

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ЗАКАЛЕННОЙ И ВЫСОКООТПУЩЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Панов Д.О.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, dimmak-panov@mail.ru

Данная статья посвящена установлению закономерностей влияния условий аустенитизации на процессы формирования аустенита при нагреве системно легированной низкоуглеродистой стали 10X3Г3МФ. Исследования процессов аустенитизации исследуемой стали в межкритическом интервале температур проводили с использованием закалочного дилатометра Linseis RITA L78 при непрерывном нагреве со скоростями 400, 90, 20 и 0,6 °С/с. В результате проведенного комплекса исследований впервые разделены три этапа образования аустенита при однократной аустенитизации в МКИТ стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии с использованием метода дилатометрического анализа. Обнаружена дилатометрическая аномалия при непрерывном нагреве исходно высокоотпущенной стали со всеми исследованными скоростями и исходно закаленной стали при нагреве со скоростью 0,6 °С/с, что выражается в увеличении объема образцов на первом этапе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а на первой производной от дилатограммы проявляется как пик с положительной площадью. Построены термокинетические диаграммы образования аустенита в стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии с указанием положения критических точек A_{c1} и A_{c3} и этапов аустенитизации в МКИТ.

Ключевые слова: аустенитизация, межкритический интервал температур, низкоуглеродистая сталь, термокинетическая диаграмма, дилатометрическая аномалия.

DILATOMETRIC INVESTIGATIONS OF THE PROCESSES AUSTENITIZING QUENCHED AND TEMPERED LOW-CARBON STEEL

Panov D.O.

Perm national research polytechnic university, Russia, Perm, dimmak-panov@mail.ru

This article is devoted to the establishment of the influence of austenitizing conditions on the formation of austenite during heating systemically alloy low-carbon steel 10H3G3MF. Studies have investigated processes of austenitizing steel in the intercritical temperature range performed using quenching dilatometer Linseis RITA L78 under continuous heating at 400, 90, 20, and 0,6 °C / sec. As a result of complex research first identified three stages of austenite formation at single austenitizing in the intercritical temperature range 10H3G3MF steel in the initially quenched and tempered state using the method of dilatometric analysis. Dilatometric anomaly detected during continuous heating with all the investigated speeds initially high-annealed steel and initially hardened steel when heated at a rate of 0,6 °C / sec, resulting in an increase in volume of the samples at the beginning of $\alpha \rightarrow \gamma$ -transformation, and the first derivative appears as a peak with positive area. Built thermokinetic diagrams of austenite formation in steel 10H3G3MF in initially quenched and tempered state showing the position of the critical points A_{c1} and A_{c3} and stages the austenitizing in the intercritical temperature range.

Keywords: austenitization, the intercritical temperature range, low carbon steel, thermal and kinetic diagram, dilatometric anomaly.

Процессы аустенитизации в межкритическом интервале температур (МКИТ) играют решающую роль при структурообразовании аустенита при нагреве и оказывают влияние на структуру и уровень механических свойств сталей после термической обработки, что делает выявление закономерностей процессов аустенитизации при нагреве сталей важной задачей современного металловедения. Как известно, на эти процессы существенное влияние оказывает исходное состояние стали и условия нагрева [1, 2, 3], однако в литературе не разделяют этапы образования аустенита в МКИТ.

Сопоставление уровня характеристик механических свойств различных конструкционных материалов показывает, что в масштабах реальных изделий конструкционные системно легированные низкоуглеродистые стали типа 10X3Г3МФ превосходят другие сплавы [4, 5, 6]. Однако ресурс прочности и надежности таких материалов реализован не полностью.

Целью данной статьи является установление закономерностей влияния условий аустенитизации на процессы формирования аустенита при нагреве системно легированной низкоуглеродистой стали 10X3Г3МФ.

Материалы и методы исследования

Материалом для исследования выбрана сталь 10X3Г3МФ следующего химического состава, % (масс.): 0,10 С; 2,75 Мн; 2,76 Сr; 0,41 Мо; 0,37 Si; 0,19 Ni; 0,12 V; 0,002 Ti; 0,011 S; 0,021 P. [6]

Сталь 10X3Г3МФ исследована в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии. Исходно закаленное состояние стали 10X3Г3МФ получено при закалке на воздухе с температур горячейковки. Для получения высокоотпущенного состояния закаленные образцы из исследуемой стали были подвергнуты отпуску при температуре 680 °С в течении 2 часов с последующим охлаждением на воздухе.

Дилатометрические исследования проведены на закалочном дилатометре Linseis RITA L78 с горизонтальным расположением образцов при непрерывном нагреве со скоростями 400, 90, 20 и 0,6 °С/с. Сбор и обработку данных эксперимента проводили с помощью пакета программ WIN – DIL, Fityk и Linseis Data Evaluation. Тонкую структуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе FEI Tecnaï 20 G2 TWIN.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Анализ структуры стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном состоянии показал, что сталь имеет структуру пакетного мартенсита. Средний поперечный размер рейки в плоскости фольги составляет 325 ± 25 нм. В исходно высокоотпущенном состоянии исследуемой стали пакетно-реечное строение сохраняется, однако в теле и по границам реек выделяются частицы карбидов. Карбиды, которые выделились в теле рейки, имеют меньший размер, сферическую форму и распределены равномерно. Карбиды, выделившиеся по границам, более крупные и имеют вытянутую форму в направлении границ. Внутри реек наблюдается частичное перераспределение дислокаций и выстраивание их в стенки.

Проведен дилатометрический анализ процессов фазовых превращений при непрерывном нагреве в МКИТ исследуемой стали в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии. В процессе дилатометрического анализа было определено положение критических точек A_{c1} и A_{c3} , а также проведено разложение на составляющие

пики суперпозиции первой производной дилатометрической кривой ($d(\Delta L)/dT$, мкм/°C) (Рис. 1).

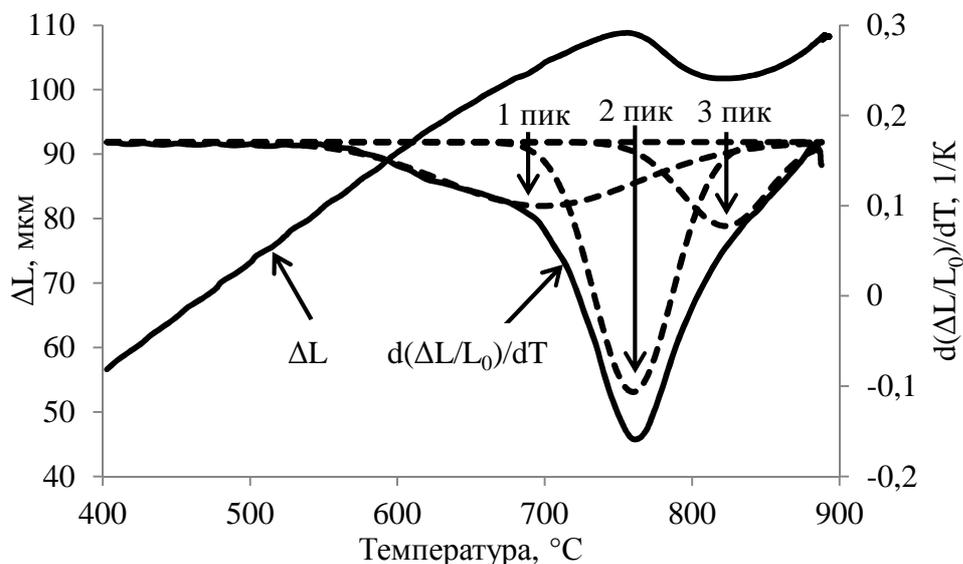


Рис. 1. Диламограмма и первая производная от диламограммы нагрева со скоростью 400 °C/c стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном состоянии с разложением на пики в МКИТ

По результатам разложения первой производной на составляющие пики можно утверждать, что при непрерывном нагреве стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение состоит из трех этапов, которые частично накладываются друг на друга (рис. 2). Максимумы пиков выделенных этапов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения разделены по температурной шкале.

Следует отметить, что существует качественное различие между характером диламограмм и их первой производной при непрерывном нагреве стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном состоянии по сравнению с исходно высокоотпущенным состоянием, что выражается в наличии дилатометрической аномалии при нагреве исследуемой стали в высокоотпущенном состоянии, то есть на первом этапе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения происходит увеличение объема исследуемых исходно высокоотпущенных образцов вместо его уменьшения в результате образования фазы с более плотноупакованной решеткой. Это явление на первой производной проявляется как пик с положительной площадью (направленный вверх). Эта аномалия наблюдается во всех случаях нагрева исходно высокоотпущенной стали (Рис. 2, в и г), а также при нагреве со скоростью 0,6 °C/c исходно закаленной стали (Рис. 2, б), когда уже получают развитие процессы отпуска при нагреве до A_{c1} по сравнению с большими скоростями нагрева.

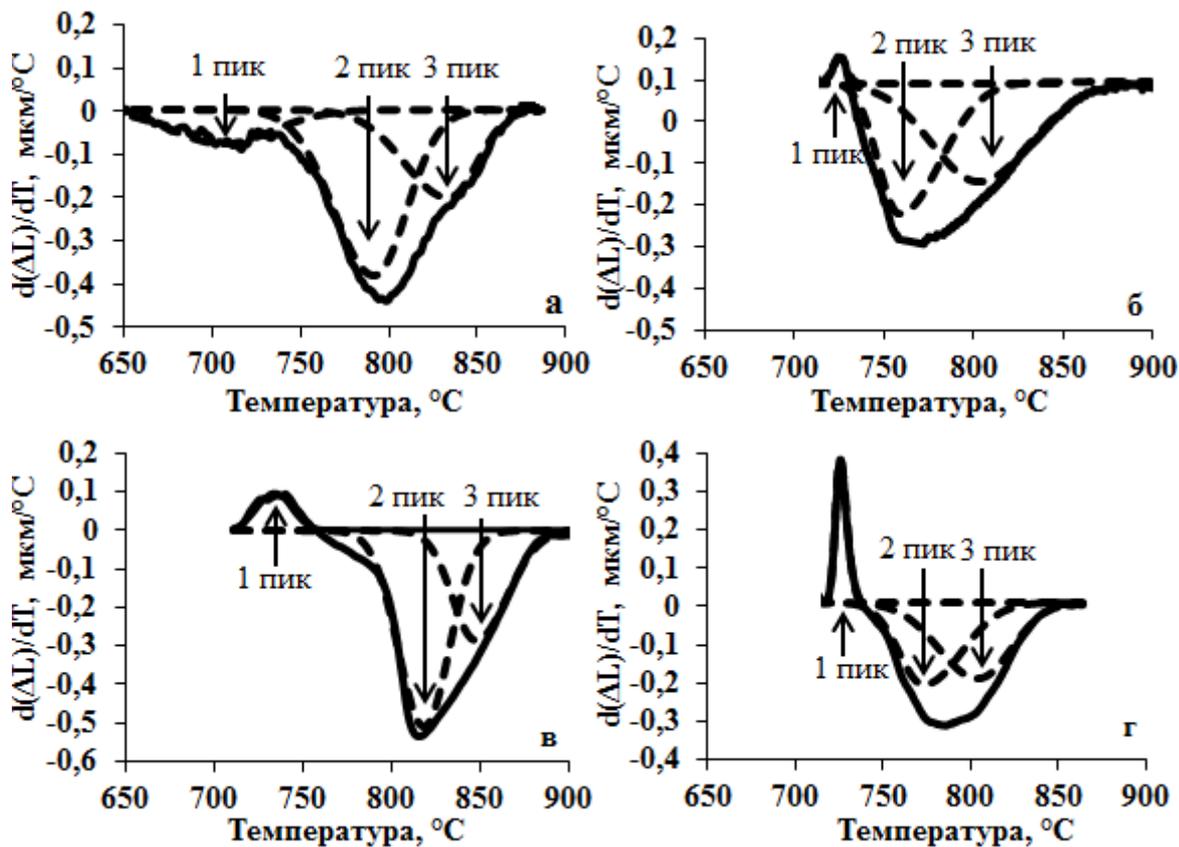


Рис. 2. Первая производная от дилатогрaмм с разложением на пики в МКИТ при нагреве стали 10Х3Г3МФ в исходно закаленном (а, б) и высокоотпущенном состоянии (в, г) со скоростями 90 (а, в) и 0,6 °С/с (б, г)

По результатам исследования положения критических точек A_{c1} и A_{c3} и этапов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в МКИТ при непрерывном нагреве со скоростями 400, 90, 20, 0,6 °С/с стали 10Х3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии построены термокинетические диаграммы образования аустенита, которые приведены на рис. 3.

При нагреве исходно закаленной стали со скоростью 400 °С/с наблюдается существенное снижение критической точки A_{c1} на 140 °С относительно нагрева со скоростью 0,6 °С/с. Положение критической точки A_{c3} при увеличении скорости нагрева от 0,6 до 400 °С/с возрастает на 25 °С из-за смещения в область более высоких температур завершающих этапов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения вследствие сокращения времени для их развития при более низких температурах.

Для исходно закаленной стали 10Х3Г3МФ наблюдается расширение температурного интервала образования аустенита на первом этапе при увеличении скорости нагрева, что вызвано смещением критической точки A_{c1} вниз по температурной шкале. Температурный интервал образования аустенита на втором и третьем этапе исходно закаленной стали при увеличении скорости нагрева изменяется мало (Рис. 3, а).

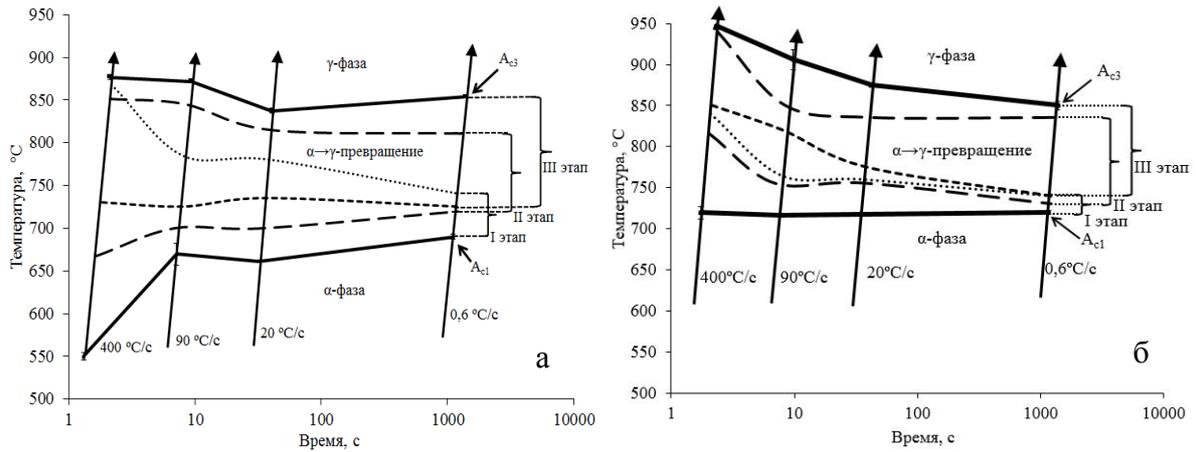


Рис. 3. Термокинетические диаграммы образования аустенита стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном (а) и высокоотпущенном состоянии (б)

В случае непрерывного нагрева исходно высокоотпущенной стали 10X3Г3МФ наблюдается качественное отличие термокинетической диаграммы от диаграммы для исходно закаленной стали. Положение критической точки A_{c1} в данном случае не зависит от скорости нагрева, а температура A_{c3} возрастает на 100 °С при увеличении скорости нагрева с 0,6 до 400 °С/с. При этом наблюдается расширение температурного интервала первого этапа $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения из-за смещения температуры окончания этого процесса вверх по оси температур. Интервал температур второго и третьего этапов при увеличении скорости нагрева практически не изменяется, но смещаются вверх по температурной шкале (Рис. 3, б). В качестве объяснения наблюдаемым тенденциям изменения положения критических точек A_{c1} и A_{c3} можно привести исследования методом молекулярной динамики проведенные Ю.Н. Горностыревым [7], где показано, что дислокации вызывают решеточную неустойчивость, которая приводит к развитию $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. С.С. Дьяченко [1] впервые установлено, что снижение A_{c1} , то есть начало $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при более низких температурах, вызвано сохранением более высокой плотности дислокаций к моменту начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при увеличении скорости нагрева. Повышение A_{c3} при увеличении скорости нагрева вызвано смещением этапов $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, контролируемых диффузией, в область более высоких температур [8].

Выводы

По результатам исследований можно сделать следующие выводы:

1. Впервые с использованием метода дилатометрического анализа при однократной аустенитизации в МКИТ стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии выделены три этапа образования аустенита.

2. Обнаружено качественное различие между характером дилатограмм и первой производной от них при непрерывном нагреве стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном состоянии по сравнению с исходно высокоотпущенным состоянием, что выражается в наличии дилатометрической аномалии при нагреве исследуемой стали в высокоотпущенном состоянии, то есть в начале $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения происходит увеличение объема исследуемых исходно высокоотпущенных образцов вместо его уменьшения в результате образования фазы с более плотноупакованной решеткой. Это явление на первой производной проявляется как пик с положительной площадью (направленный вверх). Эта аномалия наблюдается во всех случаях нагрева исходно высокоотпущенной стали, а также при нагреве со скоростью 0,6 °С/с исходно закаленной стали, когда уже при нагреве до A_{c1} в исследуемой стали процессы отпуска формируют качественно иное состояние перед МКИТ схожее с исходно высокоотпущенным состоянием по сравнению с большими скоростями нагрева.

3. Построены термокинетические диаграммы образования аустенита в стали 10X3Г3МФ в исходно закаленном и высокоотпущенном состоянии. Показано, что при увеличении скорости нагрева во всех случаях наблюдается расширение температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в МКИТ: в исходно закаленном состоянии – за счет снижения A_{c1} и повышения A_{c3} ; в исходно высокоотпущенном состоянии – за счет повышения A_{c3} при неизменной A_{c1} . В исходно закаленной стали 10X3Г3МФ при увеличении скорости нагрева наблюдается расширение температурного интервала образования аустенита на первом этапе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, что вызвано смещением критической точки A_{c1} вниз по температурной шкале, а температурный интервал образования аустенита на втором и третьем этапе исходно закаленной стали при этом изменяется мало. В случае исходно высокоотпущенного состояния при увеличении скорости нагрева наблюдается расширение температурного интервала первого этапа $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения из-за смещения температуры окончания этого процесса вверх по оси температур, интервал температур второго и третьего $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения этапов практически не изменяется, но при этом смещается вверх по температурной шкале.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0068 от 23.05.2013 г. в составе мероприятия по реализации постановления Правительства РФ № 218).

Список литературы

1. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия. 1982. 128 с.

2. Садовский В.Д., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л. Лазерный нагрев и структура стали: атлас микроструктур. Свердловск: Уральский рабочий. 1989. 102 с.
3. Зельдович В.И. Три механизма образования аустенита и структурная наследственность в сплавах железа // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2008. - № 9. - С. 40-47.
4. Митрохович Н.Н., Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: Учеб. Пособие / Перм.гос.техн.ун-т. – Пермь, 2004. – 123 с.
5. Симонов Ю.Н., Симонов М.Ю., Подузов Д.П., Смирнов А.В., Галимова И.А. Превращения, структура и свойства системно-легированных низкоуглеродистых безникелевых сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 11. С. 4-11.
6. Патент 2477333 РФ. С 22 С 38/38. Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонов М.Ю., Касаткин А.В., Подузов Д.П. Низкоуглеродистая легированная сталь. Бюль. 2013. №7.
7. Горностырев Ю.Н. Микроскопические механизмы гетерогенного зарождения новой фазы при полиморфном ГЦК-ОЦК- превращении: сб. науч. тр. «Фазовые и структурные превращения в стали». – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского дома печати. 2008. С. 31-57.
8. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. - . М.: Металургиздат, 1963. - 311 с.

Рецензенты:

Симонов Ю.Н., д.т.н., проф., зав. каф. МТО МТФ ПНИПУ, г. Пермь.

Ханов А.М., д.т.н., проф., зав. каф. КМиТОМ ПНИПУ, г. Пермь.