выдержке в ванне.

Заключение. Таким образом, изучены закономерности влияния тепла рекалесценции на кинетику превращения аустенита стали 90 при изотермическом превращении. В процессе изотермического распада при температурах 400, 450 и 500⁰C за счет тепла рекалесценции температура образ-

ца повышается на 2, 50 и 80⁰С соответственно. Повышение температуры изотермической ванны до 600...650⁰С приводит к снижению скорости распада аустенита, а соответственно и количеству выделяемого тепла рекалесценции. С повышением температуры устойчивость аустенита возрастает, и при температурах 690...700⁰С превращение аустенита начинается всего на 15...20⁰С ниже критической точки Ас₁. Установлено, что с повышением времени распада температура разогрева образца снижается.

Результаты выполненных исследований могут быть использованы на метизном переделе и адаптированы для конкретных условий патентирования проволоки из высокоуглеродистой стали.

1. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. –480с.
2. *Алимов В.И., Баранов А.А., Бланка Кабрера.* Влияние предварительной холодной деформации на дисперсность перлита. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – №7. – 1983. – С.156.
3. *Потемкин К.Д.* Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. – М.:Металлургиздат,1963. –120с.
4. *Wire Rod for Higher breaking Strength Steel Cord / Y.Yamada, S.Shimazu, Y.Oki at all // Wire Journal International.* – 1986. –№4. –S.53–65.
5. *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана:* Справ, термиста / Л.Е.Попова, А.А.Попов. — М.: Металлургия, 1991.– 503с.
6. *Исследование кинетики распада аустенита и формирования микроструктуры углеродистой стали при патентировании / Г.В.Левченко, А.Ю.Борисенко, М.Ф. Евсюков и др. // Новини науки Придніпров'я.– 2003.– № 1– С. 17–22.*

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