

Д.О. Панов, Т.Ю. Чернова, Л.Ц. Заяц, Ю.Н. Симонов

Пермский государственный технический университет

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ПРИ НАГРЕВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ ПАКЕТНОГО МАРТЕНСИТА

Проведен сравнительный анализ аустенитизации сталей с исходной структурой пакетного мартенсита (12Х2Г2НМФТ И 12ХН3А) в области межкритического интервала при непрерывном нагреве с различными скоростями. Показано, что с увеличением скорости нагрева межкритический интервал у исследованных сталей расширяется. Независимо от скорости нагрева интенсивность превращения в межкритическом интервале, характеризуемая тангенсом угла наклона линейного участка превращения на дилатометрической кривой, в стали 12ХН3А существенно ниже, чем в стали 12Х2Г2НМФТ, что объясняется повышенным сопротивлением диффузионной релаксации в двухфазной области последней.

Прочность и надежность стальной конструкции определяется структурой материала, из которого она выполнена. В свою очередь, структура стали зависит от ее химического состава и технологии обработки. Структурой стали можно управлять с помощью термической или термомеханической обработки, т.е. ряда технологических операций, включающих нагрев в температурную область существования аустенита. Сюда можно отнести сварку и лазерную обработку. Размер зерна, субструктура, однородность по химическому составу аустенита, формирующегося в результате фазового превращения при нагреве выше критических точек, во многом определяют структуру, а значит, и свойства стали после охлаждения. Процесс аустенитизации тесно связан с такими явлениями, как фазовая и структурная наследственность, фазовый наклеп, перекристаллизация стали, рекристаллизация [1, 2].

Образование и рост зародышей аустенита происходят в области температур, ограниченных критическими точками A_{c1} (температура начала полиморфного превращения) и A_{c3} . Эту температурную область называют межкритическим интервалом (МКИ). Особенности процесса аустенитизации сталей при непрерывном нагреве в однофазную область зависят от температурно-временных параметров нагрева, химического состава и исходной структуры стали [3, 4]. В двухфазной области (МКИ) существует опасность диффузионного расслоения твердого раствора по углероду и легирующим элементам, что приводит к снижению свободной энергии системы, иначе говоря, к релаксации, и уменьшению характеристик прочности и надежности [4].

Для снижения кинетических возможностей расслоения системы за счет диффузионных механизмов необходимо уменьшить химическую неоднородность исходной структуры и повысить стойкость стали к диффузионной релаксации за счет легирования. Это позволит получить однородный по легирующим элементам и углероду аустенит.

Относительной химической однородностью обладает структура низкоуглеродистого пакетного мартенсита. Субструктура пакетного мартенсита устойчива к рекристаллизации при отпуске [5], т.е. обладает повышенной стойкостью к диффузионной релаксации при нагреве. Высокую стойкость к диффузионной релаксации можно обеспечить сбалансированным, или системным, легированием [6], которое реализовано в некоторых низкоуглеродистых мартенситных сталях [7]. В этих сталях в широком интервале варьирования температурно-временных параметров охлаждения реализуется структура пакетного мартенсита.

Данная статья посвящена изучению процессов аустенитизации при непрерывном нагреве с разными скоростями низкоуглеродистых сталей с разной стойкостью к диффузионной релаксации, имеющих в исходном состоянии структуру пакетного мартенсита. В качестве материалов исследования были выбраны низкоуглеродистая мартенситная сталь 12Х2Г2НМФТ с высоким сопротивлением к диффузионной релаксации и низкоуглеродистая сталь 12ХН3А, система легирования которой снижает сопротивление к диффузионной релаксации. Химический состав исследуемых материалов приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей

№ п/п	Марка стали	Содержание элементов, мас. %									
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti	Mo	S	P
1	12Х2Г2НМФТ	0,12	0,19	2,23	2,38	1,38	0,09	0,02	0,43	0,005	0,008
2	12ХН3А	0,11	0,24	0,37	0,65	3,01	–	–	–	0,008	0,007

Исходное состояние сталей перед экспериментом – мартенсит, полученный в результате закалки с 920 °С (выдержка 20 мин) в воду. Предварительная термическая обработка проведена в лабораторной печи типа «СНОЛ».

Дилатометрический анализ проводился на закалочном дилатометре Linseis L78 R.I.T.A., оснащенном индукционным датчиком продольного перемещения Schaevitz HR 100 (MC), сбор и обработка полученных данных осуществлялись с помощью пакета программ, поставляемых с прибором. Для дилатометрического анализа использовали цилиндрические образцы высотой 10 мм и диаметром 3 мм. Температура при проведении опытов фиксирова-

лась с помощью предварительно откалиброванной термопары S-типа (Pt – Pt–10 % Rh), которая приваривалась к боковой поверхности исследуемых образцов. Нагрев образцов производился в вакууме ($\sim 10^{-2}$ Па) со скоростями 90, 20 и 0,6 °/с до 900 °С. Положение температуры начала и конца фазового превращения определялось точками отрыва касательных, проведенных к соответствующим участкам на дилатометрической кривой [8].

Долю превращения при нагреве находили путем деления угла, образованного линейными участками равномерного термического расширения α - и γ -фаз, на десять равных частей. Разделительные лучи делят дилатометрическую кривую на части, каждая из которых соответствует 10%-й доле $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

В эксперименте сопоставляли параметры аустенитизации сталей 12Х2Г2НМФТ и 12ХН3А при непрерывном нагреве с различными скоростями. Положение критических точек и уровень 50%-го превращения приведены на рис. 1.

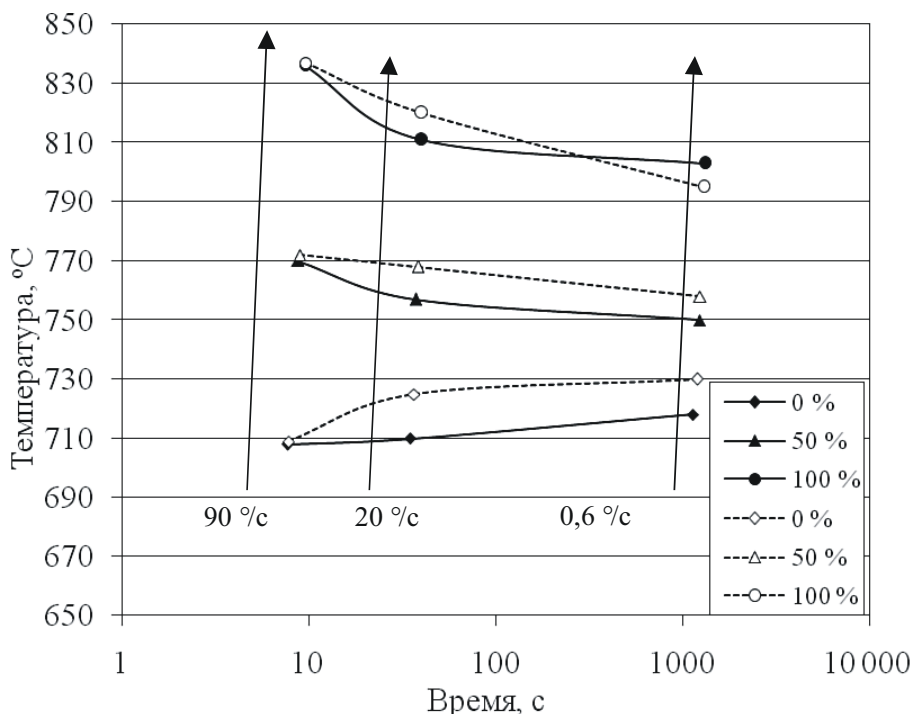


Рис. 1. Фрагмент термокинетической диаграммы образования аустенита:
 ----- для стали 12Х2Г2НМФТ; ———— для стали 12ХН3А

Для обеих сталей при увеличении скорости нагрева наблюдается рост температурного интервала превращения, что связано со смещением критической точки A_{c1} вниз и A_{c3} вверх по температурной шкале.

Инициация начала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при более низких температурах с увеличением скорости нагрева, т.е. снижение A_{c1} , вызвано сохранением высокой плотности нерелаксированных дислокаций в структуре к моменту начала превращения [9]. Повышение A_{c3} при увеличении скорости нагрева является следствием смещения завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в область более высоких температур [10], т.к. диффузия – по-видимому, в большей степени контролирующая завершающий этап превращения – процесс, происходящий во времени.

Интервал образования аустенита для стали 12Х2Г2НМФТ накладывается на верхнюю часть интервала для стали 12ХН3А, что говорит о более высокой стабильности стали с большим сопротивлением диффузионной релаксации к образованию аустенита при нагреве. Сопоставление кинетических кривых образования аустенита, полученных в результате дилатометрического исследования, для исследуемых сталей приведено на рис. 2.

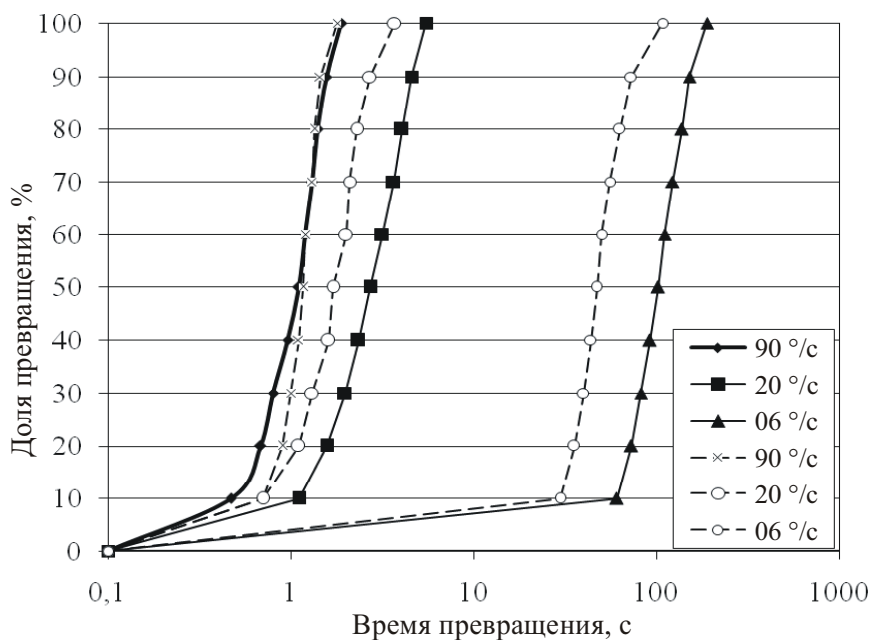


Рис. 2. Кинетические кривые образования аустенита:
 – для стали 12Х2Г2НМФТ; ——— – для стали 12ХН3А

Образование аустенита при низких и средних скоростях нагрева в стали 12Х2Г2НМФТ происходит быстрее, чем превращение при аналогичных скоростях в стали 12ХН3А. Это является следствием более узкого МКИ температур у стали 12Х2Г2НМФТ, чем у стали 12ХН3А, при одной и той же скорости нагрева.

Изучение дилатометрических кривых при нагреве с различными скоростями (рис. 3) позволяет выделить в области МКИ температур участок ли-

нейной зависимости удлинения образца от температуры. Этот участок расположен в средней области МКИ и соответствует 60–80 % превращения, развивающегося за счет процессов роста зародышей аустенита. На участках, расположенных до и после линейного, происходит образование зародышей и растворение локальных ферритных областей соответственно. Линейный участок дилатиметрической кривой можно аппроксимировать прямой.

В современном теоретическом металловедении принято считать, что зародыш новой фазы образуется сдвиговым путем и ориентационно связан с исходной матрицей [11]. Структурные и кинетические особенности превращения определяются характером релаксационных процессов на границе растущего зародыша новой фазы и исходной матрицы [12]. Угол наклона линейного участка характеризует интенсивность превращения и зависит от вида релаксационных процессов на границе растущих кристаллов аустенита. С увеличением вклада диффузионной релаксации тангенс угла наклона снижается. В табл. 2 приведены значения тангенса угла наклона линейного участка ($\text{tg}\alpha$) для исследуемых сталей.

Таблица 2

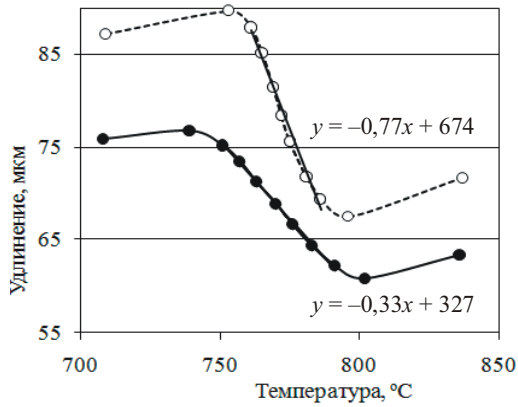
**Значения $\text{tg}\alpha$ прямолинейного участка МКИ
дилатометрической кривой**

Сталь	$-\text{tg}\alpha$		
	90 °/с	20 °/с	0,6 °/с
12Х2Г2НМФТ	0,77	0,59	0,79
12ХН3А	0,33	0,49	0,33

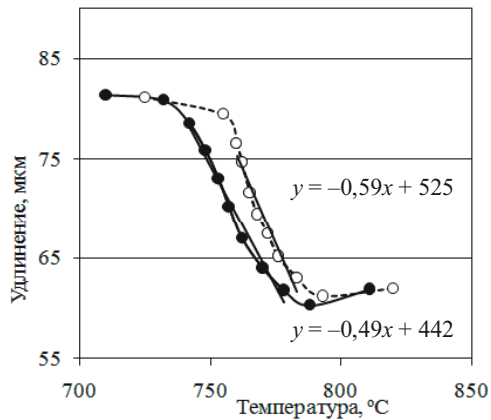
У стали 12Х2Г2НМФТ $\text{tg}\alpha$ при высоких и низких скоростях нагрева практически совпадают, как и в случае стали 12ХН3А. Этот факт говорит о наличии ориентационного роста зародышей аустенита в этих условиях нагрева при отсутствии нелинейных рекристаллизационных процессов на межфазной границе (рис. 3, а и в).

При низких скоростях нагрева (порядка 0,6 °/с) ориентационная связь между растущим кристаллом аустенита и исходной матрицей сохраняется, причиной чего является релаксация межфазной границы за счет полигонизации, как альтернативного рекристаллизации процесса [2]. Эти процессы проявляются в прямолинейности дилатометрической кривой во время $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при низких скоростях нагрева (рис. 3, в).

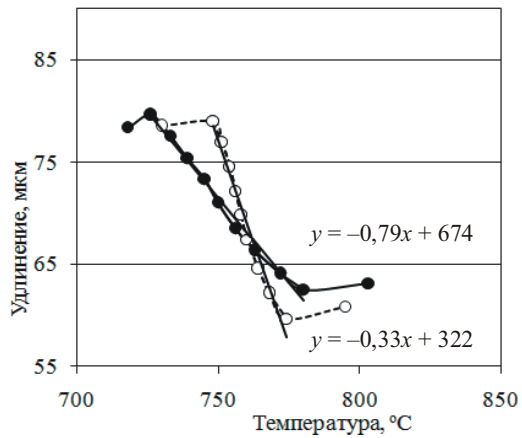
Средние скорости нагрева приводят к отклонению от линейности изучаемого участка дилатометрической кривой (рис. 3, б), что можно объяснить включением рекристаллизационных нелинейных механизмов релаксации на межфазной границе растущего кристалла.



a



б



в

Рис. 3. Графики зависимости удлинения испытуемых образцов от температуры нагрева в МКИ при непрерывном нагреве: *a* – 90 °/с; *б* – 20 °/с; *в* – 0,6 °/с; – для стали 12Х2Г2НМФТ; ———— – для стали 12ХН3А

Высокая скорость нагрева ведет к подавлению таких диффузионных релаксационных процессов, как полигонизация, рекристаллизация, перераспределение углерода и легирующих элементов и т.д. Отсутствие этих явлений приводит к преимущественно бездиффузионному и ориентационному росту зародышей аустенита и выражается в линейности среднего участка дилатометрической кривой в МКИ (рис. 3, *a*). Величина $\text{tg}\alpha$ при всех скоростях нагрева выше у стали 12Х2Г2НМФТ. Это указывает на большую интенсивность аустенитизации при нагреве этой стали, по сравнению с 12ХН3А. Это объясняется более высоким сопротивлением диффузионной релаксации при аустенитизации у стали 12Х2Г2НМФТ.

Таким образом, линейность и схожий угол наклона среднего участка дилатометрической кривой в МКИ при высоких и низких скоростях нагрева исследуемых сталей говорят об ориентационном росте кристаллов аустенита, что приводит к проявлению структурной наследственности [1]. При средних скоростях нагрева происходит нарушение линейности на участке роста кристаллов аустенита, что является следствием развития рекристаллизационных релаксационных процессов на межфазных границах. В этом случае структурная наследственность не проявляется.

Сделаем следующие выводы:

1. При непрерывном нагреве низкоуглеродистых сталей 12Х2Г2НМФТ и 12ХН3А, имеющих в исходном состоянии структуру пакетного мартенсита, с увеличением скорости нагрева происходит расширение температурного интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, вызванного понижением критической точки A_{c1} , в связи с сохранением высокой плотности нерелаксированных дислокаций в структуре к моменту начала превращения, и повышением температуры A_{c3} , вследствие протекания диффузионных процессов во времени.

2. Высокая стойкость стали 12Х2Г2НМФТ к диффузионной релаксации проявляется в более узком, по сравнению с 12ХН3А, МКИ при одинаковых скоростях нагрева и, как следствие, приводит к меньшему времени нахождения 12Х2Г2НМФТ в МКИ при прочих равных условиях нагрева. Это делает сталь 12Х2Г2НМФТ более стойкой к расслоению в МКИ.

3. Влияние скорости нагрева на $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение отражается на дилатометрической кривой в изменении угла наклона ее прямолинейного участка. Совпадение $\text{tg}\alpha$ при низких и высоких скоростях нагрева свидетельствует об общности процессов зарождения и роста зародышей аустенита в крайних условиях, что выражается в выполнении ориентационной связи между растущими зародышами аустенита и исходным мартенситом. Диффузионные релаксационные процессы на межфазной границе «аустенит – феррит» практически отсутствуют (при быстром нагреве) или сводятся к полигонизации (при медленном нагреве).

4. Интенсивность превращения в МКИ, характеризуемая тангенсом угла наклона линейного участка превращения на дилатометрической кривой,

в стали 12ХН3А существенно ниже, чем в стали 12Х2Г2НМФТ, что объясняется повышенным сопротивлением диффузионной релаксации в двухфазной области последней.

Список литературы

1. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали: моногр. – М.: Металлургия. 1973. – 208 с.
2. Дьяченко С.С. Наследственность при фазовых превращениях: механизм и влияние на свойства // МиТОМ. – 2000. – № 4. – С. 14–19.
3. Зельдович В.И. Три механизма образования аустенита и структурная наследственность в сплавах железа // Развитие идей академика В.Д. Садовского: сб. тр.; Ин-т физики металлов ИФМ УРО РАН. – Екатеринбург, 2008. – С. 30–34.
4. Липчин Н.Н. Перераспределение легирующих элементов при перекристаллизации стали в процессе нагрева // МиТОМ. – 1990. – № 11. – С. 8–11.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов: ч. 1. Дефекты решетки: моногр. – 2-е изд. – М.: МИСиС, 1999. – 384 с.
6. Симонов Ю.Н. Условия получения структуры пакетного мартенсита при замедленном охлаждении низкоуглеродистого аустенита // ФММ. – 2004. – Т. 97. – Вып. 5. – С. 77–81.
7. Особенности формирования структуры и свойств низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ / А.П. Каменских [и др.] // МиТОМ. – 2003. – № 3. – С. 10–12.
8. Романов П.В., Радченко В.П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении стали: Атлас термокинетических диаграмм. Ч. I: Термокинетический метод исследования превращений аустенита: моногр. – Новосибирск: Изд-во Сиб. отд. АН СССР, 1960. – С. 17–18.
9. Браташевский А.Ю., Дьяченко С.С. Влияние дислокационной структуры стали 20 на положение критической точки A_{c1} // Вопросы металловедения и термической обработки: межвуз. сб. науч. тр. – Пермь: Изд-во Перм. ун-та, 1977. – С. 160.
10. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах: моногр. – М.: Металлургиздат. 1963. – 312 с.
11. Делингер У. Теоретическое металловедение: моногр. – М.: Металлургиздат, 1960. – 296 с.
12. Ройтбурд А.Л. Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии // Успехи физических наук. – 1974. – Т. 113. – № 1. – С. 69–104.

Получено 4.04.2010