

УДК 621.785.616.2:669.15

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

© 2012 С.С. Югай, М.Г. Закирова, Т.Р. Абляз

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Поступила в редакцию 24.10.2012

Рассмотрена возможность диспергирования высокопрочной низкоуглеродистой мартенситной стали 10Х3ГНМФТ с целью повышения конструкционной прочности. Исследовано влияние интенсивной термической обработки на эволюцию структуры в результате реализации структурной наследственности и динамической рекристаллизации аустенита.

Ключевые слова: *термоциклическая обработка, диспергирование, структурная наследственность, динамическая рекристаллизация, блочный мартенсит*

В настоящее время большой интерес проявляется к конструкционным материалам со структурой низкоуглеродистого мартенсита, образование которого позволяет получать высокий комплекс характеристик механических свойств. Низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС), разработанные в 70-80-ых гг. также обладают высоким комплексом свойств и гарантируют уровень прочности (σ_b) более 1400 МПа с высокими характеристиками надежности [1]. Принципиальными преимуществами НМС являются возможность использовать в горячекатаном состоянии, хорошая свариваемость и возможность упрочнения методами химико-термической обработки. Известно, что повышение прочностных и вязко-пластических характеристик возможно путем измельчения зерна [2]. Среди многообразия методов диспергирования структуры больший научный интерес представляют методы интенсивной пластической деформации, однако перспективным и технологичным является применение термоциклической обработки (ТЦО) без использования высокоэнергетического воздействия. Высокая релаксационная способность низкоуглеродистого мартенсита позволит измельчить структуру до нанометрических размеров и повысить характеристики механических свойств НМС путем проведения ТЦО с нагревом в аустенитную область выше температуры рекристаллизации [3]. Исследования, проводимые на стали 12Х2Г2НМФТ показали возможность

существенного измельчения зерна. После ТЦО (пятикратное повторение аустенитизации 930°C с охлаждением в воде) независимо от режима обработки получали ультрамелкое зерно со средним размером 1,6 мкм, что мельче 14 номера по ГОСТ 5639-82, причем пакетно-реечное строение мартенсита при использовании светового микроскопа не разрешается. Формирующаяся ультрамелкозернистая структура обеспечивает получение предела прочности более 1300 МПа в сочетании с ударной вязкости более 1 МДж/м².

Одной из перспективных сталей класса НМС является сталь 10Х3ГНМФТ [4], которую возможно использовать для изготовления тяжело нагруженных конструкций, деталей, подвергаемых химико-термическому упрочнению, изготовлению штампового инструмента и др. Принципиальным отличием от ранее исследованной стали 12Х2Г2НМФТ данная НМС содержит более высокое содержание ванадия, обеспечивающего повышенную теплостойкость. Однако выделение в процессе термической обработки карбидов ванадия приводит к охрупчиванию структуры, что существенно сужает область применения стали 10Х3ГНМФТ. Поэтому исследование диспергирования этой стали с целью повышения вязкости методом ТЦО представляет научный и практический интерес.

Цель работы: исследование формирования структуры и свойств стали 10Х3ГНМФТ при интенсивной термоциклической обработке.

Материалы и методики исследования. Исследованию подвергалась НМС марки 10Х3ГНМФТ, химический состав которой приведен в табл. 1.

Югай Сергей Сергеевич, кандидат технических наук, доцент. E-mail: jugaj@do.pstu.ru

Закирова Мария Германовна, кандидат технических наук, доцент. E-mail: marusia-art@mail.ru

Абляз Тимур Ризович, аспирант

Таблица 1. Химический состав стали, % по массе

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti
10X3ГНМФТ	0,11	1,37	0,20	3,21	1,28	0,38	0,46	0,05

Исходными заготовками служили прутки квадратного сечения. Для проведения экспериментов были изготовлены образцы 10×10×55 мм. Объемную термическую обработку проводили в промышленных соляных ваннах со скоростью нагрева более 100 град/сек. Для исследования влияния размера зерна аустенита на структуру и свойства НМС 10X3ГНМФТ использовали образцы в закаленном состоянии с прокатного нагрева и после термоциклической обработки по режиму: $t_{\text{нагр}} = 950^{\circ}\text{C}$, $\tau = 60$ сек, охлаждение – вода, 3,5 и 7 циклов. Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном микроскопе Phillips CM-12 с ускоряющим напряжением 120 кВ. Тонкие фольги готовили электроэрозионной резкой, механическим шлифованием и последующей электрополировкой с использованием плоских электродов из нержавеющей стали в электролите при напряжении 15–30 В. Для проведения сканирующей микроскопии образцы исследовали при 1000...30000-кратном увеличении, на сканирующем электронном микроскопе Hitachi P-3400N при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Испытания на одноосное растяжение и расчет характеристик прочности и пластичности проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84 на пятикратных цилиндрических образцах типа III № 7 на разрывной машине Р-5 с предельной нагрузкой 2 тонны. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454-78 на образцах с U-образным надрезом. С целью определения микронапряжений и размеров блоков проводили рентгеноструктурный анализ на установке «ДРОН-2» в моно-хроматическом излучении железа при напряжении 30 кВ и силе тока 15 мА. Определение размеров блоков мартенсита осуществлялось методом аппроксимации. Для проведения анализа производили съемку двух рентгеновских линий (110) и (220), на малых и больших углах отражения.

Результаты эксперимента и их обсуждение. В исходном горячекатаном состоянии сталь 10X3ГНМФТ имеет структуру типичного низкоуглеродистого мартенсита (рис. 1). Размер зерен аустенита находится в интервале 5–15 мкм, толщина реек составляет примерно 100–300 нм. Внутри реек наблюдаются дислокационные скопления. Плотность дислокаций составляет примерно 10^{11} см^{-2} .

Термоциклическая обработка при температуре 950°C уже после трех циклов обеспечивала

получение размера аустенитного зерна 3–5 мкм (рис. 2а).

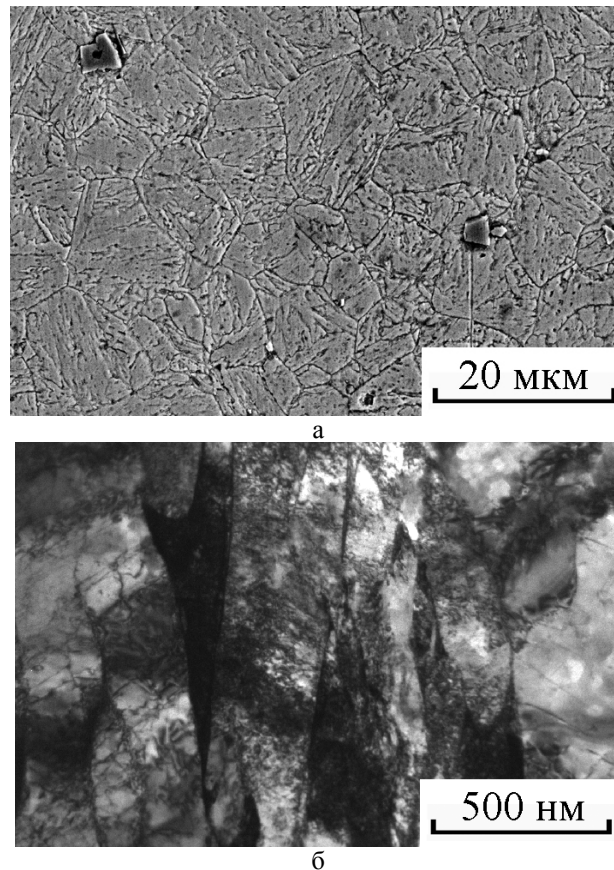
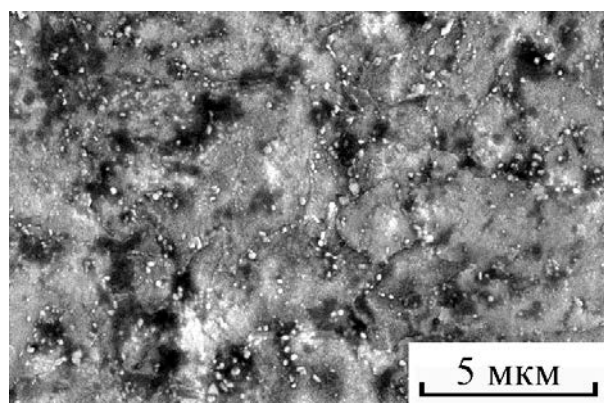
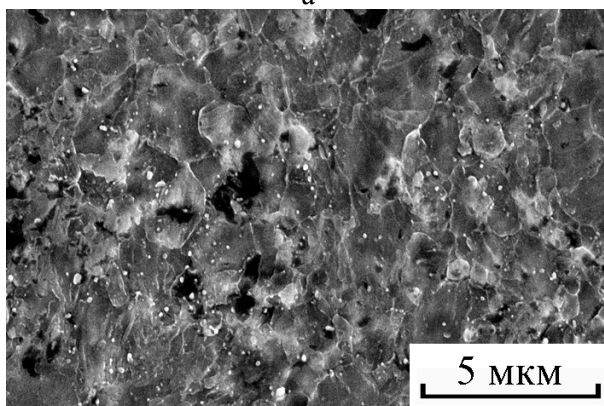


Рис. 1. Микроструктура стали 10X3ГНМФТ в горячекатаном состоянии: а – изображение, полученное методом сканирующей микроскопии, б – светлопольное изображение

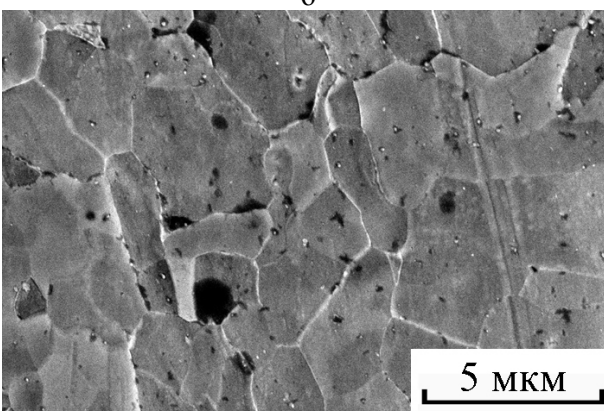
Основной причиной измельчения зерна при интенсивном термическом воздействии является реализация одновременно двух явлений: структурной наследственности и динамической рекристаллизации аустенита. В материале возникают структурные и термические напряжения, которые инициируют появление, перераспределение и взаимодействие дефектов кристаллического строения. Реализация структурной наследственности позволяет получить и сохранить эти изменения в аустенитном состоянии, а дальнейшие процессы динамической рекристаллизации такого аустенита приводят к измельчению зерна, причем новые зерна формируются с новой кристаллографической ориентировкой и отделены друг от друга высокоугловыми границами, что подтверждается исследованием остаточного аустенита в матрице (рис. 3).



а



б



в

Рис. 2. Микроструктура стали 10X3ГНМФТ после 3 (а), 5 (б) и 7 (в) циклов

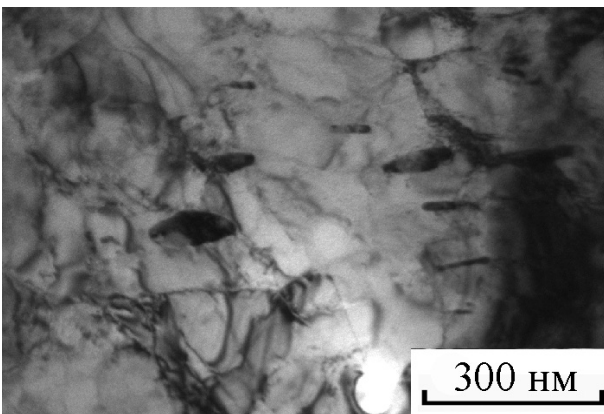


Рис. 3. Остаточный аустенит (темные участки) в фольге термоциклированной стали 10X3ГНМФТ

Минимальный размер зерна 0,5-2 мкм и максимальная однородность были получены после пяти циклов, при которых достигается формирование наибольшего количества зародышей аустенита с кристаллографической ориентировкой, отличающейся от первоначальной после фазового превращения. Последующее увеличение количества циклов приводит к незначительному росту зерна, связанного с процессами собирательной рекристаллизации, поскольку энергия образования новых зародышей превосходит энергию роста кристаллов. Просвечивающая электронная микроскопия показывает, что внутренняя структура представляет собой сочетание реек и блоков мартенсита, разделенных мало- и большеугловыми границами (рис. 4). Ширина некоторых реек составляет 50-100 нм, а длина 300-400 нм, размеры блоков составляют 150-200 нм. Плотность дислокаций по данным РСА составляет примерно 10^{11} см^{-2} . Рентгеноструктурный анализ показал, что размер блоков не превышает 200 нм после пятикратного термоциклирования: в среднем в одном зерне сконцентрировано 5-10 блоков различной кристаллографической ориентировки с высокой плотностью дислокаций.

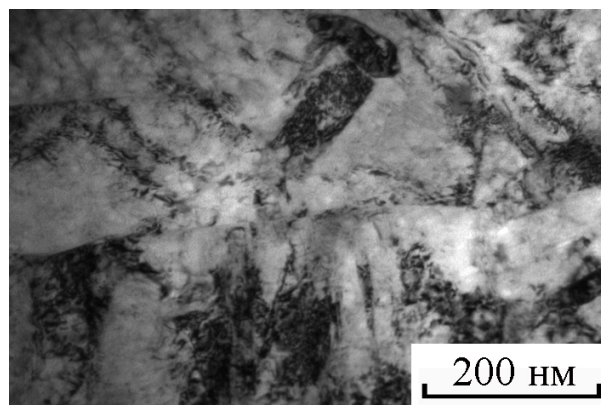


Рис. 4. Тонкая структура стали 10X3ГНМФТ после ТЦО 950°C, 5циклов

Характеристики механических свойств, представленные в табл. 2, показали, что диспергирование приводит к некоторому повышению характеристик прочности и пластичности и существенно увеличивает вязкость стали.

Таким образом, проведение термоциклической обработки с охлаждением в воде стали 10X3ГНМФТ приводит к диспергированию бывшего зерна аустенита в сравнении с исходной структурой, и размер зерна полученного при 950°C составляет в среднем 0,5-2 мкм с хорошо развитым внутренним блочно-реечным строением, обеспечивающим высокие характеристики надежности.

Таблица 2. Характеристики механических свойств стали 10Х3ГНМФТ

Режим ТО	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HRC	KCU, МДж/м ²
охлаждение на воздухе с прокатного нагрева	1370	1130	12	58	37	0,7
ТЦО 950 °С, 5 циклов (нагрев со скоростью 100 °С/сек, охлаждение в воде)	1420	1180	11	61	41	1,3

Выводы:

1. Термоциклическая многократная обработка стали 10Х3ГНМФТ, заключающаяся в ускоренном нагреве с последующим быстрым охлаждением, обеспечивает формирование структуры блочно-реечного мартенсита с размером зерна 0,5-2 мкм и размером блоков до 200 нм.

2. Диспергирование структуры обеспечивается путем интенсивной динамической рекристаллизации строения зерен вследствие реализации структурной наследственности. Новый комплекс ультрамелких зерен имеет отличающуюся от начальной кристаллографическую ориентировку.

3. Термоциклирование стали 10Х3ГНМФТ приводит к повышению прочностных характеристик с одновременным существенным увеличением ударной вязкости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Клейнер, Л.М. Свойства низкоуглеродистого легированного мартенсита / Л.М. Клейнер, Л.И. Коган, Р.И. Энтин // ФММ. 1972. Т. 33, № 4. С. 824-830.
2. Заяц, Л.Ц. Диспергирование структуры сталей в условиях интенсивного термического воздействия. Часть 2. Исследование влияния системы легирования на эволюцию структуры при аустенитизации / Л.Ц. Заяц, Д.О. Панов, Ю.Н. Симонов // МиТОМ. 2010. №11. С. 20-25.
3. Рясков, И.В. Формирование зеренной и реечной структуры в низкоуглеродистых мартенситных сталях термоциклированием / И.В. Рясков, Л.М. Клейнер, А.А. Шацов и др. // МиТОМ. 2008. № 9. С. 33-39.
4. Митрохович, Н.Н. Термическая усталость низкоуглеродистой мартенситной стали // МиТОМ. 2007. №5. С. 36-41.

DISPERSION OF LOW-CARBONACEOUS MARTENSITE STEEL BY THE METHOD OF INTENSIVE THERMAL-CYCLE PROCESSING

© 2012 S.S. Yugay, M.G. Zakirova, T.R. Ablyaz

Perm National Research Polytechnical University

Possibility of dispersion the high-strength low-carbon martensite steel 10Х3ГНМФТ for the purpose of increase the constructional durability is considered. Influence of intensive heat treatment on structure evolution as a result of realization the structural heredity and dynamic recrystallization of austenite is investigated.

Key words: *thermal-cycle processing, dispersion, structural heredity, dynamic recrystallization, martensite block*

Sergey Yugay, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor.

E-mail: jugaj@do.pstu.ru

Maria Zakirova, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor.

E-mail: marusia-art@mail.ru

Timur Ablyaz, Post-graduate Student